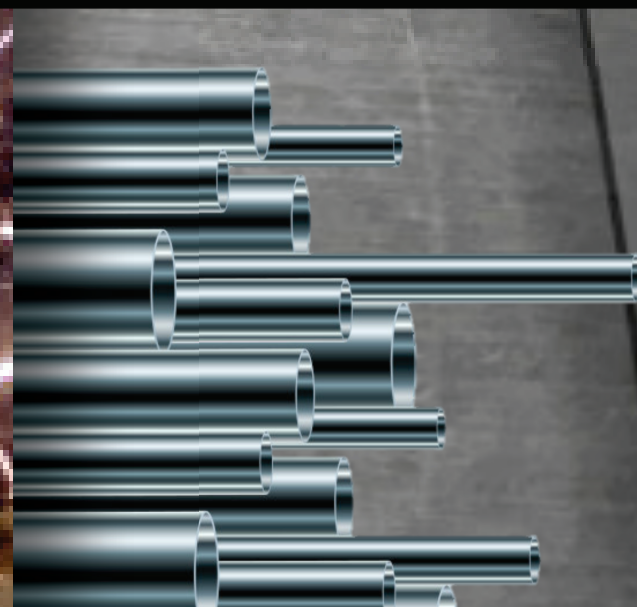




IGOR ANTONIO DE OLIVEIRA CARVALHO

SOLDAGEM TIG EM AÇOS DUAL-PHASE

análise microestrutural e mecânica



ISBN: 978-65-00-09920-1

IGOR ANTONIO DE OLIVEIRA CARVALHO

SOLDAGEM TIG EM AÇOS DUAL-PHASE

análise microestrutural e mecânica

**TERESINA
2020**

Soldagem TIG em aços dual-phase: análise microestrutural e mecânica

IGOR ANTONIO DE OLIVEIRA CARVALHO

© 2020 By Autor

Esta obra é uma adaptação da Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Instituto Federal do Piauí, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais

Capa e Diagramação: Alex Sandro Leal @biblio_alex_leal

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

Carvalho, Igor Antonio de Oliveira
C331s Soldagem TIG em aços dual-phase: análise microestrutural e
mecânica / Igor Antonio de Oliveira Carvalho. Teresina - 2020.
108 p.: il. color. Formato PDF: 105 MB

ISBN: 978-65-00-09920-1

1. Metalurgia. 2. Soldagem. 3. Aços avançados de alta resistência. 4.
Aços dual-phase. 5. Aço DP1200. I. Título.

CDD - 620.1

Bibliotecário Alex Sandro Leal / CRB13 - nº863

AGRADECIMENTO

Nesta tarefa de escrever, algumas pessoas deram suas contribuições em ideias e caminhos bem como apoio, queria expressar minha gratidão ao professor Ayrton de Sá Brandim do Instituto Federal do Piauí, cuja colaboração foi valiosa e se concentrou na orientação dos caminhos a serem tomados por esta obra; à minha mãe, Eliane Rosa, e a minhas irmãs , Naína, Jeniffer e Julie pelo incentivo e ajuda em diversos momentos. E à minha mulher Adelha Clarice que tanto me motiva

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

3 JUSTIFICATIVA

4 REVISÃO DE LITERATURA

...

4.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA-AHSS

4.2 AÇOS DUAL-PHASE

4.3 PROCESSO DE SOLDAGEM

4.4 FLUXO DE CALOR

4.5 SOLDAGEM TIG

5 MATERIAIS E MÉTODOS

5.2 PROCEDIMENTOS PARA SOLDAGEM

5.3 VERIFICAÇÃO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA

5.4 FLUORESCÊNCIA DE RAIOS

5.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

5.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA POR MICROSCOPIA ÓTICA

5.7 PERFIL DE MICRODUREZA

5.8 DIFRAÇÃO POR RAIOS

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

6.2 ANÁLISE TÉRMICA

6.3 ENSAIO DE MICRODUREZA

6.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS DO ENSAIO DE TRAÇÃO DO AÇO DP1200 E DAS JUNTAS SOLDADAS COM ER70S-3 E ER308L.

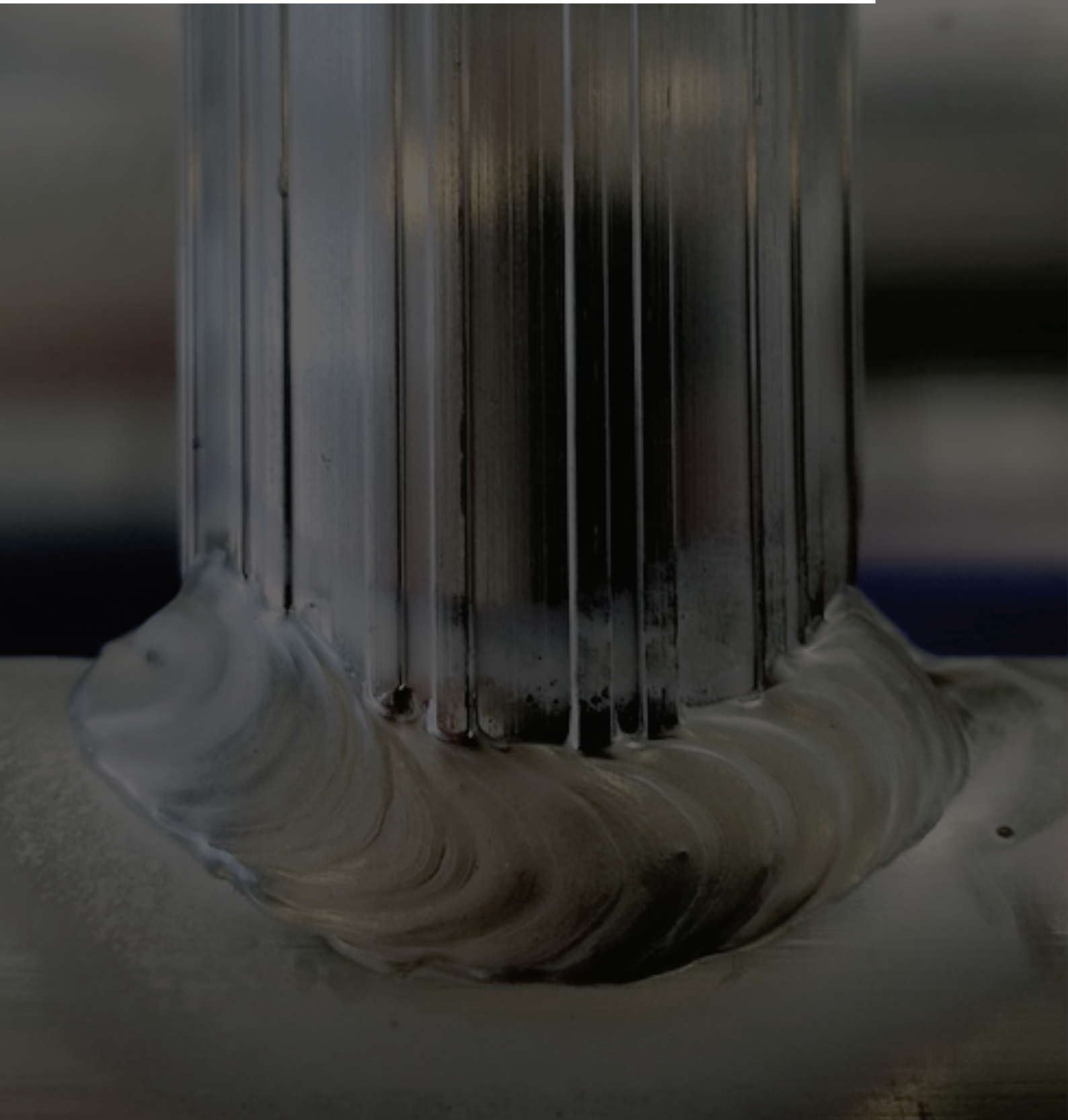
6.5 CARACTERIZAÇÃO POR MICROSCOPIA ÓTICA E DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DAS AMOSTRAS EM RECEBIDO E SOLDADAS DO AÇO DP1200

7 CONCLUSÕES

REFERÊNCIAS

1

INTRODUÇÃO



A grande competitividade industrial materializada pela tentativa de redução de custos e alta na qualidade do produto que se soma ao novo modelo de tratados internacionais e regulamentações de agências governamentais tem forçado a indústria automotiva a buscar alternativas que consigam contemplar essas metas (WORLDAUTOSTEEL, 2019)

Segundo Gorni (2009) em torno do contexto sócio-político e globalista que permeia a questão do efeito estufa, temos uma estrutura legalizada cada vez mais rígida, isso tem guiado a indústria automotiva a controlar novos processos de fabricação e criação de novos materiais que venham a atender essa demanda do mercado. Os materiais que possam atender a essas demandas devem conter características como elevada rigidez estrutural, alto nível de segurança, boa durabilidade, leveza, confiabilidade e boa dissipação de ruídos.

Em relação ao comportamento mecânico do conjunto de peças automotivas temos dois cenários peculiares: um primeiro com peças que tem deformação mínima quando expostas a cargas e um segundo, com peças em que ocorrem deformações expressivas quando submetidas a essas cargas (PEREIRA, 2016)

A industrial metalmecânica progrediu e inovou tecnologicamente com a apresentação de novos materiais e processos que permitiram a criação de veículos com as características requisitadas e que continuassem com essas características mesmo depois de peças soldadas. O ponto chave são os Advanced High-Strength Steels (AHSS) que são aços avançados de alta resistência. Esses aços tem uma peculiaridade interessante e conseguem atender os requisitos das tendências do avanço tecnológico da industrial automobilística que vem surgindo (TIGRINHO, 2011).

De forma geral, o uso dos aços AHSS reduz o peso dos componentes em 25% e o espaço ocupado por eles em 60%. Dentro desse grupo dos AHSS, temos um subgrupo de aços conhecidos como aços bifásicos (dual-phase steels) que tem por característica principal um baixo teor de carbono e baixa liga aos quais são feitos tratamentos térmicos e mecânicos que lhes garante uma melhor capacidade de conformação e com boa absorção energética devido a um aumento na tenacidade e no limite de resistência a tração (GORNI et al., 2007).

Quando tentamos fazer uma união metálica por solda as parcelas unidas em uma fase, ou melhor, coalescidas são produzidas através de uma fusão bastante localizada e isso acaba por ocasionar uma modificação delicada na microestrutura do material por muitas vezes indesejada visto que esse material já sofreu tratamento proposital e acaba impactando nas propriedades mecânicas do material nessa região.

Podemos verificar esse fenômeno tanto em uma região proximal da solda que não se fundiu durante o processo, porém teve sua microestrutura e propriedades alteradas pelo calor induzido, região está denominada de zona termicamente afetada (ZTA) bem como no cordão de solda propriamente dito, sendo assim o maior controle desse fenômeno garante que o material não divergirá dos padrões estabelecidos pelo projeto.

Como limitação os aços *dual-phase* possuem campos de soldabilidade inferiores aos dos aços carbono ou dos HSLA. Esses tendem a apresentar altos índices de expulsão, a desgastar mais os eletrodos, a exibir elevada dureza na região da soldagem, o que fragiliza e causa trincas na mesma, e também a terem sua resistência à fadiga reduzida. Desta forma, fica perceptível que o processo de soldagem torna-se um desafio na produção dessas estruturas e, apesar de existir uma gama muito extensa de processos de soldagem fazer uma escolha adequada do processo requer um pouco de trabalho pois temos um nível de complexidade muito expressivo associado a união dos metais que comporão o produto final (WOLFF, 2008).

Diante dos vários processos de soldagem que temos, constatou-se que o processo TIG (*Tungsten Inert Gás*) é interessante para unir chapas finas de aços bifásicos. Por ser um processo de soldagem a arco eléctrico, criado entre um eletrodo não consumível de tungsténio e o material a soldar, envolto numa grande proteção gasosa constituída por um gás inerte bem na poça de fusão acaba por ocasionar alterações irrelevantes na composição química do cordão de solda e por ter um aporte térmico bastante controlável pode-se reduzir a dimensão da ZTA garantindo assim o controle do fenômeno da modificação microestrutural do material.

2

OBJETIVOS

OBJETIVOS GERAIS

O presente trabalho tem como objetivo avaliar as propriedades mecânicas da solda do aço DP1200 realizada pelo processo TIG.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Entender as mudanças microestruturais promovidas pelo processo de soldagem TIG no aço DP1200
- Determinar as propriedades mecânicas do aço DP1200;
- Soldar o aço pelo processo TIG com consumíveis diferentes para fazer comparação;
- Determinar as propriedades mecânicas do aço DP1200 soldado;
- Entender como as mudanças microestruturais do aço DP1200 soldado podem afetar as propriedades mecânicas;

3

JUSTIFICATIVA



Nos processos de soldagem existe uma grande dificuldade do controle das propriedades visto ao grande fluxo de energia térmica associado com a reorganização do material e o processo TIG torna-se um atrativo pois consegue ocasionar um maior controle dos parâmetros e proteção do cordão de solda e assim não comprometer drasticamente as propriedades iniciais

Os processos de soldagem normalmente modificam bastante as propriedades dos materiais e em se tratando de aços Dual Phase onde o limite de resistência é bastante elevado as quedas nas propriedades podem se tornar bem maiores que em aços comuns, devido a isso o processo de soldagem TIG por poder associar uma diminuição dos efeitos negativos ocasionados na zona termicamente afetada torna-se um aliado para minimizar as perdas em propriedades requeridas .

4 REVISÃO DE LITERATURA



4 REVISÃO DE LITERATURA

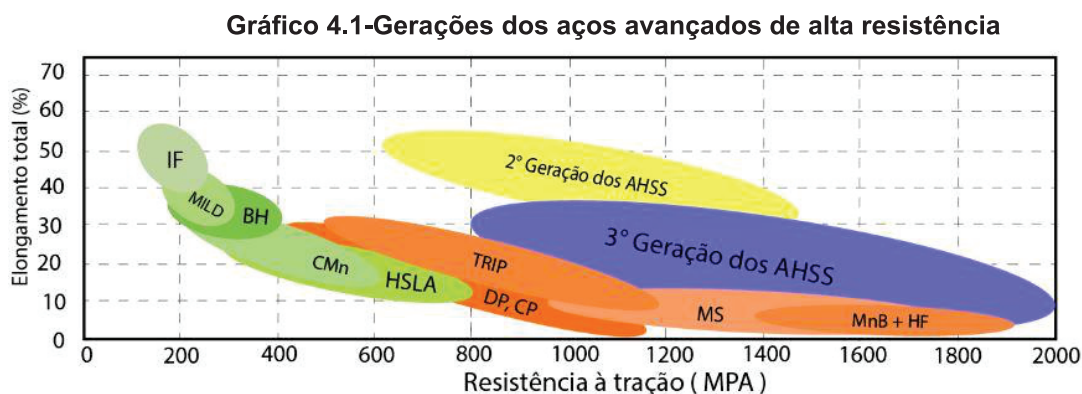
4.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA-AHSS

A indústria automobilística vem a cada dia focando a sua estrutura produtiva para o suprir a demanda da sociedade por automóveis que sejam mais econômicos, mais seguros, que agredam menos o meio ambiente e ainda com custos atraentes. Seguindo essa tendência, as siderúrgicas têm procurado desenvolver novos tipos de aços que combinam alta resistência mecânica e boa conformabilidade. (MURARI, 2009).

Essa demanda fez com que a indústria automobilística acabasse se tornando a maior provedora de avanços na metalurgia dos aços por todo esse tempo desde o perfil mais quadrado dos carros o que ocorria em parte a pouca estampabilidade que os aços ferrítico-perlíticos conseguiam alcançar aliados a limitações da ciência e dos processos até o perfil mais curvilíneos (*rabo-de peixe*) onde já se desenvolveram aços com boa estampabilidade. Nesse cenário eclodiu a primeira grande crise do petróleo o que impôs drasticamente a redução do seu consumo devido ao gigantesco aumento no preço do combustível e isso fez com que a indústria siderúrgica tivesse que reagir mais uma vez no desenvolvimento de aços que pudessem formar componentes mais leves sem comprometer a resistência. Então apareceram os aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL (*High Strength Low Alloy – HSLA*), contendo microadições de Nb, Ti e V, cuja microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação lhe proporcionavam maior resistência mecânica. Houve uma desvantagem nesse caminho, uma ligeira perda de estampabilidade nesses novos produtos e assim abriu caminho para o desenvolvimento dos aços bifásicos (*dual phase*), cuja microestrutura peculiar minimizava as perdas de estampabilidade decorrentes dos maiores níveis de resistência mecânica. (GUIMARÃES, 1997)

A partir da década de 1990 reinava um ambiente extremamente competitivo aliado a desafios ecológicos que estavam cada vez mais acentuados, isso teve como resposta da indústria siderúrgica mundial o desenvolvimento contínuo de novos tipos de chapas de aço com características cada vez mais designadas a aplicações específicas, a partir daí todos esses novos aços foram açambarcados numa família

denominada como Aços Avançados de Alta Resistência como mostra o Gráfico 4.1 (*Advanced High Strength Steels – AHSS*) (GORNÍ, 2009).



Fonte: adaptado de Worldautosteel (2017)

De acordo com Centeno (2018) as diferentes classes de aços foram desenvolvidas pela indústria, com o intuito de alcançar as variadas necessidades de desempenho, acabou então por promover combinações de microestruturas que culminou no aparecimento de classes como os TRIP, martensíticos, os Dual-Phase, entre outros, num momento de primeira geração de AHSS. A metalurgia dessa geração era basicamente composta de uma matriz ferrítica com ilhas de martensita e austenita retida que não sofreu transformação. No intuito de atingir maiores solicitações mecânicas foi desenvolvido os aços de segunda geração, que continham maior teor de austenita e grande quantidade de elementos de liga, a exemplo do Ni e Mn, isso acabou por ocasionar alto custo no processo produtivo de forma que novas lacunas foram ocasionadas nessa segunda geração o que levaram pesquisadores a desenvolver aços da terceira geração que tentam obter as qualidades da primeira e segunda geração, minimizando as desvantagens geradas pelas duas, podemos observar que nessa geração temos microestrutura ferrítico-martensítica, com baixo elemento de liga e que tem como resposta elevada resistência.

De acordo com a fonte eletrônica Worldautosteel (2019) Os *Advanced High-Strength Steels (AHSS)* São uma classe de aços que oferece uma boa relação entre resistência e conformabilidade sem comprometer a ductibilidade e nem a capacidade de absorção de energia melhorando assim a resistência ao impacto. Aços avançados de alta resistência (Aços AHSS) são aços com bastante sofisticação e complexidade, com estrutura química minuciosamente escolhida possuindo pequenas adições de

elementos de liga e microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento precisamente controlados. diversos mecanismos que melhoram a resistência são feitos para alcançar níveis mais relevantes de capacidades de deformação e elevados limites de resistência à tração, tenacidade, ductilidade, fadiga por exemplo. São incrivelmente leves se comparados aos aços de baixo carbono fabricados antigamente o que garantem projetos que atendem os desafios dos veículos de hoje para menores custos, melhor desempenho e melhor absorção de energia de impacto normas de segurança.

De acordo com Worldautosteel (2017) os AHSS são materiais com composições químicas selecionadas, e de microestrutura multifásica que se originam de processos controlados de aquecimento e resfriamento o que os torna sofisticados e complexos, onde uma gama variada de mecanismos de fortalecimento são utilizados para obter as propriedades mecânicas desejadas.

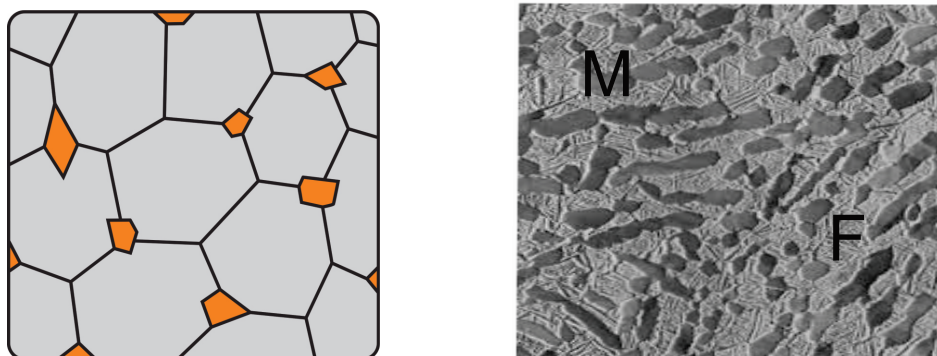
Os AHSS da primeira geração eram baseados e ferrita e estrutura multifásica e já possuíam resistência superior aos aços comuns, porém com ductilidade e conformabilidade delimitadas. Os de segunda geração ocorre recorrente aparecimento de austenita estabilizada na microestrutura com alto teor de manganês e outras ligas com excelente combinação de resistência e conformabilidade mas com suscetibilidade a trincas de baixa soldabilidade e alto custo devido a adição de ligas e os de terceira geração foi um aprimoramento do de primeira visando o baixo teor dos elementos de liga mas com a relação de resistência e conformabilidade bastante elevada graças a rotas especiais de processamento tendo a promessa de sanar as lacunas deixadas pelos aços de primeira e segunda geração, os mesmos ainda encontram-se em desenvolvimento.

Podemos perceber que desde a primeira geração até a terceira é predominante a busca por melhoria na ductilidade e conformidade, controlando a adição de elementos de liga e as rotas de processamento e ainda com dificuldades quando se tem processos que demandam alto dispêndio energético como soldabilidade. É importante ressaltar que a principal característica comum a todos esses tipos de aços é a presença de uma outra fase além de uma ferrítica, bainítica ou perlítica. (WORDAUTOSTEEL, 2017)

4.2 AÇOS DUAL-PHASE

Segundo a ASM Handbook (1990) Os aços de Dual-Phase são uma nova classe de aços de alta resistência e baixa liga (HSLA). Esta classe é caracterizada por uma resistência a tração de aproximadamente 550 Mpa a 1200 Mpa e por uma microestrutura que consiste em cerca de 20% de partículas de martensita dura dispersas em uma macia matriz de ferrita dúctil. O termo Dual-Phase (fase dupla ou bifásicos) refere-se à predominância na microestrutura de duas fases, ferrita e martensita como poderá ser observada na figura 4.1. No entanto, pequenas quantidades de outros constituintes, como bainita, austenita retida e a própria perlita, também pode aparecer

Figura 4.1-(a) Esquematização das microestruturas com duas fases, em laranja martensita e em cinza ferrita. (b) micrografia por microscopia eletrônica de varredura mostrando a forma e distribuição das fases em um aço Dual-Phase. As regiões escuras correspondem à ferrita (indicada como “F”), e as regiões claras correspondem a fase martensítica (indicada como “M”).



Fonte: Proprio autor ; Worldautosteel (2018)

Ainda de acordo com ASM Handbook (1990) em muitos laboratórios de pesquisa sobre esses aços estão sendo feitos visando a melhoria do processamento e composições para desenvolver novas composições de aço, como procedimentos alternativos que possam beneficiar grandes toneladas desses aços.

Sua classificação mais comum é de acordo com seu limite de resistência a tração como exemplos DP780, DP1000, DP1200. Na maioria dos casos esses aços apresentam menos de 0,1% de carbono para garantir uma elevada ductilidade da fase ferrítica martensítica, sendo que esse maior teor pode ser compensado com a adição

de manganês no material, conseqüentemente sua temperabilidade é aumentada bem como a estabilidade da austenita que virá a se transformar em martensita aumentando, ao final do tratamento térmico, o volume final desta última (MATLOCK; ZIA-EBRAHIMI; KRAUSS, 1982).

O teor de carbono também produz cerca de 20% da martensita na microestrutura após o recozimento intercrítica e resfriamento rápido. Em quantidades de 1 a 1,5% é adicionado manganês que garanta a temperabilidade necessária para a formação da martensita logo após esse resfriamento. Cromo e Molibdênio também são adicionados em quantidades geralmente abaixo de 0,6%. Pequenas quantidades de adições de ligas como vanádio, nióbio e titânio, podem ser adicionadas para fornecer endurecimento por precipitação e / ou controle de tamanho de grão. Pode ser adicionado nitrogênio para intensificar os efeitos de endurecimento por precipitação do vanádio. (ASM HANDBOOK, 1990)

Os aços dual-phase acabam por formar uma classe de metais cuja resistência varia de 450 a 1200 MPa. A gama de serviços dos quais esse aço pode penetrar tem se desenvolvido bastante tanto em quantidade quanto em aplicações, são ainda extremamente adequados para operações de conformação a frio, em destaque para aplicações automotivas. A indústria analisa uma capacidade de até 25 %, sendo que hoje temos um percentual ainda pouco menor que 20% nas espessuras das chapas o que por isto já justifica a pesquisa sobre este aço em especial (MARRA, 2008)

Segundo Gorni (2007) ainda nos anos 80 foi desenvolvido um aço dual phase que substituí a martensita pela bainita, e essas pesquisas que levaram a isso foi o fato de que uma microestrutura formada de bainita e ferrita teoricamente possuiria menos concentradores de tensões e deformações mantendo assim maior uniformidade. A ocorrência de uma microestrutura com quantidade relevante de martensita e bainita garante aos aços boa ductilidade, tenacidade e limite de resistência superior a 600 MPa características das quais são adotadas em estruturas automotivas como rodas, reforços internos e laterais, túnel, para-choque frontal dentro vários outros como podemos ver na Figura 4.2.

Segundo Wolff (2008) nos trabalhos de Tomuluru (2006) os aços Dual-Phase são comercializados de maneira geral com revestimento galvanização por imersão a quente para proteção corrosiva que podem ser HDGI (Hot Dip Galvanized) ou HDGA (Hot Dip Galvannealed), sendo que o primeiro processo de galvanização encerra o zinco

praticamente puro com uma quantidade de alumínio que varia no geral cerca de 0,3% a 0,6%, no segundo ocorre também um tratamento térmico e a adição de calor faz com que ocorra a difusão do ferro do substrato para o revestimento, passando a ser constituído de aproximadamente 90 % de zinco e 10 % e o alumínio neste caso é menor, entre 0,15 e 0,4 % . O alumínio é adicionado ao revestimento para amenizar ou não deixar iniciar a reação entre o ferro e o zinco formando assim uma superfície fina de Fe-Al-Zn entre o substrato e com isso aumentando pureza e a aderência. Em quantidades de até 0,006 %, esta adição tem por objetivo tornar mais brilhante a superfície da liga.

Figura 4.2-Programas de desenvolvimento de veículos



Fonte: Worldautosteel (2018)

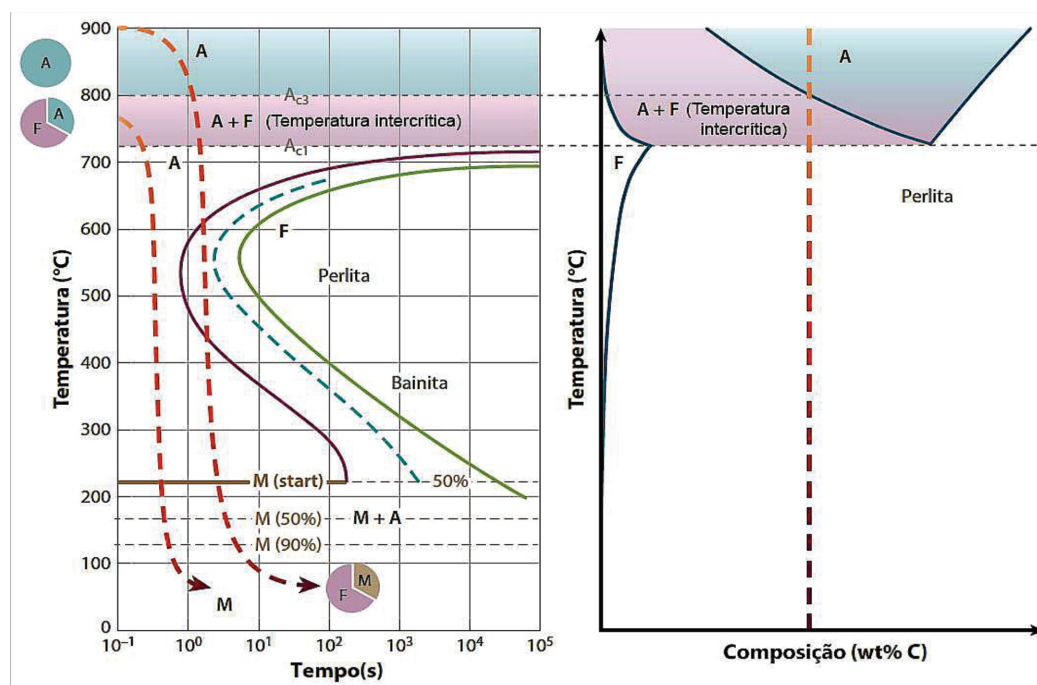
4.2.1 Produção e Tratamento Térmico dos Aços Dual Phase

Os aços Dual-Phase, ou bifásicos, são confeccionados através do tratamento térmico de recozimento intercrítico, onde são aquecidos entre as linhas A1 e A3 do diagrama de fases ferro-carbono, no campo ferrítica-austenítico, com um posterior resfriamento controlado para a estrutura final pretendida como pode ser visto no diagrama de resfriamento da Figura 4.3. São empregados na sua fabricação aços de baixo e médio teor de carbono podendo ser laminados a quente ou a frio, onde durante o aquecimento a perlita transformada em austenita e a microestrutura ferrítica fica

retida, logo em seguida no resfriamento parte dessa austenita gerada se transforma em martensita que dá origem a microestrutura final de ferrítica- martensita. (MATLOCK; ZIA-EBRAHIMI; KRAUSS, 1982)

Ainda por Matlock, Zia-Ebrahimi e Krauss (1982) Podem se formar estruturas Dual-Phase de ligas que contenham molibdênio e cromo, diretamente da laminação a quente, com a formação de ferrita poligonal, ou epitaxial e a martensita ser proveniente da austenita remanescente no processo de resfriamento que, mesmo lento, consegue promover essas características devido à alta temperabilidade ocasionada pela adição do cromo e molibdênio. Sua temperabilidade pode ser aumentada se adicionar manganês, níquel, vanádio, inclusive o carbono e o silício. Sendo o processo gerado diretamente no estado líquido, a produção por esse processo tende a diminuir a dispersão entre as fases de ferrita e austenita melhorando as propriedades mecânicas

Figura 4.3- tratamento térmico utilizado para obtenção da microestrutura bifásica do aço



Fonte: Centeno(2018) apud Tasan et al.(2015)

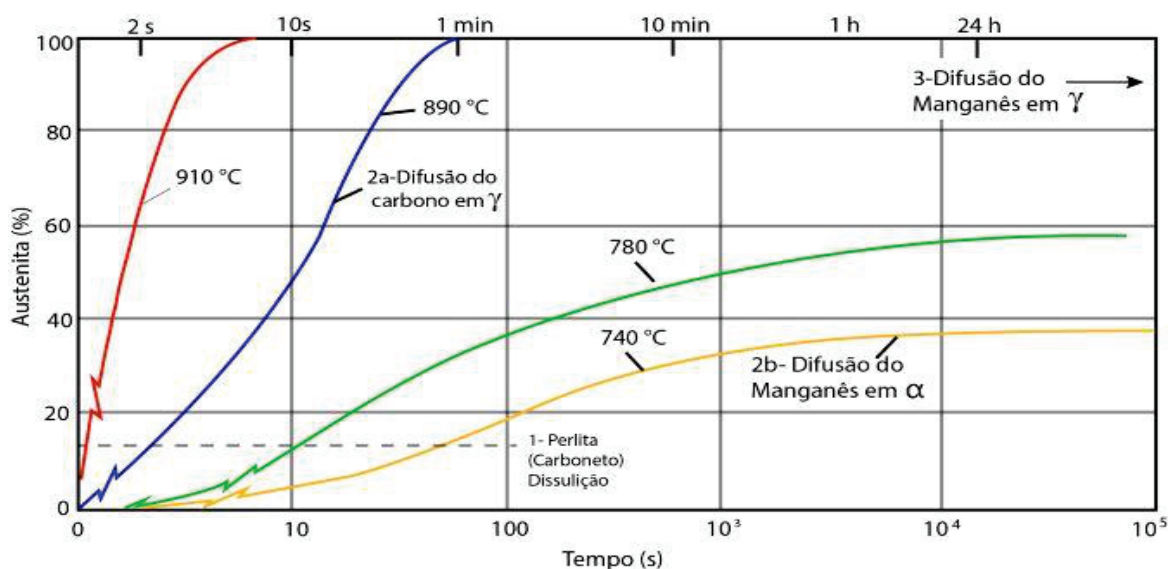
Esse recozimento na zona crítica está associado com técnicas de recozimento contínuo ou de recozimento em caixa. No recozimento contínuo, a chapa de aço é aquecida por cerca de 30 segundos na faixa de temperatura intercrítica para formar a mistura de fase ferrita-austenita. Isto é seguido por velocidade de resfriamento de 6°C/s para transformar as misturas ferrita-austenita em misturas ferrita-martensita já

o recozimento em caixa tem tempos de aquecimentos bem maiores, aproximadamente 3h e velocidade de resfriamento é muito mais lenta, cerca de 100°C/h. Devido à baixa velocidade de resfriamento, o recozimento em caixas requer aços com muito mais teor de liga do que o recozimento contínuo o que podemos concluir que a real velocidade de resfriamento depende da espessura da chapa e das condições de resfriamento em uma determinada linha de recozimento (ASM HANDBOOK,1990)

Por Long, Tseng e Tangri (1987) a formação de austenita durante o recozimento intercrítico ocorre em etapas. A primeira é a nucleação quase instantânea de austenita em perlita, em seguida ocorre um rápido crescimento de austenita até que o carboneto ou perlita seja dissolvido, depois o crescimento mais lento da austenita em ferrita a uma taxa que é controlada pela difusão de carbono na austenita em altas temperaturas (850°C) e por difusão de manganês em ferrita (ou ao longo dos limites dos grãos) a baixas temperaturas (750°C). Finalmente por Matsumura, Sakuma e Takechi (1987), ocorre um equilíbrio lento de ferrita e austenita a uma taxa controlada pela difusão de manganês em austenita, sob longo tempo de recozimento a baixas temperaturas

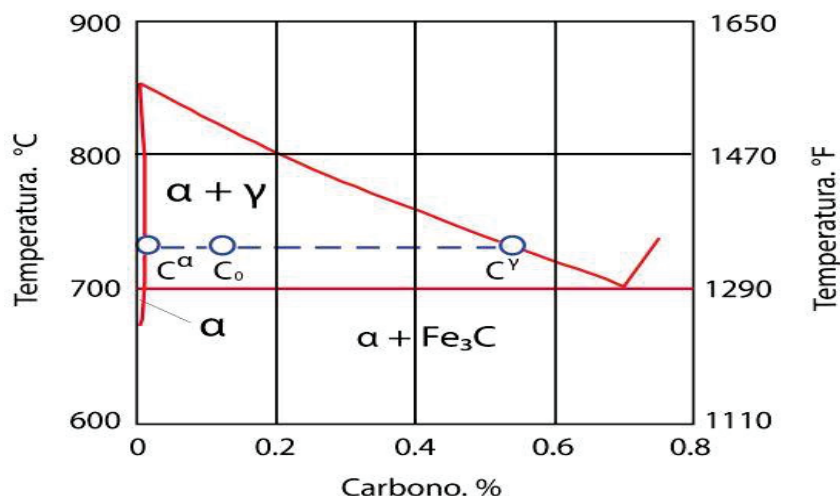
A cinética da formação de austenita em diferentes temperaturas em um aço de 0,12C a 1,5Mn está resumida na Figura 4.5, com o tempo e o mecanismo cinético de controle para cada uma das várias etapas indicadas em cada temperatura. (ASM HANDBOOK,1990)

Figura 4.4-Cinética da formação de austenita em aço 0.12C-1.5Mn



Fonte: Adaptado de ASM Handbook (1990)

A Transformação de austenita após o recozimento intercrítico embora seja semelhante à transformação de austenita após o recozimento comum, ocorrem características que acabam por tornar o processo anterior único. Primeiro porque o teor de carbono da austenita, C^{γ} , é fixado pela temperatura do recozimento intercrítico podendo ser observado na Figura 4.4, que a temperabilidade da austenita varia com essa temperatura. Segundo porque as formas martensíticas ocorrem por uma transformação sem difusão e herda o carbono que está em maior quantidade na austenita do que o aço original. (LONG; TSENG; TANGRI, 1987).



Alterações na fase de ferrita durante o recozimento intercrítico podem ocorrer devido a ferrita está em contato com o austenita na temperatura intercrítica, após o resfriamento dessa temperatura, ela pode crescer de forma epitaxial na austenita como parte do mecanismo de transformação. Nos aços laminados a frio, a recristalização da ferrita ocorre rapidamente e é geralmente completo antes que o aço atinja a temperatura intercrítica, mesmo durante o rápido aquecimento encontrado e linhas de recozimento mais contínuas. Alterações no teor de carbono da ferrita podem ocorrer durante o processo recozimento intercrítico. (LAWSON; MATLOCK; KRAUSS, 1980)

4.2.2 Microestrutura do aço dual phase

A microestrutura dos aços Dual-Phase segundo Matlock, Zia-Ebrahimi e Krauss (1982) é determinada por praticamente cinco parâmetros principais que são os elementos de liga, o tempo de recozimento, a microestrutura inicial do aço, a temperatura e a velocidade de resfriamento do ponto de recozimento. Em acordo com ASM Handbook (1990) a microestrutura fixa o tamanho do grão da ferrita e os sítios que se formara a austenita, o tempo nessas aplicações flutua em cerca de menos de hora, e pode ser considerado praticamente constante, a redução da temperatura de recozimento, e maior teor de elemento de liga aumentam a temperabilidade da austenita e acabam promovendo nas curvas TTT velocidades de resfriamento menores para a produção da martensita, sendo que a própria velocidade de resfriamento relativamente alta por si só promove também essa temperabilidade.

Quando a velocidade de resfriamento é muito baixa a formação predominante de ferrita epitaxial e alguns aglomerados de ferrita com carbeto, sendo que se essa taxa for mediana a ferrita epitaxial ocorre em menor quantidade e a austenita se decompõe em outros produtos além da martensita, como por exemplo bainita acicular, mas quando a taxa de resfriamento é bastante elevada acaba ocasionando uma transformação praticamente completa da austenita em martensita (WOLFF, 2008).

4.2.3 Propriedades mecânicas e ensaios

De acordo com Dieter (1986) o comportamento mecânico do material reflete a relação entre sua resposta ou deformação a uma carga ou força aplicada sendo que para o projeto devemos levar em conta a rigidez, resistência, dureza ductilidade e tenacidade.

As propriedades mecânicas dos materiais são verificadas através da realização de experimentos de laboratório cuidadosamente planejados, que reproduzem da forma mais fiel possível as condições de serviço. Dentre os fatores a serem considerados incluem-se a natureza da carga aplicada e a duração de sua aplicação, assim como as condições ambientais. (ASM HANDBOOK, 2000)

As duas finalidades mais importantes da execução dos ensaios são: a) Permitir a obtenção de informações rotineiras do produto, ensaios de controle no recebimento

de matérias de fornecedores bem como no controle final do produto acabado; b) desenvolver novas informações sobre os materiais, no desenvolvimento de novos materiais, de novos processos de fabricação e de novos tratamentos. (DIETER, 1986)

Ensaio que servem para verificação das propriedades e presentes no trabalho:

➤ Ensaio de tração que consiste em uma aplicação de carga crescente uniaxial em um corpo-de-prova específico até a ruptura; Desse ensaio, informações importantes como limite de escoamento, limite de resistência, limite de ruptura, deformação elástica e total, resiliência e tenacidade podem ser extraídos, os dois últimos podem ser calculados pela integral, caso a função seja determinada ou caso não seja pode ser calculada por métodos números de aproximação, dentre eles o método dos trapézios visto na Eq. (4.1), que subdivide o intervalo do gráfico em subintervalos h . A aproximação será tanto melhor quanto menor for o subintervalo.

$$\int_{x_0}^{x_m} f(x)dx \cong \frac{h}{2} \{f(x_0) + 2[f(x_1) + f(x_2) + \dots + f(x_{n-1})] + f(x_m)\} \quad (4.1)$$

➤ Ensaio de microscopia ótica que se emprega a luz visível que incide sobre a amostra e é refletida até o observador;

➤ Ensaio de Microdureza *Vickers* que consiste em aplicar uma carga pré-estabelecida sobre a superfície do corpo-de-prova um penetrador de diamante com formato de pirâmide de dimensões conhecidas;

➤ Ensaio de difração de raios-X (DRX) que consiste em determinar a estrutura atômica e molecular de um cristal na qual os átomos cristalinos fazem com que um feixe de raios-X incidentes difrate em muitas direções específicas

➤ Ensaio de fluorescência de raio-X (FRX) que consiste em utilizar um feixe de elétrons de pequeno diâmetro para explorar a superfície da amostra, ponto a ponto, por linhas sucessivas e transmitir o sinal do detector a uma tela catódica cuja varredura está perfeitamente sincronizada com aquela do feixe incidente

4.2.4 Propriedades Mecânicas dos Aços Dual Phase

As propriedades mecânicas dos aços Dual-Phase são resultados das interações entre o escoamento e encruamento dos componentes microestruturais destes materiais, segundo Wolf (2008), Davies em seu trabalho (1978) demonstrou que a resistência dos aços Dual-Phase (Fe-1.5Mn-C) cresceu linearmente com o aumento do volume da martensita e que um significativo aumento na endurecibilidade pode ser obtido pela adição de silício nos aços Dual-Phase Fe-C-Mn, sem a perda do alongamento uniforme dos mesmos independentemente da composição ou resistência da mesma e que o aumento da resistência do aço se dava com o aumento da fração volumétrica martensítica

Em análise mais detalha foi demonstrado que a composição química, a quantidade de ferrita epitaxial e a forma como a fase martensítica está distribuída ocasiona impacto na resistência mecânica e que a resistência da matriz ferrítica ocasiona variação na temperabilidade do aço, podendo ser aumentada pelo refinamento de grãos ou precipitação e endurecimento, também foi demonstrado que a velocidade alta de resfriamento reduz o limite de escoamento aumenta o limite de resistência a tração, logo para uma boa combinação de ductilidade e resistência deve ser priorizada uma velocidade intermediária. Em geral os aços Dual-Phase apresentam uma boa conformabilidade, se comparados aos aços HSLA, mas apresentam uma baixa capacidade de estampagem (MATLOCK; ZIA-EBRAHIMI; KRAUSS, 1982)

Segundo Centeno (2018) é necessário a utilização de um processo de recozimento contínuo quando o intuito é obter uma microestrutura e, consequentemente, propriedades convenientes. A estrutura é basicamente uma fase ferrítica macia em maior quantidade coexistindo com uma fase martensítica mais dura proporcionando boa conformabilidade e ductilidade. A martensita como esta associada tem fundamental importância pois a distância entre seus grãos o baixo movimento de discordância realizado por ela, caracteriza o limite de escoamento.

Segundo ASM Handbook (1990), em geral, os aços de composição ferrítica-martensítica não apresentam um ponto de escoamento, a combinação de altas tensões residuais e uma alta densidade de discordância móvel na ferrita faz com que ocorra fluxo plástico acentuado mesmo em baixas tensões. O processo de

endurecimento em aços bifásicos pode ser separado em três estágios. Na primeira etapa (0,1 a 0,5%), o rápido endurecimento do trabalho a frio, encruamento, ocorre devido à eliminação de tensões residuais e ao rápido acúmulo de tensões causadas pela incompatibilidade plástica das duas fases. No segundo estágio (tensão de 0,5 a 4%), ocorre a transformação da austenita retida. Finalmente, no terceiro estágio (4 a 18% de deformação), estruturas de células de discordância são formadas e a deformação na ferrita é regida tanto pela recuperação dinâmica como pelo deslizamento cruzado e pelo eventual percentual da martensita

O comportamento de encruamento dos aços Dual Phase é muito complexo especialmente nos estágios iniciais, no entanto, acredita-se que a taxa inicial de endurecimento do trabalho contribua para a boa conformabilidade desses aços, em comparação com outros aços HSLA com nível de resistência semelhante. Além disso, a falta de um ponto de escoamento nesses aços elimina a formação de bandas de Lurdes e garante que um bom acabamento superficial seja obtido (KORZEKWA; MATLOCK; KRAUSS, 1984)

As discordâncias que acabem ocorrem nessa estrutura são de extrema importância e se denominam como geometricamente necessárias pois promovem a baixa razão elástica entre o limite de escoamento e o limite de resistência nos aços Dual-Phase e ainda resguardam a continuidade da estrutura devido a fluidez do rearranjo. “A martensita é distorcida, consequência da própria transformação e das restrições impostas pela matriz ferrítica. Tensões residuais permanecem nos grãos de ferrita devido à deformação plástica não homogênea”. (CENTENO, 2018, p. 23)

Com base na teoria simples de reforço de compósitos, a tensão de escoamento dos aços bifásicos deve aumentar quando a fração volumétrica ou a dureza da fase martensita forem aumentadas. Os dados para um aço 1,5% Mn apoiam essa ideia que pode ser vista na Figura 4.7. Além disso, a tensão de escoamento da mistura aumenta à medida que a tensão de escoamento da ferrita ou da fase da matriz aumenta. A Dureza da martensita depende principalmente no teor de carbono da fase, que é determinado pelas condições de recozimento intercrítica, e pelo teor de carbono do aço. A resistência da fase de ferrita depende do tamanho do grão e do endurecimento da solução sólida dos elementos de liga que estão contribuídos. Uma discussão completa dos fatores que controlam a resistência dos aços Dual Phase requer o uso

4.2.5 Tratamentos Térmicos em Aços Dual Phase

A têmpera de aços de chapa bifásica feita com água também pode ser realizada durante operações subsequentes de galvanização por imersão a quente ou durante os ciclos de recozimento. Assim é esperado na fase de martensita com alto teor de carbono, a recuperação da estrutura, a precipitação de carbonetos e a transformação de austenita. Da mesma forma, se espera na fase ferrítica, a segregação de carbono para discordâncias e a precipitação de carbonetos. (ASM HANDBOOK, 1990)

Segundo Furakawa et al. (1979) existem efeitos sinérgicos que surgem da presença de ambas as fases, como a geração de tensões residuais e uma alta densidade de discordâncias na ferrita. Portanto, a segregação de carbono para as posições de discordâncias e a eliminação das tensões residuais pela contração do volume da ferrita é uma parte importante do processo de têmpera. Em temperaturas próximas a 200 °C e com o teor de martensita abaixo de 30%, a segregação de carbono e a eliminação da tensão residual resulta em um aumento na resistência ao escoamento e no retorno do escoamento descontínuo, mas somente se o teor de martensita estiver nesse nível

Em geral, os aços bifásicos não são envelhecidos à temperatura ambiente e exibem um comportamento lento de envelhecimento em temperaturas de até 270 °C. Contudo, a deformação causada por laminação a frio ou por tração elástica acelera o processo de envelhecimento. Um estudo sugeriu que o envelhecimento mais rápido da tensão por tração é a forma de tornar a densidade de deslocamento mais uniforme do que a que está presente na condição de laminação a quente. Como resultado, a distância de difusão do carbono é reduzida e a difusão se torna mais rápida. (MATLOCK et al., 1979).

4.2.6 Novos Avanços em Aços Dual-Phase.

O aços Dual Phase são o principal subgrupo dos aços AHSS, foram o primeiro grupo de aços a conseguir o objetivo da indústria automotiva de reduzir o peso do componente com apenas ligas comuns e um tratamento termomecânico simples, conseguiu agregar valor econômico, cumprir restrições ambientais e obter maior desempenho tudo isso com uso de menos material, apesar disso cerca de 50 anos

após os primeiras aparições desses aços ainda existe questões em aberto e melhorias estão sendo propostas para dar orientação a trabalhos futuros (TASAN et al.; 2015)

Esses aços Dual Phase podem ser substancialmente afetados pela microestrutura como tamanho do grão, gradiente de espessuras e heranças da distribuição de fases. A relação entre a microestrutura e o desempenho mecânico desses materiais é dado por fatores como tamanho dos grãos de ferrita e dispersão de martensita, ambos levam a maior ductilidade e maior resistência. Nesse sentido, existem várias oportunidades de pesquisa para melhor compreender e, finalmente, melhorar os aços Dual Phase, essas possibilidades incluem melhorar os efeitos de estresse, trincas, efeitos de soldagem e operações e desempenho sob carregamento dinâmico. (TASAN et al.; 2015)

4.3 PROCESSO DE SOLDAGEM

De acordo com a AWS em Welding Handbook (2001) 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/ou metal de adição. Esse processo de união de materiais baseado no estabelecimento, na região de contato entre os materiais que estão sendo unidos tem forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais.

De acordo com ASM Handbook (1993) Os processos de soldagem são essenciais para o desenvolvimento de praticamente todos os produtos fabricados, no entanto, esses processos costumam consumir frações maiores do custo do produto e criar mais dificuldades de produção do que se poderia esperar. Existem várias razões que explicam essa situação sendo que uma impactante é a alta porcentagem de falhas do produto que ocorre nas articulações devido a elas geralmente estarem submetidas ao estresse mais alto, logo são as partes mais fracas dessa montagem por isso é dada uma atenção cuidadosa aos processos de união

4.3.1 Soldagem Por Fusão A Arco Elétrico

De acordo com ASM Handbook (1993) Existem muitos processos de soldagem por fusão, uma das maiores dificuldades para o engenheiro de fabricação é determinar

qual processo produzirá propriedades aceitáveis pelo menor custo. Esses processos podem ser classificados de acordo com a fonte de energia usada. Quando essa fonte de energia é o arco elétrico, constituímos o processo de soldagem a arco, sendo este o de maior relevância para a indústria mundial. O material fundido tende a reagir com gases atmosféricos o que é prejudicial, devido a isto os processos de soldagem por fusão utilizam algum meio de proteção para proteger a solda

A junta perfeita seria indistinguível do material que a cerca. Embora alguns processos, como difusão possam alcançar resultados muito próximos desse ideal, eles são caros ou restritos ao uso com apenas alguns materiais. Não existe processo universal que funcione adequadamente em todos os materiais em todas as geometrias. No entanto, virtualmente qualquer material pode ser unido de alguma forma, embora propriedades conjuntas iguais às do material a ser soldado nem sempre possam ser alcançadas (WELDING HANDBOOK, 2001).

Geralmente, quaisquer dois sólidos se ligam se suas superfícies entrarem em contato íntimo. Um fator que geralmente inibe esse contato é contaminação da superfície. Qualquer superfície produzida recentemente exposta à atmosfera absorverá oxigênio, vapor d'água, dióxido de carbono e hidrocarbonetos muito rapidamente. Na soldagem por fusão, o contato interfacial íntimo é obtido pela interposição de um metal líquido de composição substancialmente semelhante ao metal de base. Se a contaminação da superfície é solúvel, é dissolvida no líquido, mas se for insolúvel então flutuará longe da interface líquido-sólido. (ASM HANDBOOK, 1993)

De acordo com Schürmann, Djurdjevic e Nedeljkovic (1997) A temperatura Líquidus de um aço, no qual acima dela todo ponto do material que está submetido se funde, podendo então ser tomada como a temperatura de fusão na soldagem pode ser modelada com boa precisão a partir de sua composição química, aproximando as linha líquidus do Ferro com a linha reta nos sistemas binários Fe – X correspondentes, tal que X é um elemento que contem no aço, ao fazer isso somamos os efeitos de redução que cada um desses elementos ocasiona o ponto de fusão do ferro puro.

4.3.2 Macroestrutura Da Solda

De acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2011) durante a realização de um processo de soldagem por fusão toda a região da solda bem como a adjacente

é submetida a temperaturas muito altas e que decrescem à medida que se afasta do eixo central da solda. Ao ultrapassar uma determinada temperatura crítica T_c de transformação de fases que depende do material, podemos dizer que este material sofrerá modificações microestruturais na sua secção transversal em relação ao material antes do processo de soldagem desta forma pode-se presumir a existência de três regiões básicas:

→ Metal de Base (MB): região mais distante da solda as quais as temperaturas foram inferiores à temperatura crítica T_c , logo não sofreu alteração devido ao processo de soldagem

→ Zona Fundida (ZF): é a região da solda em que ocorreu literalmente a fusão e para isso as temperaturas obtidas foram obrigatoriamente superiores às temperaturas de fusão do T_f material.

→ Zona Termicamente Afetada (ZTA): é a região nas quais as temperaturas atingidas foram superiores à temperatura crítica T_c mas não superaram a temperatura de fusão T_f do material assim essa região sofrerá alterações estruturais se mantendo em estado sólido.

4.3.3 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Em consonância com ASM Handbook (1993) na união de metais por processos de soldagem por fusão, o resfriamento rápido que ocorre nessa fusão localizada modifica a microestrutura original e as propriedades do metal na região próxima do metal de solda são modificadas, sendo que a parte do metal de base que se transformou devido a esse processo mas não se fundiu é denominada zona termicamente afetada (ZTA). A temperatura de pico e as taxas de resfriamento subsequentes determinam a estrutura da ZTA, enquanto os gradientes térmicos, as taxas de solidificação e as taxas de resfriamento no limite líquido-sólido da poça determinam a estrutura de solidificação da Zona fundida. O tamanho e a direção do fluxo da poça determinam a quantidade que é diluída e a penetração da solda. A resposta do material na faixa de temperatura próxima a temperatura de fusão é a principal responsável pelas mudanças metalúrgicas

De acordo com Easterling (1992) a região localizada desde a divisa com a linha de fusão até a temperatura de pico em torno de 1100°C é conhecida como região de grãos grosseiros (GGZTA), se caracteriza por ter um tamanho de grão austenítico

grande e sua microestrutura final depende de como se dará o ciclo térmico envolvido e da sua composição química. Quando analisamos o carbono equivalente, que mensura a capacidade de dureza através da composição dos elementos de liga, e pode ser calculado através das equações Eq. (4.2) em percentuais de elementos de liga, os aços com baixo carbono equivalente apresentam maior quantidade de ferrita alotriomórfica, que é a ferrita no contorno de grão, sendo que a medida que esse carbono equivalente sobe, o que significa um aumento no teor dos elementos de liga, se contarmos com temperaturas mais baixas pode vir a ocorrer a ferrita de Widmanstatten que tem semelhança morfológica bastante próxima da bainita, como podemos perceber tanto nos trabalhos de Silva (2010) como de Lessa (2011), onde um diferencial relevante entre as duas é a ausência de carbonetos precipitados na ferrita. Quando ela não é observada o que tende a ser caracterizado é a presença de bainita ou martensita não necessariamente juntas, essa ocorrência se dá através do processo descrito bem como do aumento da temperabilidade dessa região devido ao aumento do grão austenítico. Com essas microestruturas de maior dureza obviamente essa região tende a apresentar uma dureza elevada em relação ao metal de base e uma relativa perda na tenacidade do material, principalmente em soldas de um único passe, quanto maior for o percentual em peso de carbono e com isso maior o carbono equivalente, maior é também suscetibilidade a trincas, assim esta região tende a ser bastante problemática.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (4.2)$$

Posterior a GGZTA, tomando o centro do cordão de solda como referência, de uma faixa de temperatura que vai desde 1100°C até a temperatura referente na linha AC3 (em torno de 800°C a 900°C), é conhecida como região de grãos refinados (GRZTA), o tamanho do grão após o resfriamento nessa região se torna pequeno devido as temperaturas de pico da mesma serem menores e não permitirem que o crescimento da austenita seja relevante e os carbonetos tendem a não se dissolver com facilidade. uma estrutura bastante fina de carbonetos e ferrita tende a se formar em aços de baixo teor de carbono nessa região, sua visualização por microscopia

ótica é um pouco difícil, mas com uma granulação fina é uma região que normalmente não apresenta problemas na ZTA desses aços. (SILVA, 2010)

Ainda por Silva (2010) em seguida temos uma região de faixa de temperaturas de pico que se encontra entre a linha AC3 e a AC1 denominada de região intercrítica (ICZTA), nessa local a depender dos vários parâmetros do ciclo térmico como aporte, tempo e velocidade de resfriamento e ainda da devida composição química podem aparecer constituintes de baixa tenacidade e elevada dureza sendo algumas das estruturas típicas a martensita autorevenida, perlita e bainita superior.

A região aquecida a temperaturas inferiores a AC1 é conhecida como região subcrítica (SCZTA), pode apresentar alguma queda na resistência mecânica e na dureza, em relação ao metal de base, quando o aço soldado for pré-aquecido provocando um eventual revenimento e em alguns aços pode apresentar envelhecimento dinâmico, as menores temperaturas de pico nessa região estão em torno do nariz perlítico (500°C a 600°C), sendo que nenhuma mudança de microestrutura ocorre abaixo dessa temperatura que se associam as usuais condições de soldagem (EASTERLING, 1992)

De acordo com Handbook (1993) as estruturas metalúrgicas defeituosas na ZTA e trincas na zona fundida geralmente ocorrem devido ao estado térmico transitório, portanto é necessário um modelo térmico que represente a soldagem para analisar trincas e problemas de fragilização e ainda segundo Mousinho et al. (2016) um dos defeitos relevantes que são devidos à soldabilidade de aços de alta resistência é a ocorrência de trincas a frio sendo uma barreira nos processos de soldagem, podendo ocorrer tanto ZF quanto na ZTA da junta soldada, a temperaturas abaixo de 200°C, com faixa crítica de ocorrência em torno da temperatura ambiente. fatores como níveis de tensão, susceptibilidade da microestrutura, teor hidrogênio difundido e a temperatura podem ocasionar o aparecimento dessas trincas sendo que esses fatores podem ser influenciados pela taxa de resfriamento na junta soldada, ou seja, o controle dessas variáveis contribui para minimizar e até evitar ocorrência de trincas na junta soldada.

Segundo Araújo (2012) a ZTA é sempre limitada de um lado pela interface líquido-sólido durante a soldagem. Essa condição de limite interno é a temperatura sólida do material. A poça de solda líquida pode ser eliminada da modelagem térmica

se a interface pudesse ser identificada. Um modelo de transferência de calor por condução seria suficiente para a análise da ZTA.

4.4 FLUXO DE CALOR

Praticamente todas as fontes de calor concentradas foram aplicadas ao processo de soldagem. No entanto, muitas das características de cada tipo de fonte de calor é determinado por sua intensidade. Por exemplo, ao considerar uma fonte de calor plana difundindo em uma laje muito grossa, a temperatura da superfície será uma função da densidade de potência da superfície e do tempo. Geralmente nesses processos a arco ocorre uma grande geração de calor, com o intuito de fundir o metal de adição e metal de base. A distribuição de calor e as taxas de aquecimento, resfriamento do material e a solidificação bem como o volume da poça de fusão serão determinados pela energia imposta pelo arco elétrico. (ASM HANDBOOK,1993)

Segundo Araújo (2012) um dos parâmetros mais utilizados para o fluxo de calor no processo de soldagem é a energia de soldagem E_t , que é o valor da energia que é consumida no processo por unidade de comprimento de solda. Nesse processo parte da energia total utilizada (E_t) vai para o meio em forma de convecção e radiação e somente uma parte da energia denominada de E_{LIQ} é transferida para o material. Logo o rendimento do arco η pode ser entendido como a relação entre a energia recebida pelo material e a energia total cedida para o processo, e é calculado através da equações Eq. (4.3) e Eq. (4.4) . Essa energia líquida, que é a energia entregue ao material, também é denominada de aporte térmico

$$E_t = \frac{Q}{L} = \frac{Pot}{v_s} = \frac{UI}{v_s} \quad (4.3)$$

$$\eta = \frac{E_{liq}}{E_t} = H_L = \frac{E_{liq} v_s}{UI} \quad (4.4)$$

Onde Q é a quantidade de calor; L é comprimento do cordão de solda; P_{ot} é a potência utilizada para a soldagem; v_s é velocidade de soldagem; U é a tensão de soldagem; I é a corrente de soldagem.

De acordo com Modenesi, Marques e Santos (2006), temos uma faixa de rendimento apreciável para alguns processos de soldagem mostrados na Tabela 4.1:

Tabela 4.1- Rendimentos dos principais processos

PROCESSOS	RENDIMENTOS (%)
GMAW - MIG/MAG	75 - 95
LBW- CO2 – Laser	0,005 - 70
GTAW – TIG (CC+)	20 - 50
GTAW – TIG (CC-)	50 - 80
SAW - Arco Submerso	85 - 98
SMAW - Eletrodo Revestido	70 - 90

Fonte: Adaptado de Modenesi, Marques e Santos (2006)

Outro parâmetro importante do processo de soldagem relacionado ao fluxo de calor é a largura da zona termicamente afetada (ZTA). Esta zona é adjacente ao metal de solda e não é derretida, mas é estruturalmente alterada por causa do calor da soldagem. A extensão da ZTA pode ser estimada a partir da interação do tempo do processo e da difusividade térmica do material assim, em baixas densidades de potência, a extensão da ZTA é controlada pelo tempo de interação, enquanto em altas densidades de potência ela se torna independente do tempo de interação e da fonte de calor. Neste último caso, a largura da ZTA aumenta durante o ciclo de resfriamento, conforme o calor da fusão é removido do metal de solda e é proporcional à largura da zona de fusão. (ASM HANDBOOK, 1993)

4.4.1 Equações Básicas Para Análise Térmica

A lei de Fourier define que a taxa de transferência de calor numa determinada direção é proporcional a área perpendicular por qual passa esse fluxo e ao gradiente de temperatura onde o deslocamento de energia ocorre da região de maior temperatura associado com o deslocamento da energia térmica da região de maior temperatura para a de menor temperatura. Essa lei é definida através da Eq. (4.5) (INCROPERA et al., 2012) ou para o fluxo a Eq. (4.6)

$$q_x = -kA \frac{dT}{dx} \quad (4.5)$$

$$q_x'' = \frac{q_x}{A} = -k \frac{dT}{dx} \quad (4.6)$$

Onde

$q_x'' \rightarrow$ fluxo de calor [W]

$k \rightarrow$ a condutividade térmica do material (dependente da temperatura) [W/m°C]

$A \rightarrow$ é a área perpendicular ao fluxo [m²]

$\frac{dT}{dx} \rightarrow$ é a taxa de variação da temperatura na direção x [°C/m]

Reconhecendo que o fluxo térmico é uma grandeza vetorial, podemos enunciarlo de uma forma mais geral pela Eq. (4.7):

$$q_x'' = - \left(\vec{i} k_x \frac{\partial T}{\partial x} + \vec{j} k_y \frac{\partial T}{\partial y} + \vec{k} k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (4.7)$$

Onde

$k_x, k_y, k_z \rightarrow$ condutividade térmica nas respectivas direções (x, y, z)

$\frac{\partial T}{\partial x}, \frac{\partial T}{\partial y}, \frac{\partial T}{\partial z} \rightarrow$ Taxa de variação parcial da temperatura em relação à (x, y, z)

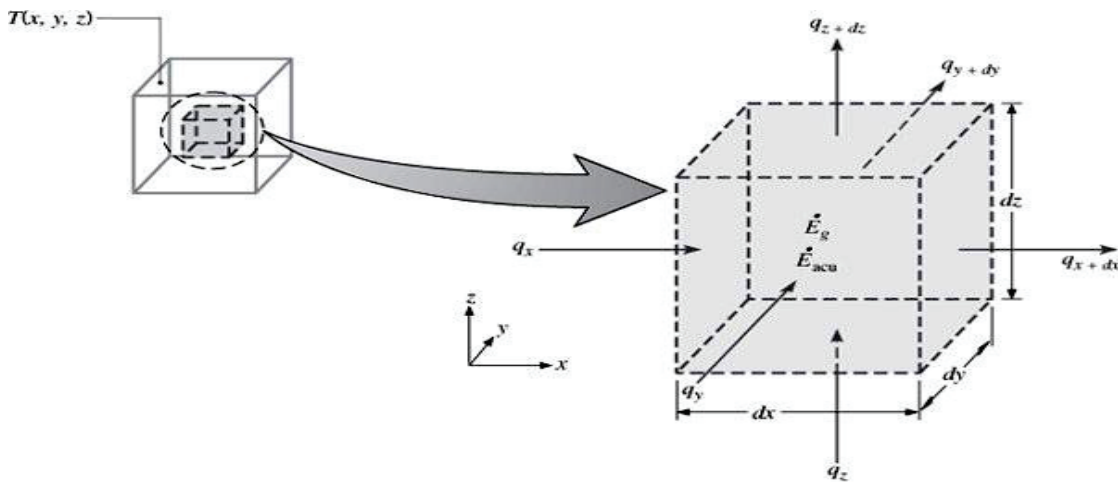
Encarando como um meio isotrópico temos $k_x = k_y = k_z$, daí temos a Eq. (4.8):

$$q_x'' = -k \left(\vec{i} \frac{\partial T}{\partial x} + \vec{j} \frac{\partial T}{\partial y} + \vec{k} \frac{\partial T}{\partial z} \right) = -k \nabla T \quad (4.8)$$

Onde $\nabla \rightarrow$ é o operador gradiente tridimensional e a $T(x, y, z) \rightarrow$ é o campo escalar de temperatura do qual pelas relações vetoriais do qual fica implícito que o vetor fluxo térmico se encontra a uma direção perpendicular as superfícies isotérmicas.

Ainda por Incropera et al. (2012), considerando a conservação de energia, no intuito de obter um campo de temperaturas em um meio resultante das condições impostas, pois uma vez conhecido esse campo o fluxo de calor pode ser determinado em qualquer ponto, nos muniremos de um volume de controle diferencial que pode ser observado na Figura 4.7

Figura 4.7-Volume de controle diferencial, $dx dy dz$ para análise da condução em coordenadas cartesianas.



Fonte: Incropera et al. (2012)

Onde

$dx, dy, dz \rightarrow$ são os elementos diferenciais que formam o volume de controle.

$q_x, q_y, q_z \rightarrow$ são as taxas de transferência de calor perpendiculares as superfícies de controle referentes em x, y e z .

$q_{x+dx}, q_{y+dy}, q_{z+dz} \rightarrow$ são as taxas de transferência de calor perpendiculares nas superfícies de controle opostas referentes em x, y e z .

$\dot{E}_{ent}, \dot{E}_{sai}, \dot{E}_{acu}, \dot{E}_g \rightarrow$ são respectivamente a energia de entrada, energia de saída, energia acumulada no volume de controle e a energia gerada associada a uma possível fonte de calor, caso ocorra.

As taxas q_x, q_y, q_z são determinadas pela lei de Fourier aplicada ao elemento diferencial em suas respectivas superfícies perpendiculares as direções x, y, z e podem ser escritas pela Eq. (4.9) da seguinte forma

$$q_i = -kA_i \frac{\partial T}{\partial i} \quad (4.9)$$

Onde

$$i = \{x, y, z\}$$

$A_i \rightarrow$ é a área perpendicular à direção i

$\frac{\partial T}{\partial i} \rightarrow$ Taxa de variação parcial da temperatura em relação à direção i .

As taxas $q_{x+dx}, q_{y+dy}, q_{z+dz}$ são as componentes de cada direção respectiva x, y, z exatamente nas posições respectivas $x + dx, y + dy, z + dz$, dos quais podem ser expressos como uma expansão da série de Taylor associado a cada direção assim como representado na Eq. (4.10) e indicam o valor da componente na direção específica somado a quantidade pela qual ela varia com essa direção multiplicada pelo diferencial da direção.

$$q_{i+di} = q_i + \frac{\partial q_i}{\partial i} di \quad (4.10)$$

Onde

$$i = \{x, y, z\}$$

$\frac{\partial q_i}{\partial i} \rightarrow$ Taxa de transferência parcial de calor em relação à direção i .

No interior do meio havendo a fonte de energia a mesma pode ser expressa pela Eq. (4.11) e a energia acumulada pode ser expressa pela Eq. (4.12)

$$\dot{E}_g = q_g dx dy dz \quad (4.11)$$

$$\dot{E}_{acu} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} dx dy dz \quad (4.12)$$

Onde

$q_g \rightarrow$ é a taxa de energia gerada por unidade de volume do meio [w/m³]

$\rho \rightarrow$ é a massa específica do material [kg/m³]

$c_p \rightarrow$ é o calor específico a pressão constante do material [J/Kg°C]

$t \rightarrow$ é o tempo [s]

$\frac{\partial T}{\partial t} \rightarrow$ é taxa de variação parcial da temperatura em relação ao tempo

Aplicando o balanço de energia, no que concerne a sua conservação, e a lei de Fourier temos a Eq. (4.13) e a Eq. (4.14)

$$\dot{E}_{\text{ent}} + \dot{E}_g - \dot{E}_{\text{sai}} = \dot{E}_{\text{acu}} \quad (4.13)$$

$$\begin{aligned} q_x + q_y + q_z + q_g dx dy dz - q_{x+dx} - q_{y+dy} - q_{z+dz} &= \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} dx dy dz \\ -\frac{\partial q_x}{\partial x} dx - \frac{\partial q_y}{\partial y} dy - \frac{\partial q_z}{\partial z} dz + q_g dx dy dz &= \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} dx dy dz \end{aligned} \quad (4.14)$$

Utilizando as devidas simplificações como considerar o calor específico a pressão constante igual ao calor específico a volume constante obtemos a Eq. (4.15) que representa difusão térmica do calor através de sólido no qual a temperatura é função da posição disposta no sistema cartesiano e do tempo referido(AKBARI et al., 2008, INCROPERA et al., 2012).

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_g = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.15)$$

A equação logo acima é a forma geral em coordenadas cartesianas da difusão do calor, a partir dela podemos obter a distribuição de temperaturas $T(x, y, z)$ como uma função do tempo. Com frequência podemos fazer suposições sugestivas que simplificam muito as equações, mas que não trazem prejuízo nem ao significado, nem aos valores absolutos obtidos. (INCROPERA et al., 2012, MILLAN, 2009).

4.4.2 Modelos De Fontes De Calor

Segundo ASM Handbook (1983) os fenômenos analisados na soldagem e a tentativa de resolver defeitos bastante indesejáveis vem desde o processo inicial, com isso as tentativas de expressar o fenômeno térmico foram procuradas através de modelos matemáticos que pudessem resolver, senão aproximar, a equação geral do calor e com isso as condições reais do devido processo, logo para se obter uma solução que satisfizesse essa equação que relaciona uma dada temperatura a posição cartesiana num referido instante de tempo, portando, sendo $T = T(x, y, z, t)$ essa descrição matemática tornava-se necessária. Em acordo com Barban (2014) a maioria dos estudos feitos preocupou-se com o estado térmico quase-estacionário e foi obtido inicialmente por Rosenthal uma solução de temperatura analítica para esse estado usando um ponto ou fonte de calor em linha que se move ao longo de uma linha reta em um corpo semi-infinito. Muitas hipóteses simplificadoras foram consideradas nesse modelo e pode produzir erro, logo suas considerações para aplicação devem ser restritas de certa forma.

Nessa perspectiva modelagens mais robustas poderiam ser bem vindas e com isso a utilização de metodologia numérica era também solicitada de forma que, como controle de alguns parâmetros de valor inicial e contorno chegavam a um bom nível de exatidão. Em seguida, Pavelic et al., 1969 propôs um modelo no qual o fluxo se distribuía na forma de uma curva gaussianas sob um disco rígido, porém Friedman, (1975) e Krutz e Segerlind, (1978), modificaram esse modelo atribuindo coordenadas que se movimentam junto com a fonte de calor durante a soldagem. (GOLDAK; CHAKRAVARTI; BIBBY, 1984)

É interessante notar a segurança física do qual um modelo nos traz, em uma perspectiva analítica o problema da modelagem é entender como um fluxo de calor atravessa uma determinada região e , ao atravessar, acrescenta uma quantidade de energia que se manifesta no aumento de temperatura de uma determinada região do material formando assim um campo de temperaturas associado a essa energia onde estão atrelados a quatro parâmetros, posição (que engloba três) e tempo. Nos trabalhos de eletromagnetismo de Carl Friedrich Gauss (1777-1855), com seu brilhantismo excepcional, ele conseguiu perceber que a variação de carga de um volume infinitesimal ou unidade de volume elementar, poderia ser medida por um operador batizado de divergente (essa nomenclatura deve-se ao fato do mesmo

possuir sinal contrário ao da concentração, diminuindo quando a mesma aumenta ou vice-versa) e que a soma total das variações de cargas dos volumes elementares expressaria a variação de carga total de uma determinada região volumétrica mas que essa mesma variação poderia ser expressa sabendo as variações que ocorreriam na travessia da superfície do sólido. Apesar dessas relações terem sido aplicadas no âmbito do eletromagnetismo, posteriormente foram aplicadas na mecânica dos fluidos e foi percebido que poderia ser aplicada a qualquer grandeza que fosse expressa através de um fluxo, de forma mais geral ficou conhecido como teorema da divergência de Gauss que é expresso pela Eq. (4.16), e a superfície atravessada de superfície Gaussiana. Logo trabalhos de soldagem nos quais fluxos de calor eram requeridos torna-se claro que a modelagem será melhor representada se esse fluxo respeitar o teorema da divergência e, é claro, atravessar uma superfície Gaussiana.

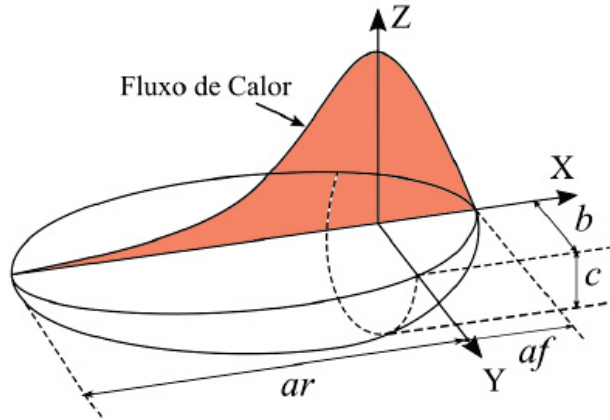
$$\iiint_V \text{div} F(x, y, z) dx dy dz = \iint_S F \cdot n \cdot ds \quad (4.16)$$

Continuando os estudos, foram consideradas fontes de calor com superfícies gaussianas em duas dimensões para estimar a geometria da poça de fusão a distribuição de temperatura, logo com o intuito de prever a geometria e tamanho da poça de fusão em vários materiais, Eagar e Tsai (1983) incorporaram uma fonte de calor de soldagem com uma distribuição em forma de Gaussiana enviesada em uma placa de espessura finita e com isso os resultados mostraram grande influência do comprimento do arco, da corrente, da difusividade térmica, da velocidade de soldagem, sobre a geometria da solda. Mesmo com bons resultados nessas previsões de distribuição térmica e da geometria de solda o modelo teria suas limitações ainda por considerar uma fonte de calor de duas dimensões (2D).

Em concordância com Barban (2014) na tentativa de superar essas limitações foram introduzidos os modelos volumétricos de fonte de calor que relaciona cada ponto da peça em cada instante de tempo a uma temperatura dada, esses modelos conseguiram representar com maior fidelidade a $q = q(x, y, z, t)$ uma densidade de energia térmica em W/m^3 sendo esse termo inserido na Eq. (4.15) da difusão geral

do calor no termo q_g que atua como uma geração interna volumétrica de calor. Surgiram então alguns modelos que se diferenciavam entre eles pela geometria considerada para o volume da peça que fica submetida ao arco elétrico, sendo os principais a gaussiana sobre a semi-esfera, a gaussiana sobre o semi-elipsoide e a gaussiana sobre a semi-duplo-elipsoide, esta última feita por Goldak, Chakravarti e Bibby no ano de 1984. Ainda com Barban (2014) , Goldak afirmou em seu livro mecânica computacional de soldagem (2005), que esse modelo é o mais completo na representação da fonte de calor que emana o aporte térmico sendo o de maior utilização na simulação numérica de processos de soldagem na atualidade, combinando gaussiana sobre duas geometrias elipsoidais separadas, cada uma descrita por uma equação sendo a parte traseira expressa pela Eq. (4.17) e a parte frontal pela Eq. (4.18), tendo os semi eixos distintos, razão pelo qual foi batizada com esse nome. Em esquema na Figura 4.8

Figura 4.8-Diagrama esquemático do modelo de fonte de calor Duplo Elipsoide de Goldak.



Fonte: Pérez (2019)

$$q_f(x, y, z, t) = \frac{f_f Q 6\sqrt{3}}{a_f b c \pi \sqrt{\pi}} e^{\left(\frac{-3(x-vt)^2}{a_f^2} + \frac{-3y^2}{b^2} + \frac{-3z^2}{c^2} \right)} \quad (4.17)$$

$$q_r(x, y, z, t) = \frac{f_r Q 6\sqrt{3}}{a_r b c \pi \sqrt{\pi}} e^{\left(\frac{-3(x-vt)^2}{a_r^2} + \frac{-3y^2}{b^2} + \frac{-3z^2}{c^2}\right)} \quad (4.18)$$

Onde

$Q = \eta UI \rightarrow$ corresponde à energia adicionada por unidade de tempo na soldagem [W],

$f_l, f_r \rightarrow$ correspondem às frações do calor total distribuídos nos volumes dos elipsoides compreendidos à frente e atrás da tocha $f_l + f_r = 2$. As variáveis

$a_l, a_r, b, c \rightarrow$ se relacionam à geometria da solda

O trabalho desenvolvido está imerso em condições em que o mesmo possa ser feito através de método analítico sem erros relevantes pois o aporte térmico pode ser bastante controlado através da tensão e amperagem bem controladas; a soldagem foi feita em placas de pequena espessuras em apenas um passe com penetração completa, sem a necessidade de mensuração dessa penetração, o aporte térmico total será pequeno em comparação a soldagens de peças robustas e com maior extensão, e o efeito joule será desprezível visto as baixas amperagens a serem utilizadas, assim utilizaremos o modelo de Rosenthal e artifícios matemático derivados para as estimativas analíticas a serem apuradas e relacionadas com métodos metalográficos e de microscopia.

4.4.3 Taxas De Transferência De Calor Aplicadas Na Soldagem

Podemos assumir que a condutividade térmica seja considerada constante e que não ocorra nenhuma fonte ou sorvedouro dentro do material com isso a equação de difusão geral pode ser simplificada na Eq. (4.19) (MACHADO, 2000)

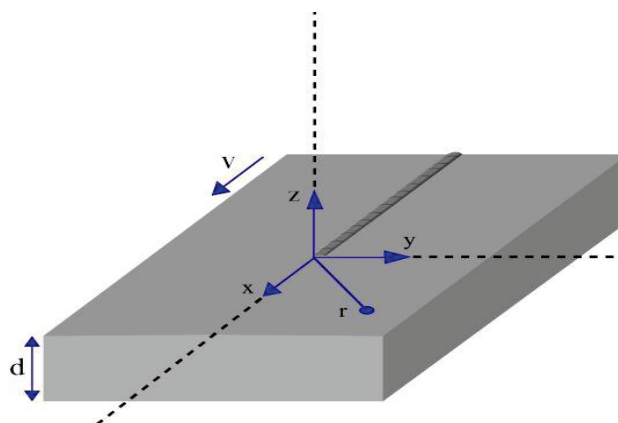
$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.19)$$

Onde $\alpha = k/\rho C_p \rightarrow$ é a difusividade térmica do material [m²/s]

De acordo com Machado (2000) e Guimarães (2010) a maioria dos trabalhos em transferência de calor aplicados na soldagem consideram a fonte concentrada em um volume muito pequeno do material e considera-se que essa fonte de calor se move sobre uma linha na superfície do material com velocidade constante. Nos trabalhos iniciais de Rosenthal (1946) as propriedades físicas da peça foram consideradas constantes e foram desprezadas as transformações de fase e as perdas de calor da superfície da peça para a atmosfera.

Nesse modelo físico proposto inicialmente por Rosenthal do sistema de soldagem é mostrado na Figura 4.9, segundo Araújo (2012) a fonte de calor da soldagem se move a uma velocidade constante ao longo de um caminho reto. Nesse caminho se constitui um campo de temperaturas associados à um estado térmico transitório na soldagem. Em algum momento após o início da fonte de calor, mas antes do término, a distribuição de temperatura é estacionária ou em equilíbrio térmico em relação às coordenadas móveis. A origem das coordenadas móveis coincide com o centro da fonte de calor. O calor intenso da soldagem derrete o metal e forma uma poça derretida. Parte do calor é conduzido para o metal base e parte é perdido para o ambiente que circunda a placa.

Figura 4.9-Fonte de calor que se movimenta a velocidade constante



Fonte: Adaptado de Blondeu (2008)

A origem do movimento das coordenadas (x, y, z) são fixadas no centro da fonte de calor da soldagem e as coordenadas se movem com a fonte na mesma velocidade. O ciclo térmico em pontos próximos a zona soldada depende do calor aplicado no material, da configuração da junta soldada e da condutividade térmica, com isso

consegue representar a dissipação de calor associado ao processo de soldagem. (ASM HANDBOOK,1993; ARAÚJO, 2012)

Segundo Rodrigues (2013) podemos obter o aquecimento com ou sem deslocamento da fonte de energia em relação a peça. Assim com as considerações de Rosenthal (1946) de um regime quase-estacionário (o qual a taxa de variação da temperatura em relação ao tempo é nula), uma fonte com velocidade constante e mudando a variável x para uma coordenada móvel u tal que se relacionam através da Eq. (4.20) (BLONDEU, 2008)

$$u = x - vt \quad (4.20)$$

Com essa mudança de variável a equação (simplificada do calor) resulta na Eq. (4.21)

$$\alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial u^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = -v \frac{\partial T}{\partial u} \quad (4.21)$$

Em acordo com Guimarães (2010) e Pereira (2019) a temperatura de um ponto situado a distância r das coordenadas moveis, através dos métodos de imagens temos a Eq. (4.22) que estabelece o campo de temperaturas

$$T = T_0 + \frac{P}{2\pi k} e^{-\frac{v}{2\alpha}u} \left[\frac{e^{-\frac{v}{2\alpha}r}}{r} + \sum_{n=1}^{\infty} \left(\frac{e^{-\frac{v}{2\alpha}r_n}}{r_n} + \frac{e^{-\frac{v}{2\alpha}r'_n}}{r'_n} \right) \right] \quad (4.22)$$

Onde:

$P \rightarrow$ é a potência [W]

$T_0 \rightarrow$ é a temperatura inicial do sólido [°C]

Para simplificar a expressão acima tomamos as identidades abaixo:

$$r = \sqrt{u^2 + y^2 + z^2}$$

$$r_n = \sqrt{u^2 + y^2 + (2nd - z)^2}$$

$$r'_n = \sqrt{u^2 + y^2 + (2nd + z)^2}$$

Onde

$n \rightarrow$ é a variante do somatório

$d \rightarrow$ é a espessura [m]

Em uma primeira aproximação podemos considerar que o regime de temperatura quase estacionaria teria sido atingido e com isso os termos do somatório poderiam ser desprezados devido ao valor do tempo ser relativamente grande se comparado a outros termos para tender a parcela para zero, assim a Eq. (4.22) pode ser representada pela Eq. (4.23)

$$T = T_0 + \frac{P}{2\pi kr} e^{-\frac{v}{2\alpha}(u+r)} \quad (4.23)$$

Essa equação representa um campo de distribuição de temperaturas tridimensional em um sólido, logo na prática é a equação que expressa a distribuição das temperaturas em uma chapa de espessura grossa.

A consideração do mesmo regime apenas em duas dimensões, onde não considerara fluxo na direção da espessura da chapa com a origem do eixo na fonte de calor de temperaturas levaria agora em acordo com Blondeu (2008) e Guimarães (2010) a distribuição de temperaturas em uma superfície de um sólido que aproxima o modelo para distribuição em uma chapa fina na Eq. (4.24)

$$\alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial u^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) = -v \frac{\partial T}{\partial u} \quad (4.24)$$

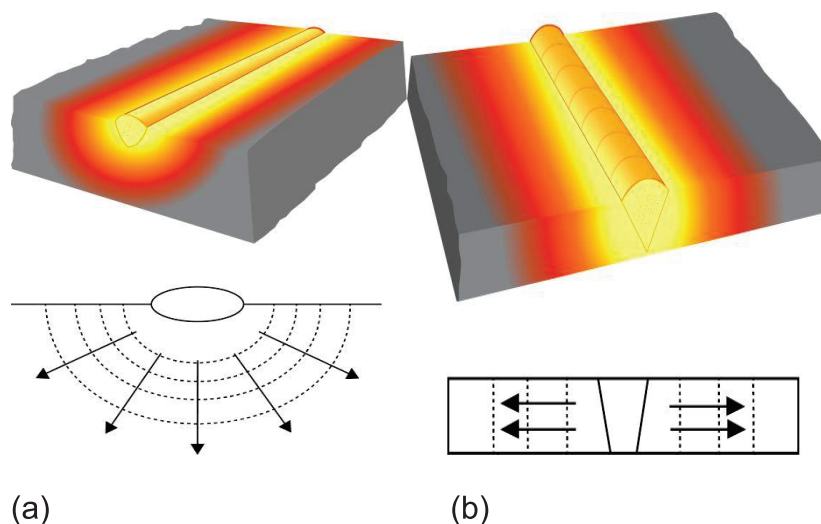
Fazendo considerações análogas as tomadas anteriormente e se munindo da convergência das funções modificadas de Bessel, que não serão representadas neste trabalho, temos a origem da Eq. (4.25), que representa a distribuição de calor em chapa fina

$$T = T_0 + \frac{q}{2\pi k} \sqrt{\frac{\pi\alpha}{vr}} e^{-\frac{v}{2\alpha}(u-r)} \quad (4.25)$$

Onde agora $r = \sqrt{u^2 + y^2}$, q é o calor contribuído; v é a velocidade da fonte e o termo q/v pode ser entendido como a quantidade de calor introduzida por unidade de comprimento da junta soldada num determinado tempo, ou seja, energia linear numa determinada quantidade de tempo

Neste caso o fluxo para o interior do sólido é desprezado e é considerado que as isotermas irão se propagar de maneira perpendicular à superfície das estrutura soldada como mostra na Figura 4.11 com isso a distribuição do fluxo de calor da soldagem na superfície da solda pode ser caracterizada, das duas formas, por uma inclinação da Função Gaussiana enviesada (EAGAR,1983)

Figura 4.10- fluxo de calor (a)para espessuras grossas; (b) para espessuras finas

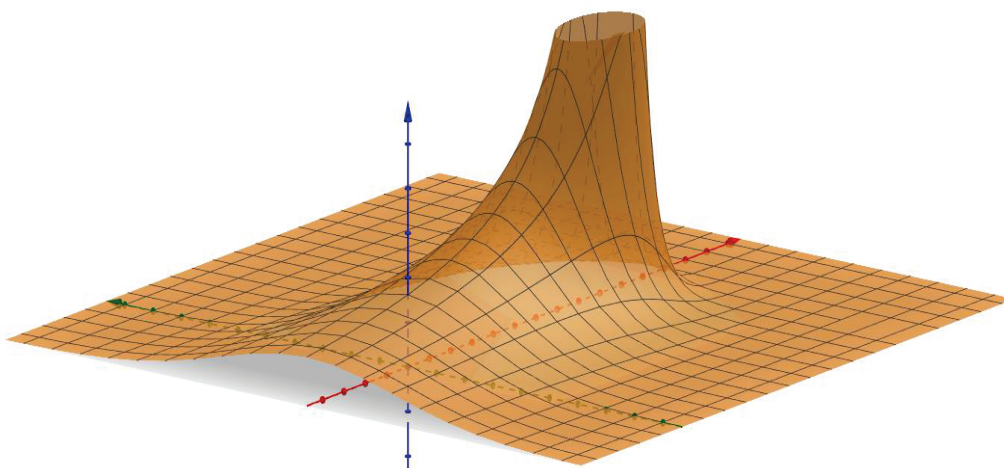


Fonte: Adaptado de Sorensen (1999); Blondeu (2008)

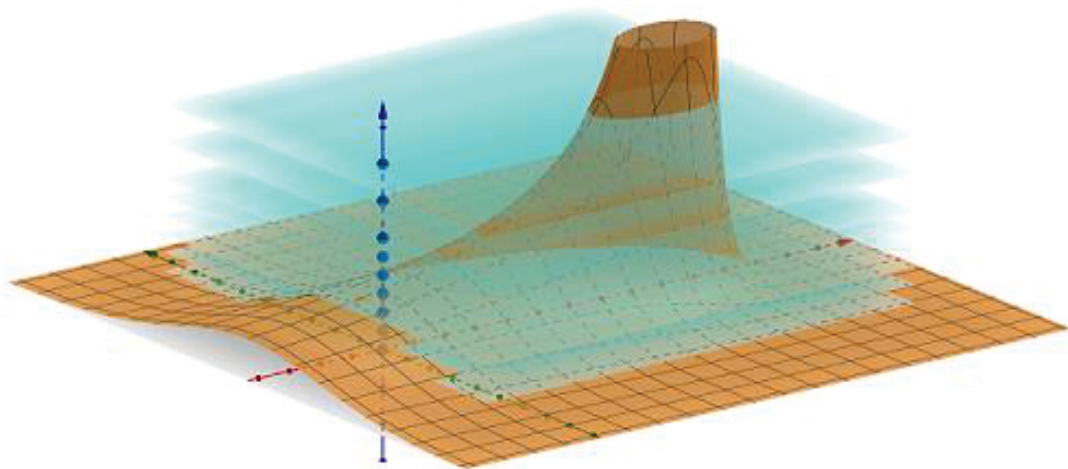
Considerando um diagrama em que a distância com o passar do tempo na direção de soldagem, a distância da junta de solda para o eixo e a temperatura do

corpo representada pelas coordenadas (x, y, z) respectivamente, nesse diagrama o ciclo térmico pode ser percebido como sendo a interseção do gráfico de volume com um plano paralelo a xOz passando por um y_1 fixo; também as isothermas são descritas como sendo a interseção do gráfico com o plano paralelo a xOy passando por y_1 . a representação da distribuição de temperatura na soldagem com ponte móvel pode ser vista na Figura 4.11 e verifica-se ainda que a densidade da rede de isothermas é maior a montante da passagem da fonte calorífica como mostra a Figura 4.12 e por isso na fase de aquecimento eleva a temperatura bem mais rapidamente do que cai essa temperatura na fase de resfriamento. (RODRIGUES, 2013)

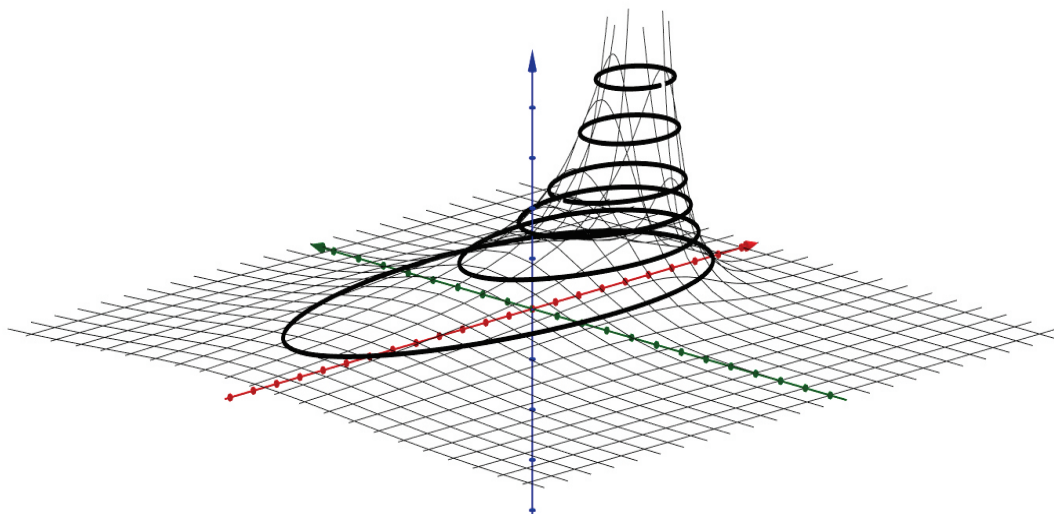
Figura 4.11- Os eixos x, y e z são representados respectivamente pelas cores vermelha, verde e azul. (a) Representação tridimensional da distribuição de temperatura no processo de soldagem com fonte móvel considerando aproximadamente a deposição de cordão de solda após atingir um regime de temperatura quase estacionária.; (b) secção de planos paralelos ao eixo xOy , onde a intersecção de um plano com o sólido representa a forma da isoterma em uma dada temperatura; (c) visualização das malhas demonstrando as isothermas no eixo z , bem como a distribuição de temperaturas quando se percorre o eixo x ou o eixo y .



(a)



(b)

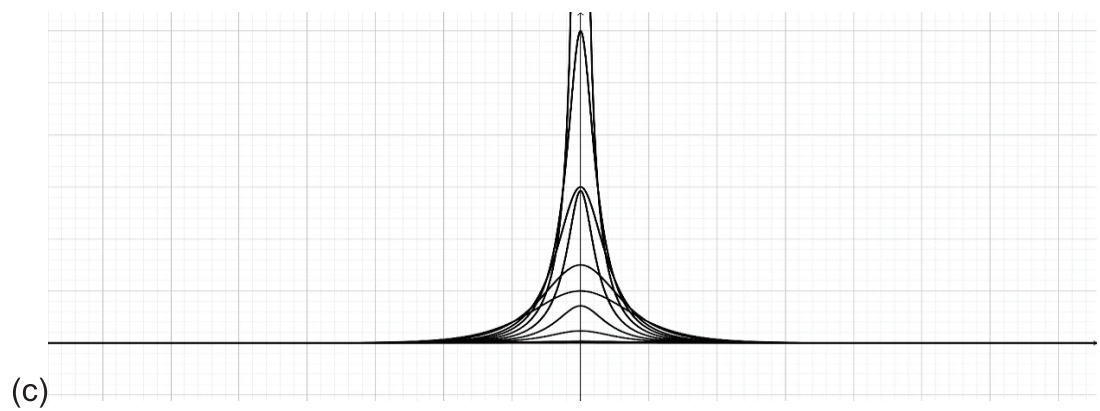
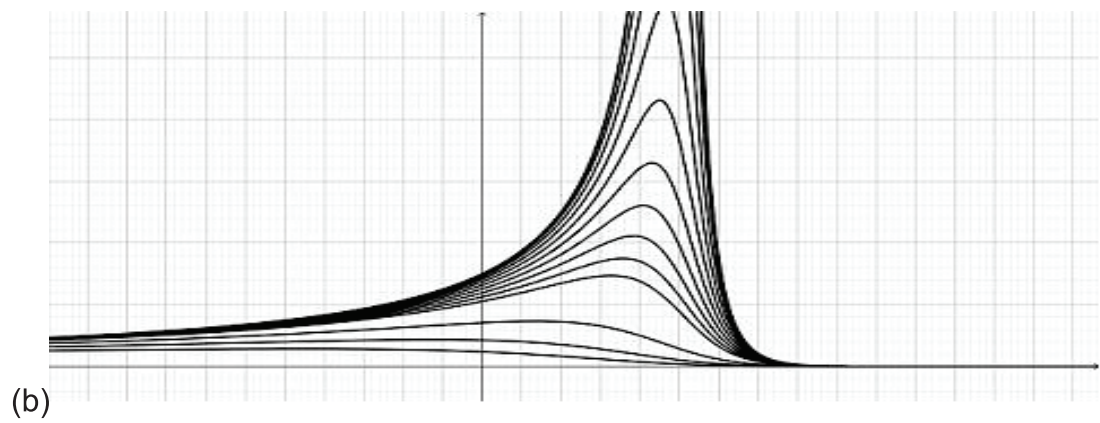
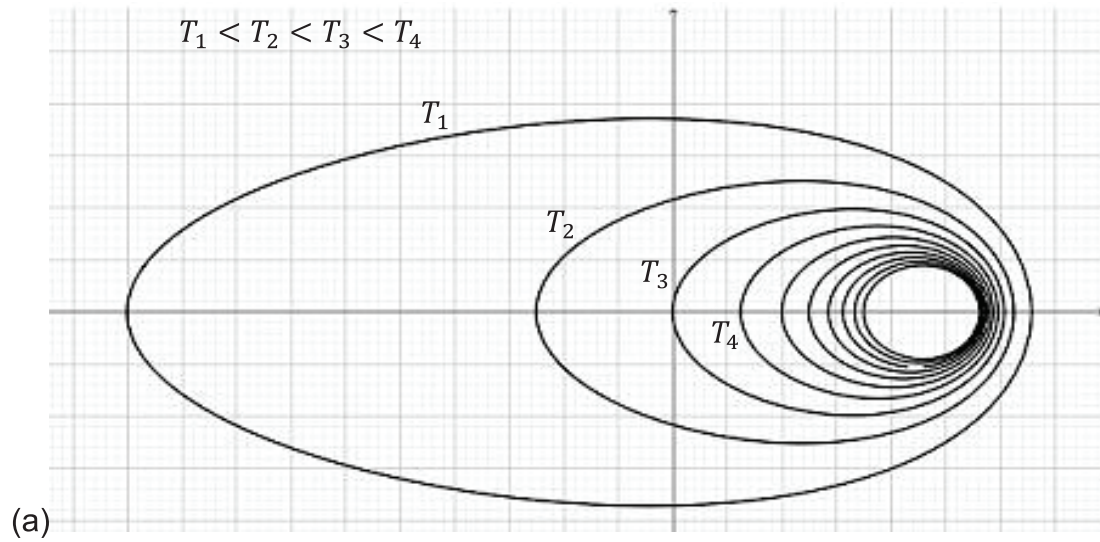


(c)

Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Figura 4.12-Visualização bidimensional, em curvas de nível, (a) Isotermas observadas no plano xOy após o regime de temperatura quase estacionária; (b) Perfil térmico com curvas de gaussiana enviesada no plano xOz , gerado pela intersecção do sólido com planos paralelos à xOz , onde se observa a direção dos picos para o centro do sólido; (c) Perfil térmico com curvas

de gaussiana centrada no plano yOz , , gerado pela intersecção do sólido com planos paralelos a yOz , onde os picos estão centrados no eixo.



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

As principais características dependem muito da espessura da chapa, em produtos de pequena espessura temos tanto taxa de resfriamento como aquecimento menores para uma mesma fonte e seu campo de temperaturas se distribui nas direções transversal e longitudinal devido a dissipação de calor do seu interior. Em relação a condutividade elétrica os materiais com baixa condutividade promovem um alongamento na distribuição das isotermas, porém com uma menor extensão na direção longitudinal em relação a fonte. (RODRIGUES, 2013)

A escolha da equação que vai representar a distribuição de temperaturas vai depender de um parâmetro definido como espessura relativa que é a razão entre a espessura da peça e uma espessura crítica podendo ser expressa pela Eq. (4.26) tal que se o resultado for menor que 0,6 aplica-se para chapas finas e se o resultado for maior que 0,9 aplica-se para chapas grossas, entre 0,6 e 0,9 costuma-se considerar valores intermediários das formulas que estarão em escolha. (MARQUES; MODENESI, 2014)

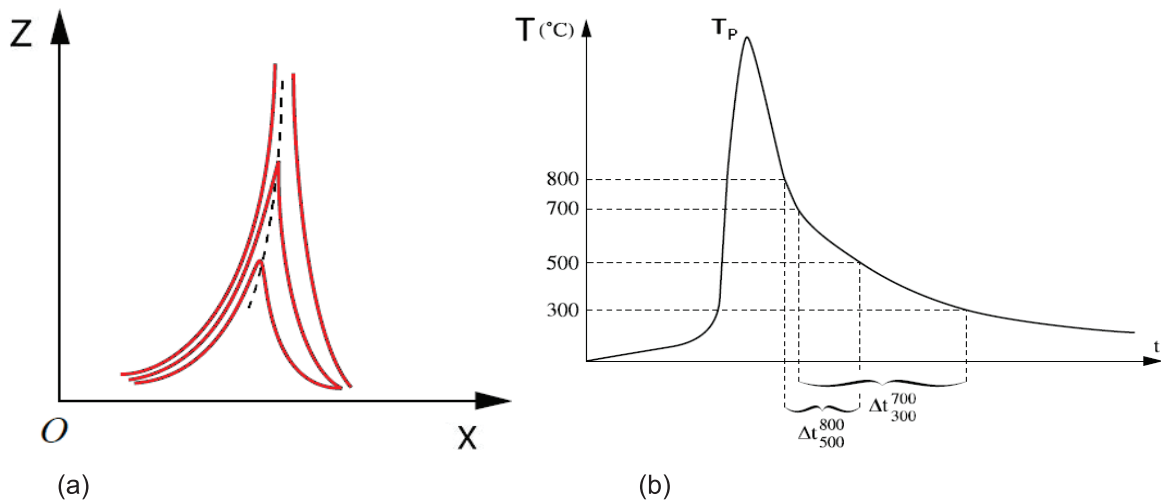
$$\tau = \frac{d}{d_{cri}} = d \sqrt{\frac{\rho C_p (T - T_0)}{H_L}} \quad (4.26)$$

Em que τ é a espessura relativa; d_{cri} é a espessura crítica e $H_L = q/v$ é o aporte térmico líquido [J/m]

4.4.4 Ciclo Térmico De Soldagem

De acordo com Guimarães (2010) a temperatura de um ponto da peça é avaliada pelo ciclo térmico que submete cada ponto definido pela sua distância ao centro da solda. Por Blondeu (2008), se considerarmos um plano cortando o eixo y num determinado ponto y_1 e paralelo ao plano xOz e fizermos a intersecção do sólido térmico com esse plano, teremos uma curva que forma o perfil térmico da Figura 4.12b sobre o eixo y_1 (paralelo ao eixo x), se analisarmos no tempo, teremos uma curva sobre o eixo y_1 para cada instante analisado, assim fixado um ponto nesse eixo, logo a exatamente a uma distância y_1 do centro da solda, o ciclo térmico desse ponto será dado pelas diferentes temperaturas assumidas pelo ponto no tempo. A Figura 4.13 ilustra a situação

Figura 4.13-(a) Cruzamento das curvas que compõem o perfil térmico tomadas em tempos diferentes descrevendo o ciclo térmico em tracejado;(b) Representação de um ciclo térmico na ZTA.



Fonte: adaptado de Blondeu (2008)

Cada linha em vermelho é uma curva que forma o perfil térmico para uma mesma distancia y_1 em tempos diferentes, quando um ponto fixo é tomado no eixo y_1 , o cruzamento dessas linhas nesse ponto forma a linha tracejada que descreve o ciclo térmico

4.4.4.1 Temperatura de pico

É a temperatura máxima atingida em um dado ponto, essa temperatura indica a possibilidade de ocorrência de mudanças microestruturais no ponto sendo que a mesma depende da geometria e de propriedades termo físicas da própria peça bem como das condições de soldagem. (BLONDEU, 2008; SILVA, 2010)

Desenvolvendo ainda as equações anteriores de campos de temperatura para distribuições em duas e três dimensões, as Eq. (4.23) e Eq. (4.25), conseguimos chegar a uma equação que determina a temperatura máxima, ou de pico, para uma solda de topo em um passe com penetração total, em uma região soldada e a distância y da região de interesse até a linha de fusão, tal que para chapas finas toma-se $y=r$, o que permite estimar a extensão da zona termicamente afetada (ZTA). Essa temperatura máxima, que é a temperatura de pico para um determinado ponto, é concretizada em um determinado tempo t_M , tal que $\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{t_M} = 0$, chegando nas

equações Eq. (4.27) e Eq. (4.28) para temperatura máxima na soldagem de peças grossas e finas respectivamente. (BLONDEU, 2008; MARQUES; MODENESI, 2014)

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{\pi e \rho c (r^2 - R^2)}{2q/v} + \frac{1}{T_f - T_0} \quad (4.27)$$

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{\sqrt{2\pi e} \rho c dy}{q/v} + \frac{1}{T_f - T_0} \quad (4.28)$$

Onde

$T_p \rightarrow$ é a temperatura máxima, ou de pico, num determinado ponto [°C]

$T_f \rightarrow$ é a temperatura de fusão do material [°C]

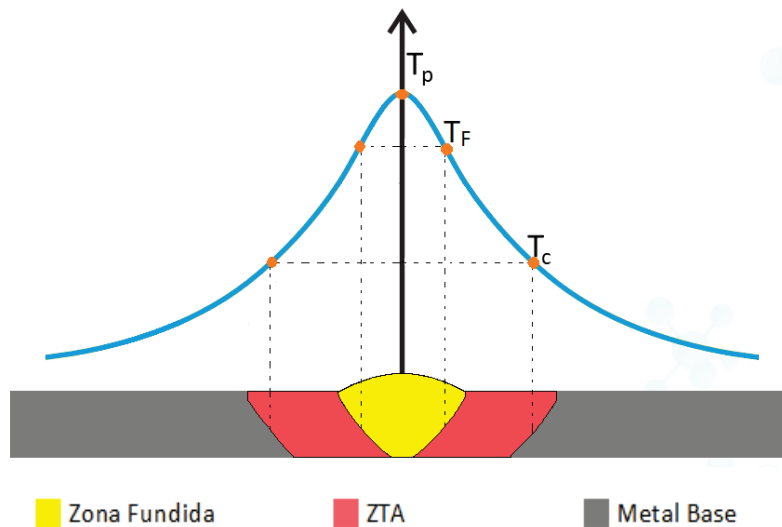
Segundo Marques e Modenesi (2014) a temperatura máxima na ZTA varia aproximadamente de maneira inversamente proporcional à distância r da linha de fusão em matérias finos ou ao seu quadrado em materiais mais espessos. Por Blondeu (2008) o ciclo térmico de soldagem tem como consequência metalúrgica principal as modificações microestruturais na ZTA. A rapidez desse ciclo acaba por tornar inviável o uso de diagramas para previsões de estruturas reais de diversas fases próximas a linha de fusão. Contudo o diagrama se adequa no ponto inicial para garantir uma interpretação qualitativa das modificações microestruturais.

4.4.4.2 Curva de repartição térmica

A Figura 4.12c, mostra a distribuição de calor de uma fonte móvel, na secção frontal a direção de soldagem, sendo a intersecção do sólido com planos paralelos a yOz . Quando se atinge um determinado tempo quase estacionário, no decorrer da solda, cada ponto assume o seu valor máximo ou de pico.

Em acordo com Guimarães (2010) Com a análise de todos os pontos da junta obtidos através do ciclo térmico, observamos que as temperaturas de pico variam de acordo com a distância do ponto ao centro do cordão de solda na sua direção perpendicular. Se as mesmas forem colocadas em um gráfico de temperaturas de pico atingidas pelos pontos em relação a distância do cordão de solda, obtemos a curva de repartição térmica. A Figura 4.14 mostra uma curva de repartição térmica sobre a ZTA de um material.

Figura 4.14-Curva de repartição térmica sobre a ZTA.



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Ainda por Guimarães (2010) a análise das transformações metalúrgicas no estado sólido que ocorrem em uma junta soldada se tornam viabilizadas através dos ciclos térmicos e da repartição térmica da estrutura soldada, uma vez que o ciclo térmico garante a interpretação ou previsão das transformações enquanto a repartição térmica permite diagnosticar a extensão das zonas onde ocorrerão os fenômenos.

4.4.4.3 Velocidade de resfriamento

Segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2011) Nos estudos analíticos de Rosenthal, derivando-se a curva de resfriamento em um determinado ponto a expressão encontrada mede a taxa de variação do resfriamento com o tempo logo mede o que podemos chamar de velocidade de resfriamento a uma determinada temperatura. Esse parâmetro é relevante na determinação microestrutural dos aços que podem vir a sofrer transformação de fase dentro do resfriamento. As Eq. (4.29) e Eq. (4.30) permitem expressar as velocidades de resfriamento de chapas grossas e finas respectivamente:

$$\phi = \frac{2\pi k(T - T_0)^2}{H_L} \quad (4.29)$$

$$\phi = 2\pi k\rho c \left(\frac{d}{H_L} \right) (T - T_0)^3 \quad (4.30)$$

Quando muito elevada, essa taxa pode ocasionar têmpera na região da ZTA com a formação de martensita e pode ser utilizada para mensurar o possível aparecimento de trincas, quando bem controlada, esse parâmetro pode ocasionar microestruturas de interesse.

4.4.4.4 Tempo de resfriamento

Segundo Blondeu (2008) a velocidade de resfriamento é um fator relevante na formação da ZTA, mensurada por um parâmetro de Tempo de Resfriamento Δt_B^A onde as temperaturas A e B (em °C) são as faixas de temperatura máxima e mínima respectivamente. As Eq. (4.31) e Eq. (4.32) possibilitam determinar o parâmetro de resfriamento:

Para soldagem de espessuras grossas:

$$\Delta t_B^A = \frac{H_L}{2\pi k} \left[\frac{1}{B - T_0} - \frac{1}{A - T_0} \right] \quad (4.31)$$

Para soldagem de espessura fina temos:

$$\Delta t_B^A = \frac{H_L^2}{4\pi k\rho c d^2} \left[\frac{1}{(B - T_0)^2} - \frac{1}{(A - T_0)^2} \right] \quad (4.32)$$

Em acordo com, Blondeu (2008) e Silva (2010) o tempo de resfriamento na faixa de 800° a 500° ou de 700° a 300, (Δt_{500}^{800} ou de Δt_{300}^{700} , ou ainda, $\Delta t_{8/5}$ ou de $\Delta t_{7/3}$) é de suma importância pois a ocorrência das maioria das transformações

microestruturas se dá nesta faixa, e pode ser usada como parâmetro de tempo de resfriamento em conjunto as curvas TTT.

Por Marques e Modenesi (2014) uma espessura crítica similar à usada para a escolha da equação do cálculo da velocidade de resfriamento pode ser usada sendo que a mesma pode ser definida igualando a duas formulas de tempo de resfriamento de chapas grossas e finas e considerando já o tempo de resfriamento de referência temos a expressão dada pela Eq. (4.33):

$$d_{cri} = \sqrt{\frac{H_L}{\rho c} \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)} \quad (4.33)$$

O tempo de permanência acima de Temperatura crítica é um parâmetro de tempo que é relevante quando analisamos a possível ocorrência de crescimento de grãos austeníticos na região da ZTA ou na dissolução de algum precipitado. Basicamente dentro desse espaço de tempo a parte mais importante é a do resfriamento que vai desde a temperatura máxima, ou de pico, até a temperatura de referência 800°C (ou 700°C) ou seja, $\Delta t_{pico/8}$ (ou $\Delta t_{pico/7}$), essa temperatura de pico varia de ponto a ponto como pode ser observado na curva de repartição térmica .

Nos trabalhos de Silva (2010) na obtenção de um campo de temperatura em juntas soldadas por método numérico, trouxe resultados satisfatórios ao considerar o tempo de resfriamento da temperatura pico até a temperatura crítica como sendo um terço do tempo de resfriamento da temperatura crítica até a temperatura considerada como final de transformação microestrutural, como a temperatura crítica é difícil de ser encontrada os valores de referência literária são apropriados, e as relações podendo serem expressas através das Eq. (4.34) e Eq. (4.35).

$$\Delta t_{pico/8} = \frac{1}{3} \Delta t_{8/5} \quad (4.34)$$

ou

$$\Delta t_{pico/7} = \frac{1}{3} \Delta t_{7/4} \quad (4.35)$$

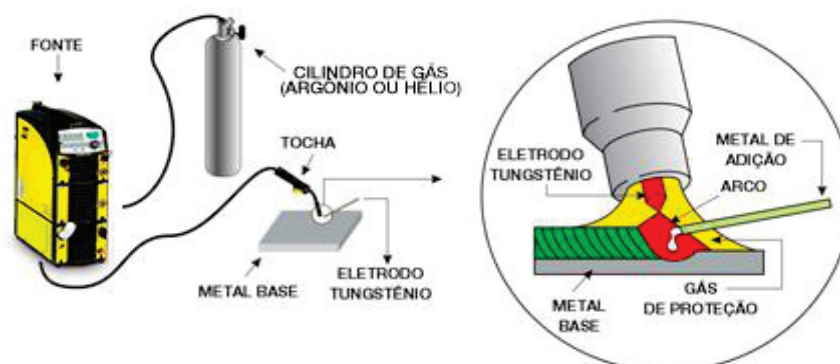
4.5 SOLDAGEM TIG

Soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) ou GTAW (Gas-Shielded Tungsten Arc Welding), foi desenvolvida no final da década de 1930, quando a necessidade de soldar ligas de magnésio se tornou aparente e se consolidou quando Russell Meredith (1942) desenvolveu um processo de soldagem usando o gás inerte hélio e um eletrodo de tungstênio para fundir o magnésio. Este método de união é um processo que utiliza um eletrodo sólido de tungstênio não consumível. O eletrodo, o arco e a área em volta da poça de fusão da solda são protegidos por uma atmosfera protetora de gás inerte e que pode ser adicionado já no limite da poça de fusão um metal de adição caso seja necessário. De acordo com ASM Handbook (1993) o que determina a necessidade do uso do metal de adição é a espessura da peça a ser soldada. Material de 3,2 mm podem ser soldados com sucesso sem a adição de metais de adição e o mesmo quando necessário pode ser adicionado manualmente por fio reto ou automaticamente por rolo ou bobina.

Esse Processo de soldagem substituiu a rebitagem como método de construção de aeronaves com componentes de alumínio e magnésio. A soldagem TIG passou por contínuos aprimoramentos até os dias de hoje incluído as alterações no próprio nome (foi inicialmente chamada de HeliArceb), mas sem alterações nos fundamentos demonstrados por Meredith (1942). Essa soldagem produz uma solda limpa e de alta qualidade. Como não é gerada escória, a chance de inclusão da mesma no metal de solda é eliminada, e a solda não necessita de limpeza no final do processo. É também utilizada para juntas de alta qualidade em indústrias nucleares, químicas, aeronáuticas e de alimentos. (WELDING HANDBOOK, 2004)

A temperatura de fusão necessária para soldar materiais no processo GTAW é obtida mantendo um arco entre um eletrodo de liga de tungstênio e a peça de trabalho, os componentes principais podem ser vistos na Figura 4.15. As temperaturas da poça de solda podem se aproximar de 2500 °C. Um gás inerte sustenta o arco e protege o metal fundido da contaminação atmosférica. (ASM HANDBOOK, 1993)

Figura 4.15-Principais componentes esquemáticos do processo GTAW



Fonte: TIG... (2019)

A soldagem GTAW pode ser usada para quase todos os metais e o processo pode ser manual ou automático sendo largamente utilizada para solda com alumínio e com ligas de aço inoxidável, magnésio, cobre, e materiais reativos (por exemplo, titânio e tântalo) onde a integridade da solda é de extrema importância, Na Tabela 4.2 podemos verificar algumas vantagens e desvantagens dessa soldagem. O processo também pode ser usado para unir aços carbono e ligas. os materiais soldados variam de alguns milésimos de polegada a várias polegadas de espessura (TIG... 2019)

Em consonância com ASM Handbook (1993) As características da fonte de energia são consideradas como parâmetros de soldagem, assim como os processos de soldagem a arco elétrico logo, para garantir uma melhor qualidade na soldagem nos utilizamos os parâmetros da soldagem sendo o comprimento do arco que é definido pela ponta do eletrodo até o metal de base; a velocidade de soldagem que tem influência na penetração e na largura do cordão; a vazão do gás que deve ser forte o suficiente para proteção da poça de fusão e o devido deslocamento em toda a peça e a corrente da soldagem.

Tabela 4.2-Vantagens e desvantagens de soldagem por processo TIG

Principais vantagens do GTAW	Principais limitações do GTAW
→ Produz soldas de alta qualidade sem distorção	→ Seções superiores a 9,5 mm

→Soldagem ótima para alumínio, magnésio e suas ligas	→Menos econômicas do que arco de eletrodo revertido
→Pode ser usado com uma gama de fontes de alimentação	→Produz mais taxas de deposição do que a soldagem por eletrodo revestido
→Solda quase todos os metais, incluindo dissimilares →Controle preciso do calor de soldadura	→Requer melhor habilidade e coordenação motora do soldador em comparação ao processo de eletrodo revestido

Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

O arco elétrico no processo TIG tem uma quantidade expressiva de elétrons se desloca do polo negativo para o polo positivo em um curto espaço de tempo. Esse processo associado a suas respectivas colisões ocasionam um arco demasiadamente quente que é utilizado como fonte de calor para a fusão dos metais. Essa descarga elétrica é concebida em uma atmosfera gasosa e ionizada sendo blindada da contaminação atmosférica pelo gás de proteção que sai da tocha. Nesse mecanismo a corrente da fonte de energia é transportada para o eletrodo de tungstênio da tocha através do tubo de contato, o qual é geralmente resfriado por água, de maneira a prevenir o superaquecimento da tocha (ASM HANDBOOK,1993; TIG... 2019)

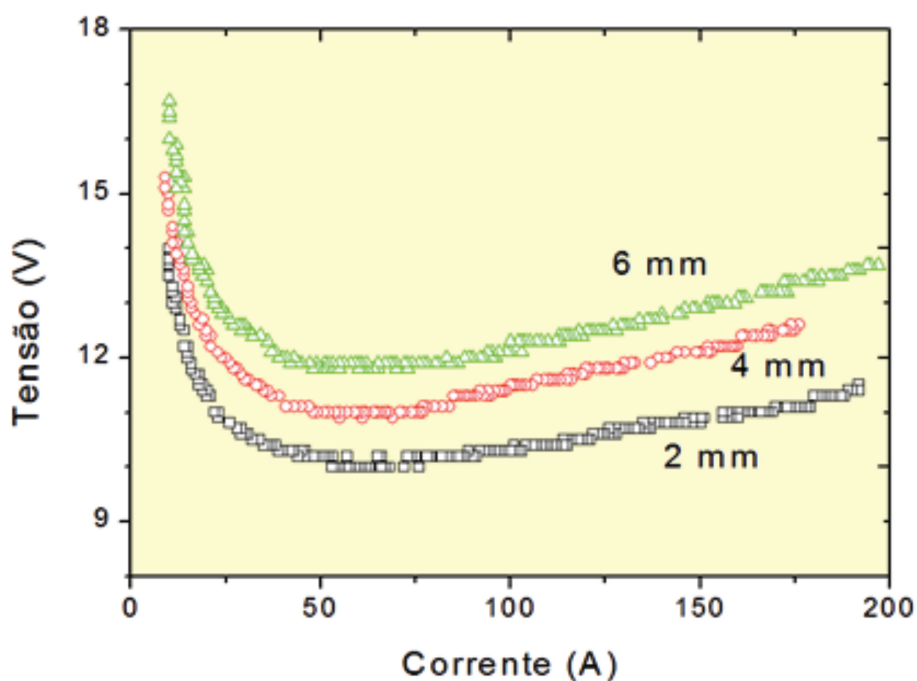
Segundo Welding Handbook (2004) a corrente é uma das condições operacionais mais importantes para controle em qualquer operação de soldagem, porque está relacionada à taxa de penetração, a velocidade de soldagem, a taxa de deposição e a qualidade da solda isso tudo influencia relevantemente as características da soldabilidade. A variação dos valores de tensão é baixa, na ordem de 10 volts, no processo de soldagem TIG a qual controla o comprimento do arco e a largura do cordão de solda , podendo ser utilizadas tanto corrente contínua (CC- ou CC+) com eletrodo negativo ou positivo como também pode ser utilizada a corrente alternada (CA).

A polaridade direta, no caso corrente continua com eletrodo negativo (CC-), a corrente flui do eletrodo para a superfície da solda produzindo assim o mínimo de aquecimento no eletrodo e de forma contrária o máximo de aquecimento no metal de base no momento da soldagem, isso proporciona uma maior taxa de fusão que por

sua vez gera um espalhamento maior o que diminui a penetração em relação maior a polaridade inversa na qual a corrente flui da peça para o eletrodo, ocasionando menor acúmulo de energia térmica na mesma e maior aquecimento no eletrodo permitindo penetrações mais profundas se comparado tanto com a polaridade direta como com a corrente alternada (RODRIGUES, 2013).

De acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2011) a curva característica da relação tensão - corrente na abertura de arco TIG, quando o valor da corrente se situa entre cerca de 50 A e 300 A , a tensão apresenta uma queda e posterior a essa faixa ela volta a crescer junto a corrente. O formato e a posição dessa curva característica, depende da geometria, do material da temperatura do cátodo e do ânodo da composição e do comprimento do arco, este último mais impactante devido aos outros serem relativamente padronizados, a Figura 4.16 mostra essa relação.

Figura 4.16- Curvas características do arco TIG para comprimentos de arco de 2, 4 e 6 mm.



Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2011)

Os parâmetros de soldagem são determinados pela natureza e composição dos metais de base, da espessura e do método de fixação. Os parâmetros Tabela 4.3 podem ser adotados como valores de início para o ajuste da máquina de solda. (WELDING HANDBOOK, 2004; TIG... 2019)

Tabela 4.3 -Parâmetros de soldagem TIG

Espessura (mm)	Eletrodo (mm)	Vareta (mm)	Vel. soldagem (cm/min)	Corrente (A)
0,5	1,6	nenhum	15 a 25	15 a 30
1,0	1,6	0,8	30 a 50	45 a 60
1,5	1,6	1,2	50 a 60	70 a 100

Fonte: adaptado Rodrigues (2013)

Segundo Grong (1994) pode ser desprezada para a maioria dos metais a variação das propriedades físicas com a variação da temperatura, pois apesar de que esse fato não seja real pois a difusividade, a capacidade térmica e a condutividade térmica variam de maneira significativa com a temperatura, a escolha correta de valores médios nos fornece soluções com excelentes aproximações. A Tabela 4.4 nos mostra os valores médios de algumas propriedades físicas desconsiderando o calor latente de fusão do aço.

Tabela 4.4-Propriedades físicas do aço carbono e aços de baixa liga

	Massa específica	Calor específico	Condutividade térmica	Capacidade térmica volumétrica	Temperatura de fusão
Aço carbono	0,0078	0,63	0,045	0,005	1520
Aço Baixa Liga	0,0078	0,63	0,025	0,005	1520

Fonte: adaptado de Grong (1994) e Modenesi (2012)

De acordo com Rodrigues (2013) O eletrodo de tungstênio é blindado por um gás inerte, que pode ser o argônio ou o hélio, ou a mistura dos dois gases sendo que são muito utilizados para soldagem de materiais não ferrosos, principalmente materiais reativos, como, o alumínio, o magnésio e o titânio. O processo original do GTAW usava bastante o hélio como gás de proteção que tem como característica maior condutividade térmica e uma quantidade de calor gerada no arco mais expressiva porém, nos dias atuais o argônio vem tomando espaço sendo o gás de proteção predominante

Como o argônio é cerca de 1,4 vezes mais pesado que o ar e o hélio é cerca de 7,2 vezes mais leve que o ar então o argônio acaba deslocando o ar da região da solda com mais facilidade que o hélio o que resulta em uma excelente blindagem da poça de solda e torna a taxa de fluxo de operação mais conveniente (7 L / min contra 14 L / min) e ainda o menor potencial de ionização do argônio em relação ao hélio (15,7 eV contra 24,5 eV) acaba promovendo maior estabilidade na formação do arco. Por fim podemos concluir então que essas propriedades garantem maior estabilidade e maior poder de penetração central comparado ao hélio sem contar também que ele é o mais barato desses gases inertes usados para proteger as soldas. (ASM HANDBOOK,1993).

4.5.1 Soldabilidade Dos Aços Dual Phase

Vários trabalhos foram realizados na tentativa de estudo e análise da soldabilidade dos aços Dual-Phase, o trabalho realizado por Scotchmer (2005) teve como resultados de um modo geral que os campos de soldabilidade por resistência dos aços avançados de alta resistência são inferiores aos de aço carbono comum e aos de HSLA devido a maior taxa de expulsão apresentada e exibe elevada dureza na região da soldagem o que promove o aparecimento de trincas, este último é mais generalizado, em seguida trabalhos com soldagem de aços Dual-Phase 600, DP600, feitos por (Fernace; Vernier; Meesemaeker, 1998) afirmam não terem conseguido ainda campos de soldabilidade aceitáveis para o devido aço que entrem em concordância com a norma francesa (NF A87-001), ainda em trabalhos com DP600, Mayra e Gayden (2005) julgam os efeitos dos parâmetros de soldagem , composição, espessura e revestimento, são todos importantes para avaliar a soldabilidade do aço pois esses fatores tem relevância nas dimensões da solda , microestrutura e propriedades mecânicas

No que concerne a microestrutura os aços Dual-Phase sua zona fundida é predominantemente martensítica em soldagem por resistência e que geralmente independe dos parâmetros de soldagem utilizados devido as taxas de resfriamento que essa zona fundida foi submetida, cerca de 2000°/s para peças de espessura de 2mm, em soldagem a resistência e que também se relaciona ao relativo teor de carbono associado que se concentra entre 0,05% a 0,2%. Já os processos de soldagem gás metal (GMAW) e Resistance Mash Seam Welding (RMSEW)

apresentaram taxa de resfriamento praticamente no mesmo intervalo entre 20°C/s e 300°C/s dependendo dos parâmetros de soldagem aplicados

Para os processos GMAW e RMSEW a formação de martensita dependerá das variáveis de processo como a taxa de resfriamento e da composição química do material como afirma nos trabalhos de J. E. Gould e S.P. Khurana (2006)

Segundo os trabalhos de Gomes Filho (2007) e em concordância com ASM Handbook vol. 6 (1973), aços microligados proveniente da descarbonetação tendem a sofrer uma queda de dureza na linha central de solda diminuem a dureza da zona fundida

Os trabalhos de Tiziani et al (2011), chegaram na conclusão que independente do processo (feixe de elétrons, plasma ou TIG) a zona fundida se formará de uma mistura martensítica, de ferrita acicular, ferrita alotriomórfica e bainita, que na ZTA pode aparecer uma zona macia constituída de ferrita de grãos grosseiros e martensita revenida e que por fim que o aumento do aporte térmico tanto da ZTA quanto da ZF aumentam sua extensão.

Nos trabalhos de Kapustka et al (2008) verificou influencias do metal de adição e taxas de resfriamento no aço DP780 pelo processo MAG , com altas taxas de resfriamento obteve altos picos de dureza e observou que com baixas taxas a ZTA tendia a se tornar mais extensa e a zona fundida soldadas com eletrodo ER70S-6 em juntas sobrepostas ocorreu a formação de pouca fração de bainita e de ferrita acicular, enquanto aumento da microestrutura mais macia foi formada com uma menor velocidade de resfriamento. Quanto à zona fundida, para as juntas sobrepostas soldadas com arame eletrodo ER70S-6 houve a formação de ferrita acicular e pequena fração de bainita, porém, a menor taxa de resfriamento formou uma microestrutura mais macia e grosseira

Esse aços Dual-phase carecem de menores correntes elétricas de soldagem se comparadas ao aço carbono como foi visto nos trabalhos de Oikawa, Murayama e Himatashi (2006) , isto devido a maior resistividade elétrica que o aço Dual-phase tem e também, foi percebido que a resistividade aumenta e que a corrente recomendada para soldagem diminui quanto maior for os elementos de liga e que o aumento do carbono equivalente também aumenta a dureza da solda bem como da martensita presente no próprio aço

Segundo Scotchmer (2005), podem ter aços da mesma classe, com mesma resistência porém de fabricantes diferentes dos quais foram concebidos através de diferentes processos e/ou diferentes composições químicas que acabam por ocasionar diferentes características de soldabilidade.

Quanto à temperatura de fusão dos aços Dual-phase o método de somar as reduções por aproximação das linhas se mostra eficaz e foi analisado em trabalhos como os de Kavulicová et al. (2006) na tentativa de comparar a equação Le Chatelier-Shreder com a equação de distribuição de coeficientes de Laar-Bowen; por Djurdjević et al. (2013) que comparou com métodos de equivalência na tentativa aprimorar equações matemáticas capazes de prever com precisão a temperatura liquidus de várias ligas fundidas de alumínio e magnésio tendo em vista suas composições químicas.

Aplicações diretas com resultados satisfatórios da equação Eq. (4.36) de Roeser e Wensel, que deriva do método, nos trabalhos de Lob, Senk e Geimer (2010) com o foco estipular modelos com determinação de parâmetros de fusão e solidificação com diferentes composições de liga e taxas de resfriamento dos aços ligados de sistema Fe – Mn – C, dos quais os aços Dual-Phase fazem parte;

Nos trabalhos de Francisco (2013) com aços ARBL e Mendonça (2014) com aços efeito TRIP, os dois com o intuito de analisar parâmetros de solda entre eles e um aço com alto teor de manganês. Outras metodologias buscam maior precisão, porém a escolha do modelo depende muito da ordem de grandeza dos erros associados.

$$T_f = 1539 - fxC + 8xSi + 5xMn + 30xP + 5xCu + 25xS + 1,5xCr \\ + 4xNi + 2xMo + 2xV + W + 2,5xAl + 14xAs + 10xSn \\ + 1300xH + 80xO \quad (4.36)$$

Tal que $f = 65$, se $\%C < 1\%$ ou $f = 70$, se $\%C > 1\%$

4.5.2 Metal De Adição Na Soldagem Do Aço DP1200 Pelo Processo TIG

De acordo com Diniz (2017) a seleção mais adequada do arame é um dos principais fatores a ser considerado no processo de soldagem sendo as propriedades mecânicas e a composição química do metal de base os principais fatores que devem influenciar na escolha do consumível. A constituição desses arames pode ser basicamente de metais ou ligas metálicas que tem parâmetros, condições superficiais bem definidas pois condições fora de padrão, ocasionadas por uma escolha pouco eficiente, pode acarretar descontinuidades no cordão, instabilidade do arco e até falhas na alimentação.

A classificação dos metais de adição adequados a soldagem TIG pela especificação AWS - American Welding Society é a mais difundida, sendo a AWS A5.28, AWS A5.18 e AWS A5.09 bastante utilizadas pois referenciam sobre aços de baixa liga, aços carbono em geral e aços inoxidáveis. O metal de adição não precisa ter características idênticas ao metal base, porém a similaridade, e características de resistência mecânica é algo significativo, mas características que possam ser levadas no retardamento ou aparecimento de estruturas indesejáveis são fatores que devem ser considerados. (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A busca por um processo junto ao metal de adição que melhore a soldabilidade como um todo em aços avançados é uma constante. Podemos perceber por Rodrigues (2013) que foi usado um eletrodo AWS ER309-L estudando a soldabilidade entre AHSS de efeito TRIP, e um aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG, usando a Tabela 4.5 produzida pela empresa ACESITA (atualmente ArcelorMittal), por ter comportamento similar ao grupo de aços inoxidáveis austeníticos e duplex de série 300, devido a uma também fase dupla de austenita-ferrita, sendo que por Modenesi (2011) dentre esses aços os que contem menos de 0,3% o mais comum é o aço AISI 304 logo se assemelha mais com os aços DP devido ao baixo teor de carbono e ainda conseguir manter boa soldabilidade.

Já Diniz (2017) usou em um processo GMAW, um eletrodo típico, AWS A5.18, é o ER70S-6, no intuito de encontrar uma adequação de um processo de soldagem para um aço Complex Phase, sendo que nos dois trabalhos foram encontradas dificuldades na soldabilidade ocorrendo quedas na resistência final quando

comparados ao metal de base, mas esperado mediante as complexidades do processo de soldagem de aços avançados.

Tabela 4.5-Seleção de consumíveis para soldagem de aços austeníticos, dissimilares ou não.

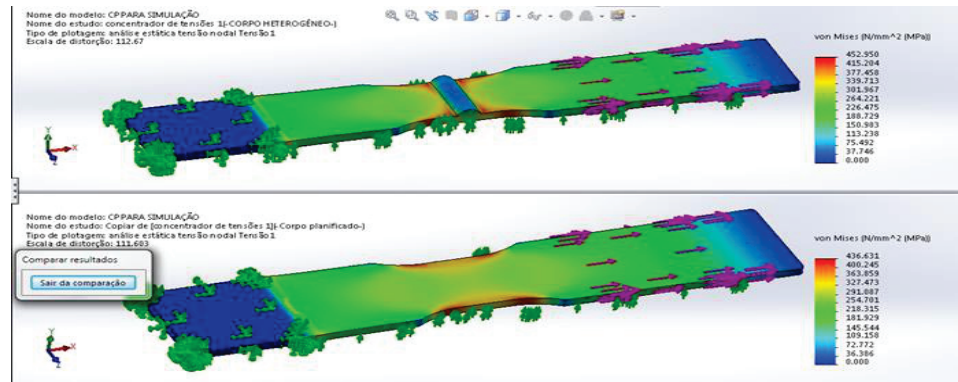
Combinação de metal de base	301, 302, 304, 308	304L	310, 314 ^(a)	316	316L	317	321, 347	405, 410, 420	430	446 ^(b)	Aços carbon o	Aços carbono baixa liga ou Cr-Mo
301, 302, 304, 308	308	308	308	308	308	308	308	309	309	310	309	309
304L		308L	308	308	308	308	309	309	309	310	309	309
310, 314 ^(a)			310	316	317	308	309	309	309	310	309	309
316				316	316	316	308	309	309	310	309	309
316L					316L	316	309	309	309	310	309	309
317						317	308	309	309	310	309	309
321, 347							347	309	309	310	309	309
405, 410, 420								410	430 ^(c)	410 ^(c)	410 ^(c,d)	410 ^(c)
430									430	430	430 ^(c,d)	430 ^(c)
446										446	430 ^(c,d)	430 ^(c)

Fonte: Grupo ACESITA.

Nos trabalhos de Diniz (2017) foram feitas comparações de amostras com e sem reforço de solda do efeito que esse reforço tem com a ruptura do material mediante a geração de tensões que o mesmo concentra nas margens da solda como pode ser vista na Figura 4.17 que mostra a distribuição de tensões de Von Mises feita no simulador do SolidWorks

A eficiência de junta que mede a perca no limite de resistência de um aço após a soldagem é definida como a razão entre o limite de resistência do metal de base (aço) e o limite de resistência da junta soldada foi verificada segundo Feng et al (2007) e foram analisados processos dos quais resumem a eficiência média que ocorre em alguns tipos de AHSS

Figura 4.17-Comparação entre corpo de prova com cordão de solda sem reforço de solda (planificado) e com reforço de solda (não planificado).



Fonte: Diniz (2017)



5

**Materiais e
Métodos**

5.1 AMOSTRAS E CONSUMÍVEIS

Foi utilizado o aço DP1200 fornecido pela empresa Usiminas-MG em forma de barras retangulares nas dimensões médias de 124,6 mm de comprimento, com 51,4 mm largura e 1,8 mm de espessura.

Os metais de adição foram escolhidos de forma que o seu teor de carbono não impactassem na solda visto o teor de carbono do aço DP1200, sendo o primeiro consumível da especificação AWS A5.18, ER 70S-3, difundida no mercado, em que de acordo com o catálogo da ESAB tem LR:515 MPA e LE:420 MPA com 0,1% C para soldagem de aços com baixo/médio teor de carbono.

O segundo metal de adição foi escolhido por similaridade, devido os aços bifásicos possuírem estruturas semelhantes aos aços inoxidáveis duplex (ferrita-austenita), pela especificação AWS A5.09, utilizamos a Tabela 4.5 que para soldagem dissimilar ou não, produzida pela empresa ACESITA para selecionar o devido metal de adição. Escolhendo na tabela o aço para a soldagem não dissimilar com comportamento similar ao aço DP que formará a junta, por Rodrigues (2013) teríamos uma variante de AISI 304L/316L sendo assim fazendo a interseção entre as respectivas linhas e colunas dos elementos que variam de 304 a 316 nas linhas e colunas vemos que o recomendado são as varetas da família 308/308L.

Admitiu-se o uso do metal de adição ER 308L de diâmetro 1.6 mm. De acordo com o catálogo de consumíveis ESAB é a vareta para soldagem pelo processo GTAW (TIG) indicada para soldagem de aços inoxidáveis, duplex e para aços similares quando a característica principal a ser preservada é o baixo teor de carbono do aço a ser soldado, com LR:645 MPA e LE:450 MPA. Esta liga apresenta boa resistência à corrosão intragranular em geral e, devido a seu baixo teor de C como mostra na Tabela 6.1.

Por conseguinte, neste trabalho verifica-se em quais condições de usabilidade do consumível empregado no mercado, o ER70S-3, e do consumível ER308L, escolhido com critérios de similaridade, grau de resistência e obediência de baixo teor

de carbono são adequados para soldagem do aço, DP1200. conforme a norma AWS D1.1/D1.1M. (2015).

5.2 PROCEDIMENTOS PARA SOLDAGEM

No presente trabalho foram utilizadas chapas de aço Dual Phase, DP1200, fornecidas pela Usiminas e soldadas no seu eixo de comprimento de 124,6 mm no laboratório de tecnologia mecânica do IFPI com estrutura final também em forma de chapa. Os materiais foram soldados pelo processo manual TIG (GTAW) com polaridade inversa (CC+), sob três condições de amperagem distintas (35 A, 40 A e 45 A) sob a proteção de argônio.

A tocha foi inclinada em torno de 15 a 30 graus e movida ao longo da junta fundindo progressivamente a superfície com a adição da vareta ER308L de 1,6 mm e ER70S-3 de 1,6 mm. Tomando bastante cuidado para sempre manter a ponta do arame adicionado dentro do fluxo do gás de proteção. Usou-se o eletrodo de tungstênio, ponta vermelha, com 2% de tório, AWS EWTH-2, com o diâmetro de 1,6 mm, mais indicado para chapas finas, e ângulo de ponta de 60° com comprimento de arco de aproximadamente 2 a 4 mm, abertura no caso que ocasiona de 10 V a 12 V. Todos os cordões de solda foram realizados em um único passe.

5.3 VERIFICAÇÃO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA

Foram aplicados as equações analíticas citadas e os coeficientes de tabelas associadas demonstrando aporte térmico, dimensão da ZTA, taxas e tempo de resfriamento para serem analisadas. Por ser considerada uma placa muito fina nos parâmetros associados, a diferença de temperaturas no eixo vertical do cordão de solda, ou seja, no sentido da profundidade são muito pequenas, sendo assim posicionando-se um termopar tipo K, marca Minipa, faixa de -100°C a 1100°C, no eixo de soldagem foi possível a captura de temperaturas posterior a fusão até o resfriamento, para cada solda com consumível ER308L e ER70S-3, onde foi gerado um gráfico pontos que pode ser aproximado por um gráfico de pontos no Excel; o tempo foi medido com a ajuda de um cronômetro e os resultados plotados comparados com resultados analíticos.

5.4 FLUORESCÊNCIA DE RAIOS-X

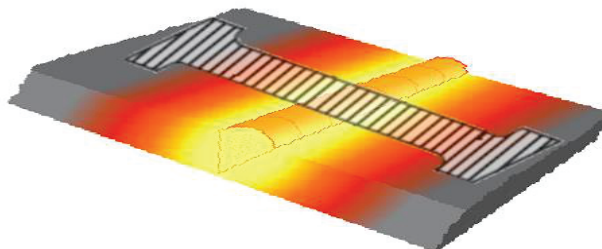
Três amostras de cada consumível foram utilizadas para caracterizar a composição real dos mesmos com a máquina de fluorescência de raios-x da marca Panalytical tipo épsilon 3XL do laboratório de caracterização de matérias do IFPI.

5.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

O comportamento sob tração foi avaliado por meio de ensaio de tração na máquina EMIC DL20000 com extensômetro no laboratório de ensaios mecânicos da universidade federal do Piauí. Os ensaios de tração foram realizados em amostras confeccionadas de 100 mm de comprimento, com 40 mm largura e 1,8 mm de espessura, de acordo com a norma ASTM E8M, em 4 corpos de prova para o aço recebido, 5 corpos de prova para o aço soldado com vareta ER380L sendo 1 (uma) com retirada do reforço de solda e 5 corpos de prova para o aço soldado com vareta ER70S-3 sendo 1 (uma) com retirada do reforço de solda. A impossibilidade de realizar ensaios em mais corpos de prova foi devido a quantidade limitada do material produzido laboratorialmente e cedido pela Usiminas.

As amostras soldadas foram confeccionadas em tamanho reduzido proporcional seguindo os parâmetros da norma, sendo retirada do modo solda no meio, no sentido transversal da solda como visto na Figura 5.1, como mostra na figura abaixo para que o corpo contivesse todas as características do material, sendo assim não fizemos o uso do corte longitudinal onde analisaria apenas a solda.

Figura 5.1-Modelo de retirada da amostra para ensaio de tração



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Foi utilizado punção para marcar uma leve impressão nas chapas finas na região inferior e superior da chapa distando de 20mm para garantir o não deslizamento

com o mordente devido à espessura da mesma. Os corpos de prova foram submetidos ao método de tração com célula de carga de 200kN sem extensão de campo superior com uma velocidade média de 2 mm/min.

Figura 5.2-Máquina EMIC DL20000 no laboratório de ensaios mecânicos da universidade federal do Piauí



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

5.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA POR MICROSCOPIA ÓTICA

Para a realização da análise metalográfica do metal de base à região da solda , as amostras foram inicialmente preparadas a partir do recorte do corpo de prova superior a região que compete a ZTA , tornando suas dimensões em 40 mm de comprimento, 25 mm de largura e 1,8 mm de espessura, em seguida metade das amostras foram preparadas com lixas 220, 400, 600, 1000, 1200 e 1500, polidas em disco de feltro com alumina a 0,3 μm , reduzindo a espessura dos corpos de prova a para 1,5 mm. Por fim foram esterilizadas com álcool em seguida imersas em solução de Nital a 2% e secas em jato quente de ar.

A determinação da análise metalográfica foi realizada utilizando-se microscópio óptico Olympus CX-31 conectado a um computador, onde o Software MotiC 2.0 registrou e analisou as micrografias.

Figura 5.3-Microscópio óptico Olympus CX-31 conectado a um computador



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

5.7 PERFIL DE MICRODUREZA

Para o ensaio de dureza do material foram realizadas 35 marcações em regiões do metal de base, ZTA e ZF, formando um perfil com espaçamento de 0,5 mm entre os pontos de uma determinada região. A medição do perfil de dureza foi feita utilizando-se o microdurômetro de modelo HMV, fabricante Shimadzu, em escala Vickers com carga de 490,03 mN (0,05 HV).

Figura 5.4-Microdurômetro de modelo HMV, fabricante Shimadzu



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

5.8 DIFRAÇÃO POR RAIOS-X

O ensaio de difração por raios-X foi realizado no laboratório de materiais avançados da universidade federal do Piauí- UFPI, preparando as amostras com parâmetros de análise padrão de geometria de Bragg de $\theta - 2\theta$; varredura de $5-75^\circ$, voltagem de 40 KV; corrente 30 mA e passo de $2^\circ/\text{min}$. Os difratogramas foram realizados pelo equipamento modelo XRD-6000, fabricante Shimadzu com tubo de Cu ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$).

Figura 5.5-Difratograma modelo XRD-6000, fabricante Shimadzu, Universidade Federal do Piauí.



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

6

RESULTADOS E DISCUSSÕES



6.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química do aço DP 1200 foi obtida através do método de queima (GDS) e realizado pelo laboratório de matérias Universidade Federal de Uberlândia e do metal de adição dados pelo catálogo ESAB e ensaio de fluorescência de Raios-x disposta na Tabela 6.1 em valores percentuais em peso ou em ppm.

Tabela 6.1-Composição química composta por catálogo ESAB, Método de Queima e Fluorescência de Raios -x.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	P	S	Ti	W	V	Nb
DP 1200	0,220	0,54	2,30	0,026	0,028	0,002	0,032	0,015	0,023	0,001	0,015	0,003	0,003	0,007
ER 308L	0,024	0,56	1,92	19,09	11,01	551 ppm	ins	0,001	Ins.	Ins.	Ins.	Ins.	Ins.	Ins.
ER 70S3	0,1	0,6	0,97	503 ppm	652 ppm	575 ppm	ins	712 ppm	Ins.	Ins.	Ins.	Ins.	Ins.	Ins.

Fonte: Elaboração do Próprio Autor

Com a composição química podemos estimar a temperatura de fusão de acordo com a Eq. (4.36):

$$T_f = 1539 - 65 \times 0,22 + 8 \times 0,54 + 5 \times 2,3 + 30 \times 0,023 + 5 \times 0,015 + 25 \times 0,001 + 1,5 \times 0,026 + 4 \times 0,028 + 2 \times 0,002 + 2 \times 0,003 + 0,003 + 2,5 \times 0,032 + 14 \times 0 + 10 \times 0 + 1300 \times 0 + 80 \times 0$$

$$T_f = 1539 - 31,3 \rightarrow T_f = 1507,7^\circ C$$

Para aços de baixo teor de carbono ligados ou não, de acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2011) a temperatura líquidus fica entre $1490^\circ C$ e $1530^\circ C$, logo mediante exposto podemos considerar a temperatura aproximada $T_f \cong 1508^\circ C$.

Podemos verificar a suscetibilidade de ocorrências de fissuras, por hidrogênio que pode ser impactante à temperatura ambiente através da Eq. (4.2), utilizando os percentuais em peso da Tabela 6.1, assim temos o carbono equivalente:

$$CE = 0,220 + \frac{2,3}{6} + \frac{0,002}{4} + \frac{0,026}{5} + \frac{0,028}{15} + \frac{0,015}{15} + \frac{0,023}{3}$$

Aplicando os valores obtidos da composição do aço Dual Phase DP1200, encontramos o valor $CE = 0,622 > 0,6$, o que significa que esse aço é um forte candidato a ter sensibilidade por fissuras de difusão de hidrogênio e também propenso a regiões martensíticas no processo de soldagem.

6.2 ANÁLISE TÉRMICA

A avaliação térmica pode ser representada nas Tabela 6.2 cujo valores dos parâmetros de soldagem como amperagem, tempo de soldagem e abertura do arco, em consequência a tensão, foram controlados manualmente, este último em consonância com a Figura 4.16. Os restantes dos valores da Tabela 6.2 foram obtidos através das equações (4.3), (4.4), (4.26), (4.28), (4.30), (4.32), (4.33), (4.34) e (4.35), tomando como base de propriedades físicas a Tabela 4.4 em associação a Eq. (4.36) para o valor a ser considerado da temperatura de fusão T_f . Tendo o percentual de carbono do aço DP1200, da Tabela 6.1, e o diagrama Ferro-Cementita da Figura 4.5, podemos localizar as temperaturas fronteiriças, e por conseguinte as extensões, das subzonas da ZTA.

Tabela 6.2-(a) Avaliação térmica de soldagem TIG no aço DP1200, com metal de adição ER70S-3 e ER308L; (b) Continuação.

Vareta	Tensão (V)	Amp. (A)	Tempo (s)	Vel. Sol. (mm/s)	Energia sol. (J/mm)	Aporte Tér. (J/mm)	Esp. Rel (°)	Vel. Res. (°/s) 600°C
1-70S3	12	35	141,36	0,88	474,97	166,24	0,20	26,94
2-70S3	10	35	146,27	0,85	409,56	143,34	0,22	36,23
3-70S3	12	40	134,38	0,93	516,02	180,61	0,20	22,82
4-70S3	10	40	144,81	0,86	463,39	162,19	0,21	28,30
5-70S3	10	45	142,73	0,88	513,83	179,84	0,20	23,02
6-70S3	12	45	138,23	0,90	597,15	209,00	0,18	17,04
Média	11	40	141,30	0,88	497,36	174,08	0,20	24,57
Desvio Pad.	1,10	4,47	4,39	0,03	63,16	22,10	0,01	6,60
Coef. Var. (%)	0,10	0,11	0,03	0,03	0,13	0,13	0,06	0,27
1-308L	10	35	213,03	0,59	596,48	208,77	0,18	17,08
2-308L	12	35	182,97	0,68	614,78	215,17	0,18	16,08
4-308L	12	40	161,58	0,77	620,47	217,16	0,18	15,79
4-308L	12	40	164,79	0,76	632,79	221,48	0,18	15,18
5-308L	10	45	159,07	0,79	572,65	200,43	0,19	18,53
6-308L	10	45	168,41	0,74	606,28	212,20	0,18	16,53
Média	11	40	174,98	0,71	615,91	215,57	0,18	16,02
Desvio Pad.	1,10	4,47	20,45	0,08	23,02	8,06	0,00	1,30
Coef. Var. (%)	0,10	0,11	0,12	0,11	0,04	0,04	0,02	0,08

(a)

Vareta	ZF/2 (mm)	ZTA (mm)	GGZTA (mm)	GFZTA (mm)	ICZTA (mm)	Esp. Rel. $\Delta t_{8/5}$	$\Delta t_{8/5}$ (s)	$\Delta t_{pico/8}$ (s)
1-70S3	1,67	4,49	1,05	2,07	1,36	0,21	19,52	6,50
2-70S3	1,44	3,87	0,91	1,79	1,18	0,22	14,52	4,84
3-70S3	1,82	4,88	1,14	2,25	1,48	0,20	23,04	7,68
4-70S3	1,63	4,38	1,03	2,02	1,33	0,21	18,58	6,19
5-70S3	1,81	4,86	1,14	2,24	1,48	0,20	22,85	7,61
6-70S3	2,10	5,64	1,32	2,61	1,72	0,18	30,86	10,28
Média	1,75	4,70	1,10	2,17	1,43	0,20	21,41	7,13
Desvio Pad.	0,22	0,60	0,14	0,28	0,18	0,01	5,53	1,84
Coef. Var. (%)	0,13	0,13	0,13	0,13	0,13	0,06	0,26	0,26
1-308L	2,10	5,64	1,32	2,60	1,71	0,18	30,79	10,26
2-308L	2,17	5,81	1,36	2,68	1,77	0,18	32,71	10,9
3-308L	2,19	5,87	1,37	2,71	1,78	0,18	33,32	11,1
4-308L	2,23	5,98	1,40	2,76	1,82	0,18	34,65	11,55
5-308L	2,02	5,41	1,27	2,50	1,64	0,19	28,38	9,46
6-308L	2,14	5,73	1,34	2,65	1,74	0,18	31,81	10,60
Média	2,17	5,82	1,36	2,69	1,77	0,18	32,83	10,94
Desvio Pad.	0,08	0,22	0,05	0,10	0,07	0,00	2,39	0,73
Coef. Var. (%)	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,02	0,07	0,07

(b)

Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Podemos verificar que para os mesmos parâmetros de tensão e voltagem, para se manter uma solda segura, o tempo de soldagem com consumível ER70S-3 foi menor o que contribui para um menor aporte térmico e que ocasionou uma zona termicamente afetada de 4,70 mm, neste caso menor que os 5,82 mm proporcionados pelo consumível ER308L.

Em ambos os casos os percentuais das sub-regiões em relação a extensão da ZTA foram praticamente os mesmos, a região de granulação grosseira (GGZTA) obteve a menor dimensão, ocupando cerca de 23% da ZTA, o relativo percentual baixo de carbono dissolvido no aço DP1200 unido um aporte térmico não tão elevado foram os responsáveis por esses resultados, já a ICZTA, região intercrítica, que costuma apresentar mudança parcial de sua estrutura respondeu por cerca de 30% dessa extensão, nessa região costuma-se verificar o aparecimento de perlita, martensita revenida e bainita superior, podendo ser visto através de microscopia e DR-X.

Quanto à velocidade de resfriamento as amostras soldadas com consumível ER 308L apresentaram uma velocidade média de 16°C/s contra 24°C/s das amostras

de ER70S-3 o que promove um maior crescimento dos grãos austeníticos na GGZTA e favorecendo a aparecimento tanto de martensita como de bainita acicular.

A soldagem feita com a vareta ER70S-3 acabou por requerer um tempo menor de trabalho devido a maior quantidade de respingos e porosidade que ocorriam, assim um menor aporte térmico foi adicionado a solda e com isso o tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ de 21 s foi consideravelmente menor do que as amostras soldadas com o segundo consumível que apresentaram tempo de resfriamento cerca de 32 s.

O $\Delta t_{pico/8}$ foi aproximadamente 7s e 11s respectivamente, tempo relativo para promover um crescimento de grão da austenita. Essa condição tende a promover a formação da martensita em ambos, porém em maior quantidade nas amostras com ER70S-3. Devido a maior velocidade de resfriamento, com isso as amostras com consumível ER 308L tendem a ser mais macias na região ICZTA.

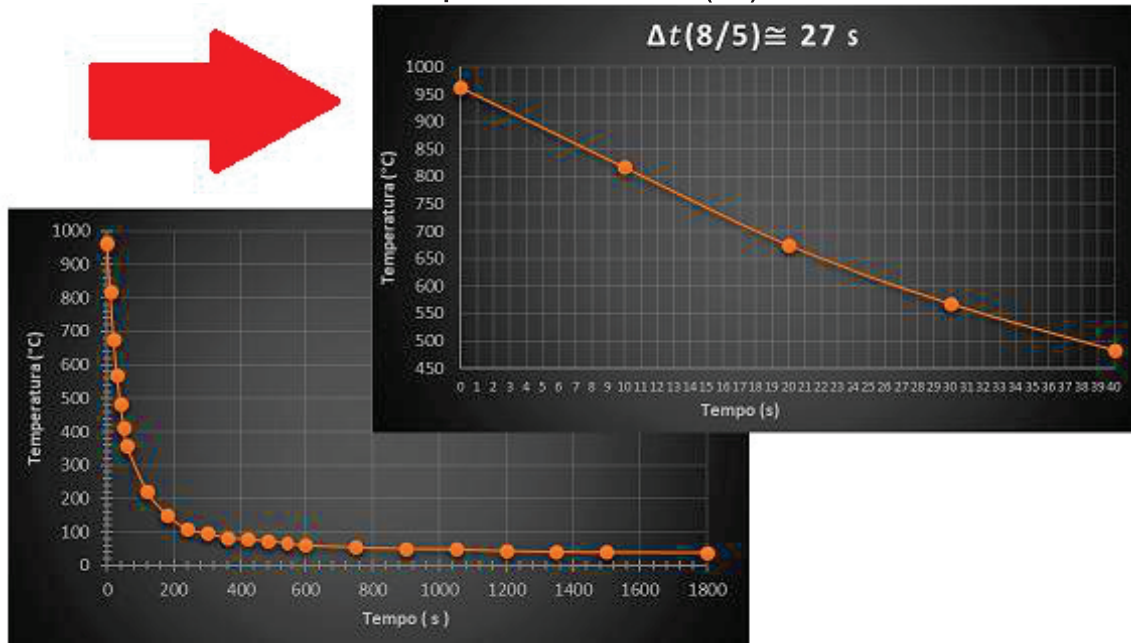
Quando os tempos de resfriamentos foram comparados aos Gráfico 6.1 e Gráfico 6.2 de pontos que reflete o decaimento de temperatura a partir de 1000 graus as medidas foram próximas, tendo erro menor que 5%, dando confiabilidade as estimativas analíticas.

Gráfico 6.1-Resfriamento a partir de 1000°C e $\Delta t(8/5)$ amostra N° 4 ER70S-3



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

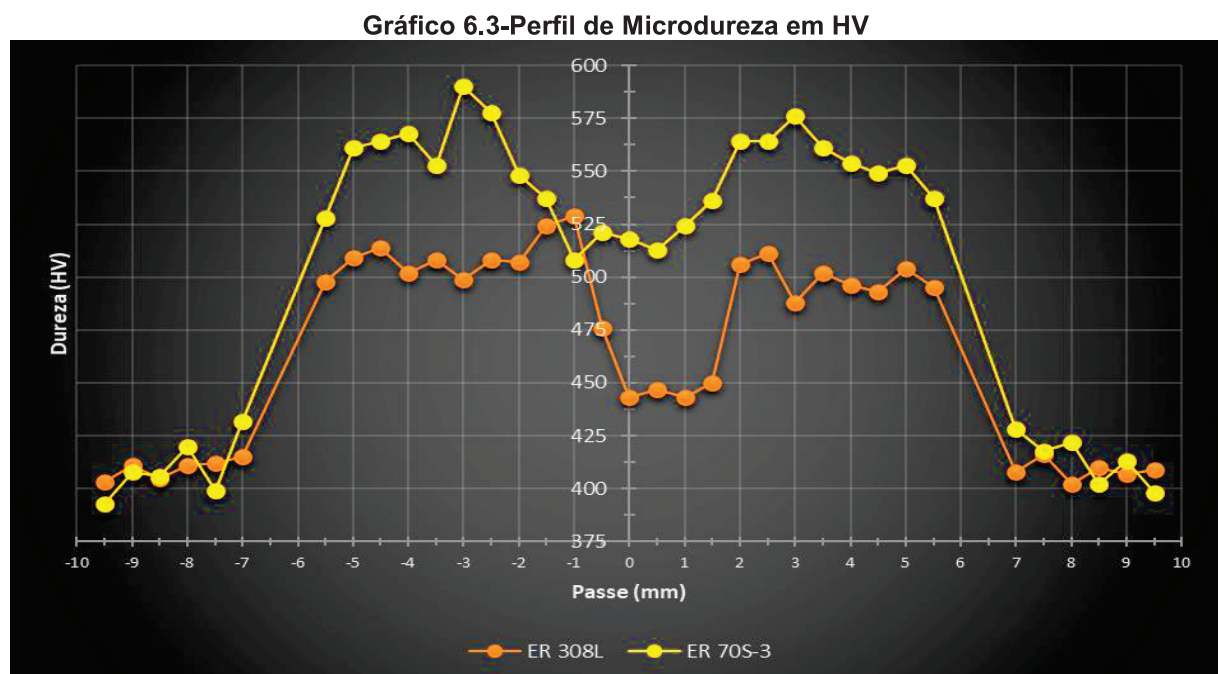
Gráfico 6.2-Resfriamento a partir de 1000°C e $\Delta t(8/5)$ amostra n°5 ER 308L



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

6.3 ENSAIO DE MICRODUREZA

Para o perfil de dureza (HV) do material foram realizadas 35 marcações em cada peça podendo ser visto no Gráfico 6.3 e os dados médios de cada região vistos na Tabela 6.3.



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Tabela 6.3-(a) Dureza (HV) do aço DP1200 soldado com arame ER70S-3;(b)

Dureza do aço DP1200 soldado com arame ER308L

Região ER70S-3	MB LD	ZTA	ZF	ZTA	MB LE
P1	393	528	537	564	428
P2	408	561	508	564	418
P3	406	564	521	576	422
P4	420	568	518	561	402
P5	399	553	513	554	413
P6	432	590	524	549	398
P7	xxx	578	536	553	xxx
P8	xxx	548	xxx	537	xxx
Média	409,67	561,25	522,43	557,25	413,50
Desvio Pad.	11,56	19,65	12,14	12,34	12,04
Coef. Var. (%)	2,82	3,50	2,32	2,21	2,91

(a)

Região ER308L	MB LD	ZTA	ZF	ZTA	MB LE
P1	403	498	524	506	408
P2	411	509	529	511	416
P3	405	514	476	488	402
P4	411	502	443	502	410
P5	412	508	447	496	407
P6	415	499	443	493	409
P7	xxx	508	450	504	xxx
P8	xxx	507	xxx	495	xxx
Média	409,50	505,63	473,14	499,38	408,67
Desvio Pad.	4,73	7,14	46,99	10,25	5,79
Coef. Var. (%)	1,15	1,41	9,93	2,05	1,42

(c)

Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Analisando o perfil de dureza foi observado um acréscimo relevante na dureza do material na zona termicamente afetada e zona fundida em relação ao metal de base que já é alta devido as frações martensíticas presente no aço, sendo que a zona fundida teve uma queda na dureza em relação a ZTA, mas ainda acima da dureza do metal de base. A queda nessa região central da solda dá-se devido a descarbonetação. Apesar de ser um aço de baixo teor de carbono, por ser microligado em proporções

significativas de manganês, o mesmo apresentou um resultado de carbono equivalente alto, logo esse perfil de dureza já era probabilisticamente esperado.

Como as amostras são do mesmo aço, mudando apenas os consumíveis o carbono equivalente não teria influência para refletir as diferenças dos valores absolutos de dureza entre as amostras, isso ficou a cargo do melhor arranjo dos parâmetros que promoveram a soldagem apropriada para cada consumível resultando em um aporte térmico, tempo e velocidade de resfriamento para o processo bem como a composição química do próprio consumível para a composição final da zona fundida

Podemos dizer que essas variáveis foram mais eficientes na soldagem com consumível ER308L devido a dureza na ZTA e ZF ter sido menor que a dureza nessas mesmas regiões da solda com o consumível ER70S-3, cerca de 50 HV e 55 HV respectivamente, os valores podem ser vistos na tabela acima que traz a média de dureza para cada região

Os defeitos da dureza podem ser atenuados através da aplicação de tratamento térmico de pré-aquecimento, pois o mesmo pode minimizar os efeitos da velocidade de resfriamento, e conseqüentemente do aporte térmico, até uma velocidade de resfriamento de referência. Se esse tratamento for utilizado numa solda a ser feita com consumível ER70S-3 em relação a uma solda com o consumível ER308L, então deve-se considerar que a velocidade de resfriamento proporcionada pelo temperatura de pré-aquecimento do consumível ER70S-3 seja igual a velocidade de resfriamento do ER308L, assim igualando as velocidades a partir da Eq. (4.30) temos:

$$\begin{aligned} \phi_{70S-3} = \phi_{308L} \rightarrow 2\pi k \rho c \left(\frac{d_2}{H_2} \right)^2 (T_C - T_{PA})^3 &= 2\pi k \rho c \left(\frac{d_1}{H_1} \right)^2 (T_C - T_0)^3 \rightarrow \\ \left(\frac{T_C - T_{PA}}{T_C - T_0} \right)^3 &= \left(\frac{d_1 H_2}{d_2 H_1} \right)^2 \end{aligned} \quad (6.1)$$

Onde T_{PA} é a temperatura de pré-aquecimento, T_0 é a temperatura ambiente T_C é a temperatura do nariz perlítico do diagrama TTT, d é a espessura, H o aporte térmico. Para este trabalho temos o aço hipoeutetoide onde a curva se desloca para cima e esse valor de T_C fica próximo dos 600°C e sua espessura única, atribuindo os

valores médios das amostras soldadas da Tabela 6.2 na Eq. (6.1) e considerando a mesma espessura temos:

$$\left(\frac{600 - T_{PA}}{600 - 34}\right)^3 = \left(\frac{174,08}{215,57}\right)^2 \rightarrow T_{PA} \cong 110^{\circ}\text{C}$$

Isso significa que para termos valores de dureza de uma solda feita com ER70S-3 compatíveis aos do consumível ER308L devemos aquecer o aço inicialmente a uma temperatura de 110°C, solução que pode sair bem caro dependendo da demanda a ser soldada.

Vale ressaltar ainda que o estudo visa verificar o quanto o material soldado pode manter uma relativa eficiência das propriedades do aço DP1200, logo a fração volumétrica de martensita da ZTA, deve ser controlada para manter valores próximos ao metal de base, isso deve ser feito de tal forma que a velocidade de resfriamento proporcione maior transformação da austenita globulizada bem como da austenita que já estava anteriormente retida em eventual ferrita, perlita e até eventual bainita.

Com isso devemos reduzir a velocidade de resfriamento do material até mesmo nas condições em que o consumível se mostra mais eficiente em comparação a outro e com isso fornece um tempo de resfriamento maior na faixa de interesse, nesse contexto se tentássemos reduzir a velocidade de resfriamento do material a ser soldado com consumível ER308L pela metade, para já ter como resultado menor dureza na ZTA.

Aplicando novamente a Eq. (4.30) teríamos uma temperatura de pré-aquecimento de no mínimo 150°C para esse consumível e de cerca de 210°C para a solda com consumível ER70S-3. De fato, esses tratamentos podem preservar características da estrutura pretendida, porém apresentando como desvantagem o encarecimento do processo.

6.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS DO ENSAIO DE TRAÇÃO DO AÇO DP1200 E DAS JUNTAS SOLDADAS COM ER70S-3 E ER308L.

6.4.1 Ensaio de Tração no Aço DP1200

A avaliação mecânica das microestruturas está representada nas curvas tensão-deformação. Os resultados do ensaio na amostra do aço DP1200, são mostrados na Tabela 6.4 abaixo:

Tabela 6.4-Resultados ensaio de tensão-deformação nos corpos de prova DP1200

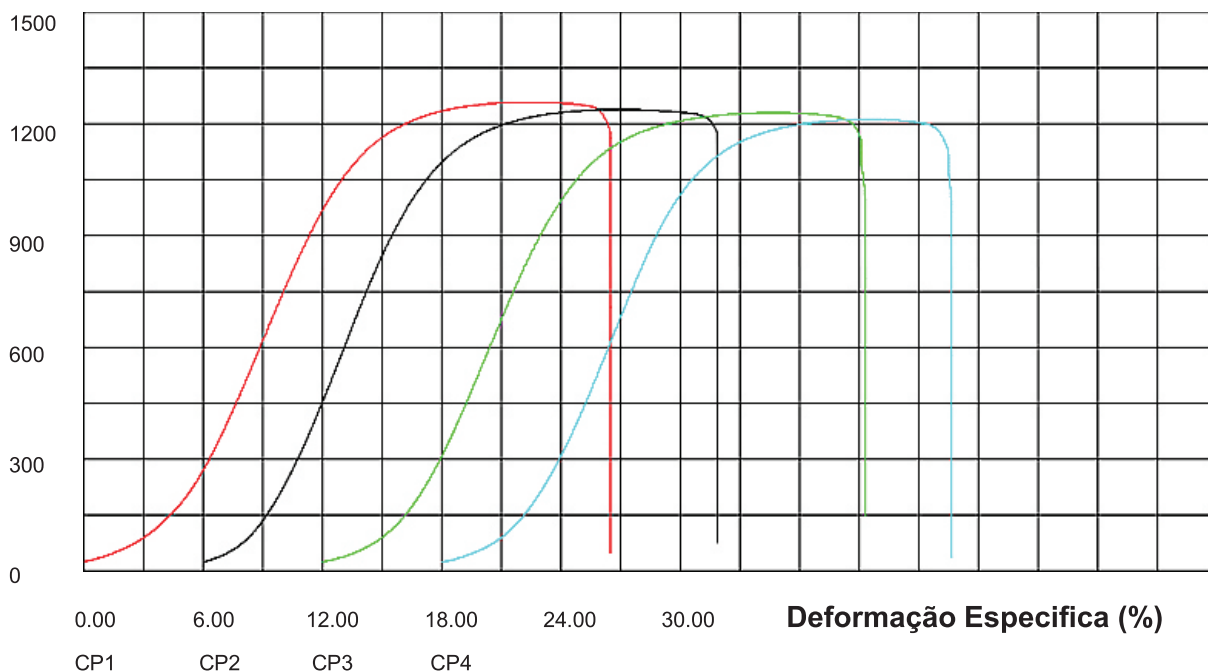
Corpo de Prova	Força Max (kN)	Tensão Max. (MPa)	Def.Especif. Ruptura (%)	Tensão escoam.(0.2%) (MPa)	Tensão Ruptura (MPa)
CP 1	76,9	125882	26,5	95465	117637
CP 2	75,7	123892	25,8	90793	118289
CP 3	66,3	123072	27,3	91060	101114
CP 4	65,3	121269	25,6	94097	98442
Média	71,07	123528	26,32	928,5	1089
Desvio Padrão	6,10	19,09	0,77	22,97	105,59
Coef. Var. (%)	8,58	1,55	2,93	2,47	9,70

Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Em característica média, o DP1200 se comportou como esperado tendo uma tensão máxima de 1235 MPa, deformação (alongamento) de 26,32% em relação a sua base e um limite de escoamento de 925,8 MPa, sendo que uma característica do aço Dual-Phase é a não existência de um ponto de escoamento, com isso convencionou-se o traçado desse ponto a 0.2% de deformação, logo esse valor é apenas um parâmetro. Abaixo temos o Gráfico 6.4, deslocado no eixo das abcissas (deformação específica) para cada corpo de prova do aço DP1200

Tensão (MPa)

Gráfico 6.4-Gráfico tensão-deformação do aço Dual Phase 1200

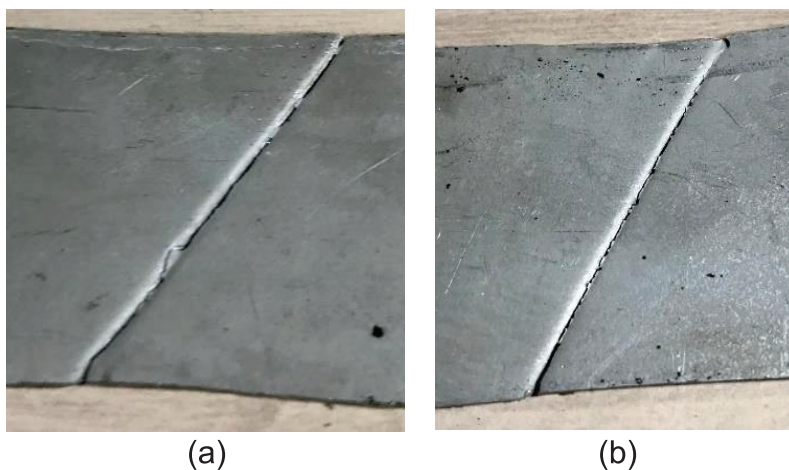


Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Para todos os corpos de prova o limite de resistência a tração foi acima de 1210 MPa o que coaduna com as expectativas. O limite de escoamento médio apesar de já ser um valor bem alto (925,8 MPa) pelas técnicas padrões, observa-se pela sua própria definição, a parte da curva que começa a se “horizontalizar” já é próximo aos 1200 MPa, unindo também com um alongamento relevante em torno de 26%, essas características tornam o módulo de resiliência desse aço bem expressivo e um módulo de tenacidade elevado.

Essas características são cruciais para projetos da indústria automobilística dentre outras, o primeiro faz com que o material suporte grandes energias de formação antes de se deformar permanentemente e o segundo faz com que essas ligas consigam absorver grande energia e conseguir resistir mais sem que haja ruptura mesmo com redução de peso do material. Portanto os resultados são bem satisfatórios e colocam o DP1200 em destaque no grupo dos AHSS. A figura 6.1 mostra o local onde a fratura ocorreu para duas diferentes amostras

Figura 6.1- (a) e (b) são corpos de prova do aço DP1200 submetidos a tração



Fonte: Elaboração do Próprio Autor

Os corpos de prova romperam formando uma direção próxima a 45° do eixo de aplicação de tensão logo o escorregamento ocorreu nos planos onde a tensão de cisalhamento é máxima, que comumente ocorre nos metais cúbicos de faces centradas (CFC), que tem um determinado conjunto de planos densamente compactos, ou seja, apesar desse aço ser bastante deformável ele apresentou uma geometria de fratura frágil o que significa nesta situação não que o material seja frágil

mas sim que a martensita que o compõe, responsável pela dureza bem como o carbono promoveu planos densamente compactos para apresentar essa geometria.

6.4.2 Análise Do Ensaio Nas Juntas Soldadas Com Consumível ER70S-3

Nas juntas produzidas com o consumível ER70S-3 foram retirados 5 corpos de prova e ensaiados, conforme a norma AWS B4.0M, sendo que 4 foram com solda intacta e 1 com a retirada do reforço para eliminar as tensões que se concentram na base do cordão de solda, logo espera-se que os corpos de prova com cordão intacto quando ensaiados sofram a fratura na região de maior concentração, ou seja, na base do cordão e deixando que o corpo se rompa na região de menor resistência.

Os resultados do ensaio na amostra da junta ER70S-3, são mostrados na Tabela 6.5 abaixo

Tabela 6.5- Ensaio de tensão-deformação nos corpos-de-prova soldado com ER70S-3

Corpo de Prova	Força Max (kN)	Tensão Max. (MPa)	Def.Especif. Ruptura (%)	Tensão Escoam.(0.2%) (MPa)	Tensão Ruptura (MPa)
CP 1	32,4	855,10	15,8	762,59	809,39
CP 2	33,5	790,48	10,8	720,73	788,31
CP 3	33,8	796,54	16,3	693,44	766,93
CP 4	33,0	870,58	18,3	721,49	775,85
Média (4 CP's)	33,1	828,2	15,3	724,56	785,1
Desvio Padrão	0,61	40,60	3,19	28,51	18,40
Coef. Var. (%)	1,85	4,90	20,84	3,94	2,34
CP 5 (planificada)	25,9	609,33	13,4	602,69	609,21

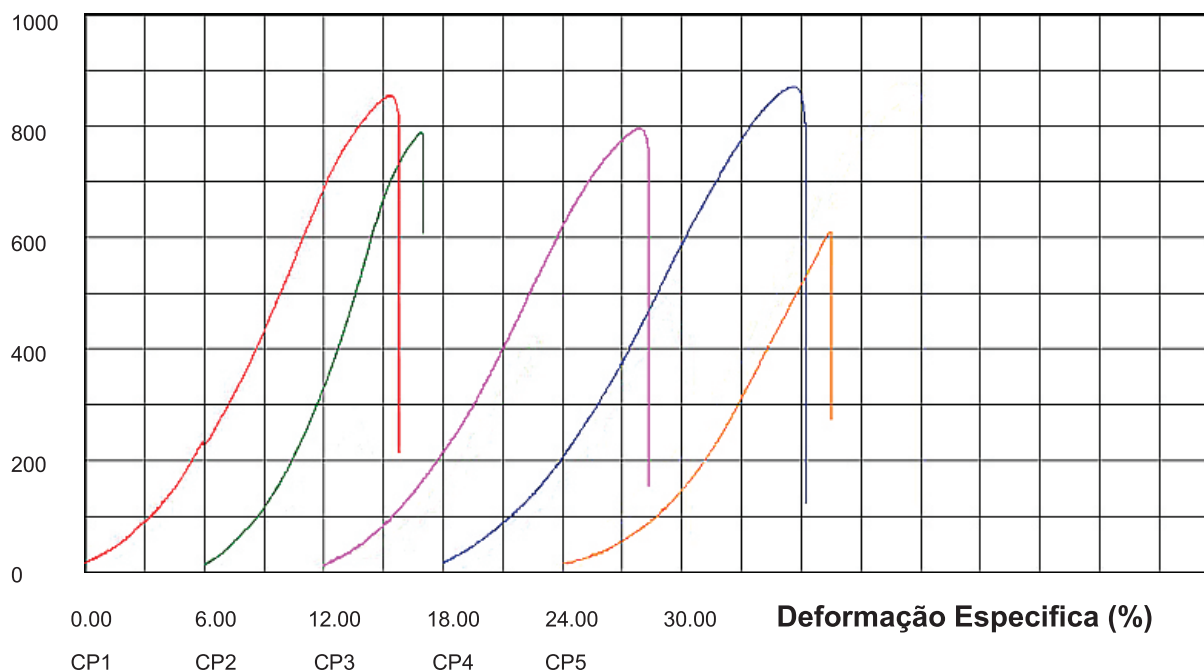
Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Na junta de aço feita com ER70S-3, em valores médios, ocorreu uma tensão máxima em 828,2 MPa, alongamento de 15,3% em relação a sua base e um limite de escoamento de 785 MPa, já da amostra planificada tivemos um LR: 609,6 MPa, um LE:602,7 e um alongamento de 13,4%.

Abaixo temos o Gráfico 6.5, deslocado no eixo das abcissas (deformação específica) para cada corpo de prova soldado com ER70S-3.

Tensão (MPa)

Gráfico 6.5-Gráfico tensão-deformação das amostras soldadas com consumível ER70S-3.

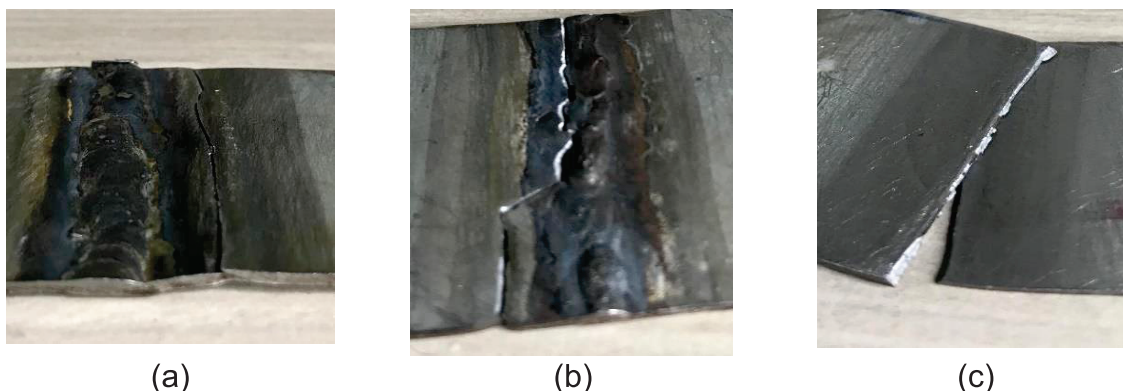


Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

A análise mecânica da junta soldada com consumível ER70S-3 para os corpos de prova com cordão intacto e planificado está representada nas curvas tensão-deformação acima. Para os corpos de prova com reforço o limite de resistência a tração foi acima de 790 MPa com eficiência de junta soldada de 67,05%. O limite de escoamento médio foi menor do que o limite encontrado no corpo de prova recebido, neste caso bem mais perceptível que é apenas um parâmetro pois não percebemos nenhuma característica escoante, e o alongamento registrado comprometem a resiliência e a tenacidade tornando-os menores do que do metal de base.

Quanto ao corpo de prova em que foi retirado o reforço, ou seja, planificado teve resultados menores ainda, uma eficiência de junta em torno de 49,3% e um LE:602 MPa, a pouca diminuição no alongamento em relação as amostras intactas, comprometeu mais ainda as propriedades de resiliência e tenacidade em relação ao metal de base. Na figura 6.2 ilustra o local onde a fratura ocorreu para alguns corpos de prova

Figura 6.2-(a), (b) e (c) são corpos de prova soldados com arame ER70S-3 e depois tracionados



Fonte: Elaboração do Próprio Autor

Em (a) o rompimento se deu às margens da solda e em (b) ocorreu rompimento desde a ZTA até encontrar a solda (em duas amostras) e em (c) sem o concentrador de tensões na amostra planificada acabou ocorrendo o previsto sendo a solda a sofrer a ruptura e com uma tensão praticamente igual a limite máximo de resistência o que significa que o corpo perdeu bastante sua tenacidade

6.4.3 Análise Do Ensaio Nas Juntas Soldadas Com Consumível ER308L

Nas juntas produzidas com o consumível ER308L, feito o mesmo procedimento do consumível ER70S-3 pra uma devida comparação, sendo assim foram retirados 5 corpos de prova e ensaiados, conforme a norma AWS B4.0M, sendo que 4 foram com solda intacta e 1 planificada sem concentração de tensões no centro.

Na Tabela 6.6 estão os resultados do ensaio na amostra da junta ER 308L.

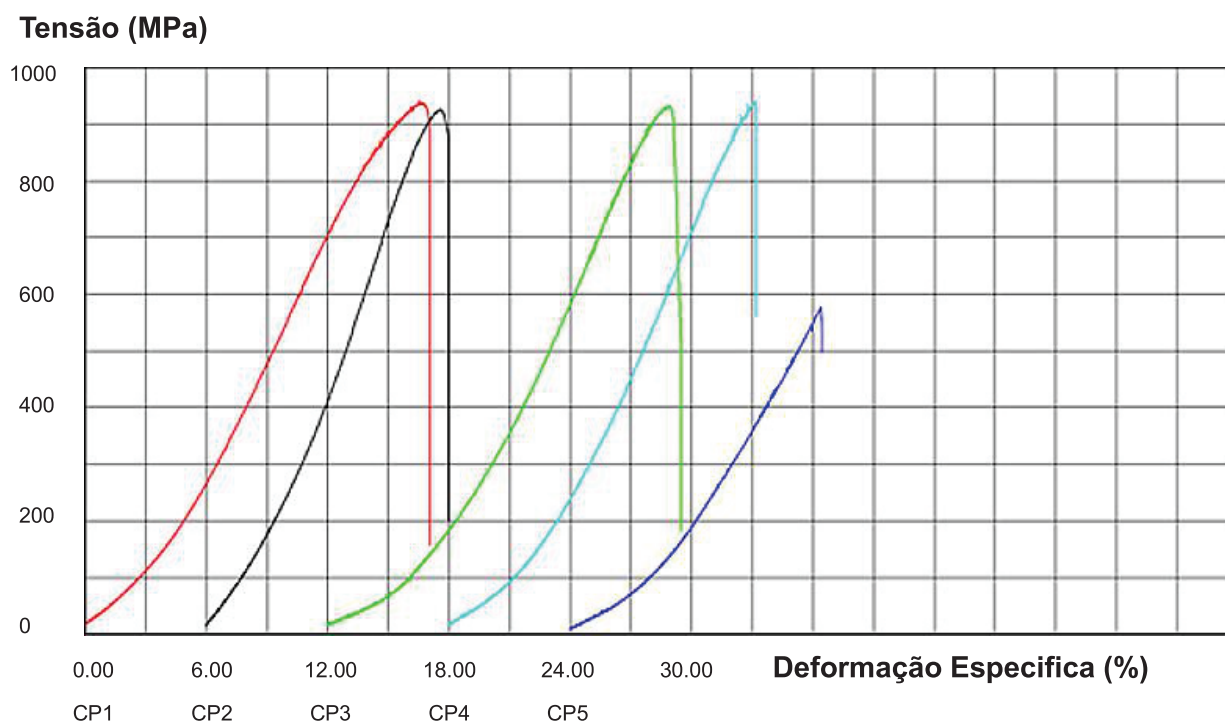
Tabela 6.6- Ensaio de tensão-deformação nos corpos-de-prova soldado com ER308L

Corpo de Prova	Força Força Max. (kN)	Tensão Max. (MPa)	Def.Especif. Ruptura (%)	Tensão Escoam.(0.2%) (MPa)	Tensão Ruptura (MPa)
CP 1	35,9	941,28	17,1	797,21	895,32
CP 2	35,2	923,52	12,0	865,08	876,27
CP 3	35,5	930,30	17,5	879,98	516,42
CP 4	35,8	937,44	15,2	892,97	936,89
Média	35,61	933,1	15,42	858,8	806,2
Desvio Padrão	0,32	7,86	2,51	42,62	194,85
Coef. Var. (%)	0,89	0,84	16,24	4,96	24,17
CP 5 (planificada)	22,0	576,49	12,4	558,41	574,84

Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Na junta de aço feita com ER308L, o limite de resistência é 933,1 MPa, alongamento de 15,4% em relação a sua base e um limite de escoamento de 858,8 MPa, já da amostra planificada tivemos uma tensão máxima de 576,4 MPa, um limite de escoamento de 558,4 MPa e um alongamento de 12,4%. Abaixo o Gráfico 6.6, deslocado no eixo do alongamento, para cada corpo de prova soldado com ER 308L.

Gráfico 6.6-Gráfico tensão-deformação das amostras soldadas com consumível ER308L.



Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

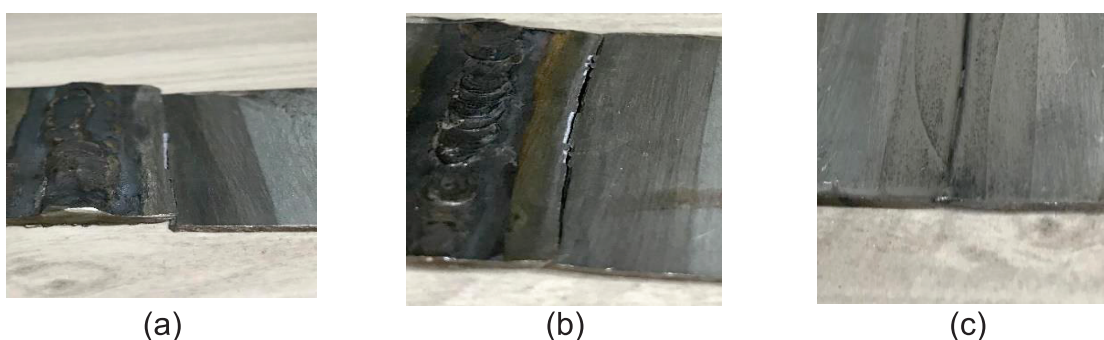
A estrutura soldada com consumível ER 308L para os corpos de prova com e sem reforço pode ser observada nas curvas tensão-deformação acima. Os corpos de prova com cordão intacto obtiveram limite de resistência a tração foi acima de 940 Mpa com uma eficiência de junta soldada de 75,53%. A tensão de escoamento foi menor do que o limite encontrado no metal de base sem solda. Podemos perceber que não ocorre característica escoante, e o alongamento foi pequeno em relação ao metal de base, todas essas características acabam por diminuir a resiliência e a tenacidade da estrutura soldada.

O corpo de prova planificado obteve menores resultados em todos os itens analisados do que os com reforço sendo LE:558,4 MPa, e LR:576,5 MPa, e uma diminuição no alongamento em relação as amostras intactas, comprometeu mais

ainda as propriedades de resiliência e tenacidade em relação ao aço DP1200 sem solda.

Na figura 6.3 ilustra o local onde a fratura ocorreu para alguns corpos de prova soldados com consumível ER308L

Figura 6.3- (a), (b) e (c) são corpos de prova soldados com arame ER308L e depois tracionados

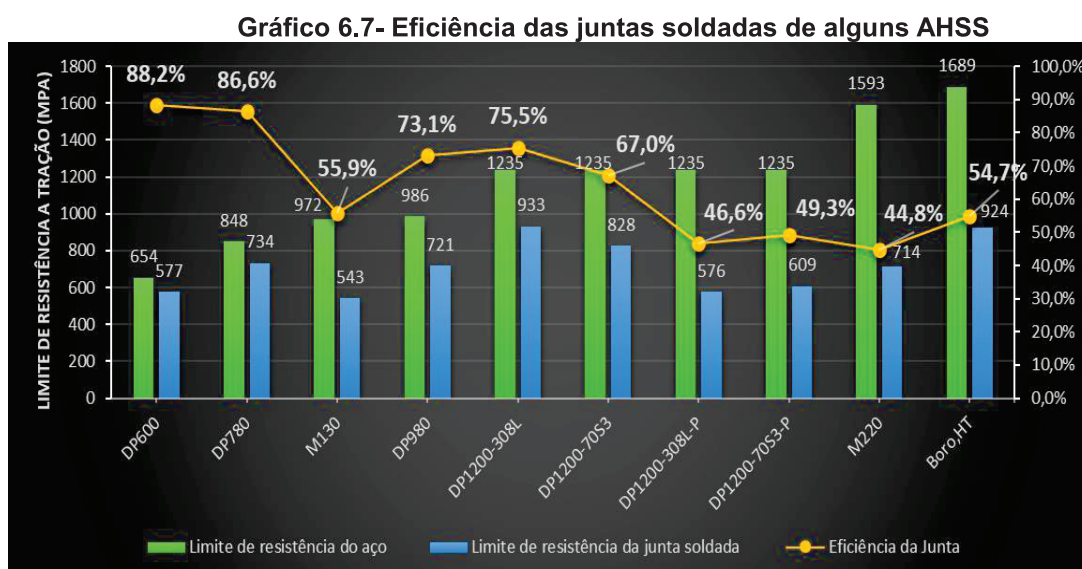


Fonte: Elaboração do Próprio Autor

Em todas as amostras representadas por (a) e (b) o rompimento se deu na ZTA as margens da solda e em (c) assim como na amostrada com consumível ER 70S-3, a ruptura se deu no centro da solda e a tensão de ruptura foi aproximadamente 99,7% da tensão máxima que é um indicativo de perda da tenacidade, através da região plástica.

6.4.4 Comparativo da Eficiência das Juntas Soldadas

Abaixo temos o Gráfico 6.7 que nos mostra a eficiência de junta soldada de alguns AHSS dispostos em ordem crescente de limite de resistência.



Fonte: Adaptado de Diniz (2017) com valores obtidos pelo autor deste trabalho

Pode ser verificado nos estudos de Feng et al (2007) e Diniz (2010) que à medida que o limite de resistência do aço aumentou, ocorreu uma perda no limite de resistência da junta soldada referente. Para valores mais altos de Limite de resistência as perdas também foram altas, percebe-se que a partir dos aços M130 MPa e DP980 cujo LR é maior que 950 MPa, as quedas no limite de resistência da junta soldada começaram a ser expressivas, chegando a cair cerca 50% nos valores mais elevados de Limite de resistência do aço,

O aço estudado neste trabalho soldado com arame ER308L obteve o maior eficiência de junta entre os aços com Limite de resistência acima de 950 MPa, isto por si só confere validade ao o trabalho visto que em comparativo aos outros aços a queda na eficiência da junta do aço DP1200 soldado com consumível ER308L não foi maior como se esperava analisando a tendência, ou como ocorreu com as amostras soldadas com o consumível ER70S-3, o que já nos dá um indicativo do consumível e dos parâmetros a serem tomados para garantir essa menor queda.

As amostras planejadas denominadas no gráfico de DP1200-308L-P e DP1200 -70S3-P, servem apenas como indicativo da diminuição de eficiência pois a falta de material para estudo visto sua limitação fez com que o ensaio fosse realizado em apenas 1 amostra, necessitando assim de maior exploração nesse campo. Contudo seu indicativo é importante pois na indústria automobilística, em alguns casos, a retirada do reforço se faz necessária e neste caso os efeitos mais drásticos causados por essa retirada do reforço devem ser ponderados.

6.4.5 Resiliência E Tenacidade

O cálculo de aproximação de área feito por métodos numéricos de aproximação com erro relativamente pequeno e controlado. Para o cálculo foi considerado módulo de resiliência a área sobre o gráfico até o ponto do limite de escoamento; módulo de tenacidade a área até o limite de ruptura; e módulo de elasticidade da relação entre a tensão admitida de escoamento e o módulo de resiliência. Através da Eq. (4.1) utilizou-se o método dos trapézios para o cálculo de área, como subintervalo principal foi tomado o valor de 3% (0,03 mm/mm), e o residual tomaremos o restante do alongamento até o ponto a ser considerado. A Tabela 6.7 expõe os dados a serem analisados.

Tabela 6.7-Resultado de Resiliência e Tenacidade nas amostras como recebido e soldadas pelo processo TIG com vareta ER70S-3 e ER308L.

	MÓDULO DE RESILIÊNCIA (MJ/m³)				MÓDULO DE TENACIDADE (MJ/m³)		
	DP1200	ER 70S-3	ER 308L		DP1200	ER 70S-3	ER 308L
CP1	42,06	38,69	42,00		220,64	66,19	84,18
CP2	39,14	24,86	38,70		231,10	37,93	54,84
CP3	38,41	35,96	49,67		228,21	64,83	73,74
CP4	41,05	37,90	46,68		205,98	75,83	65,34
MÉDIA	40,16	34,36	44,27		220,69	61,56	67,21
Desvio Padrão	1,68	6,43	4,87		11,24	16,26	12,46
Coef. Var. (%)	4,19	18,72	11,00		5,07	26,58	17,92
CP5	XXXX	28,01	29,18		XXXX	27,44	31,33

Fonte: Elaboração do Próprio Autor.

Como resultado o aço DP1200 obteve a maior média de tenacidade, ocorrendo uma redução de 72,1% na amostras soldadas de ER70S-3 e de 69,5% nas amostras com consumível ER 308L em contrapartida, a resiliência foi aumentada em 10,2% quando soldada com consumível ER308L e diminuída em 14,4% quando soldada como consumível comum ER70S-3, isso significa que o processo de soldagem ocasiona uma diminuição relevante na ductilidade do material devido a proporcionar na ZTA uma modificação na microestrutura que decorre da formação de uma maior quantidade de martensita; e que sua resiliência pode ser melhorada escolhendo o consumível ER308L logo, para aplicações onde a estampagem não for mais solicitada este consumível faz com que o material consiga suportar grandes energias de deformação sem se modificar permanente tornando-se assim um qualitativo na indústria automobilística pois os projetos necessitam de ligas que tenham uma boa resistência e que consigam absorver grande quantidade de energia antes de entrar no regime plástico

Nos corpos de prova sem o reforço de solda observamos que apesar da maior queda de resiliência, em relação às amostras com reforço, ter sido do corpo com consumível ER308L sendo de 36% contra 17% do ER70S-3, em valores absolutos o primeiro conserva um pouco mais de resiliência e quando foi verificada a tenacidade observou-se que as quedas percentuais foram bem próximas em torno de 54%, 55% mas que, novamente, o consumível ER308L se saiu melhor.

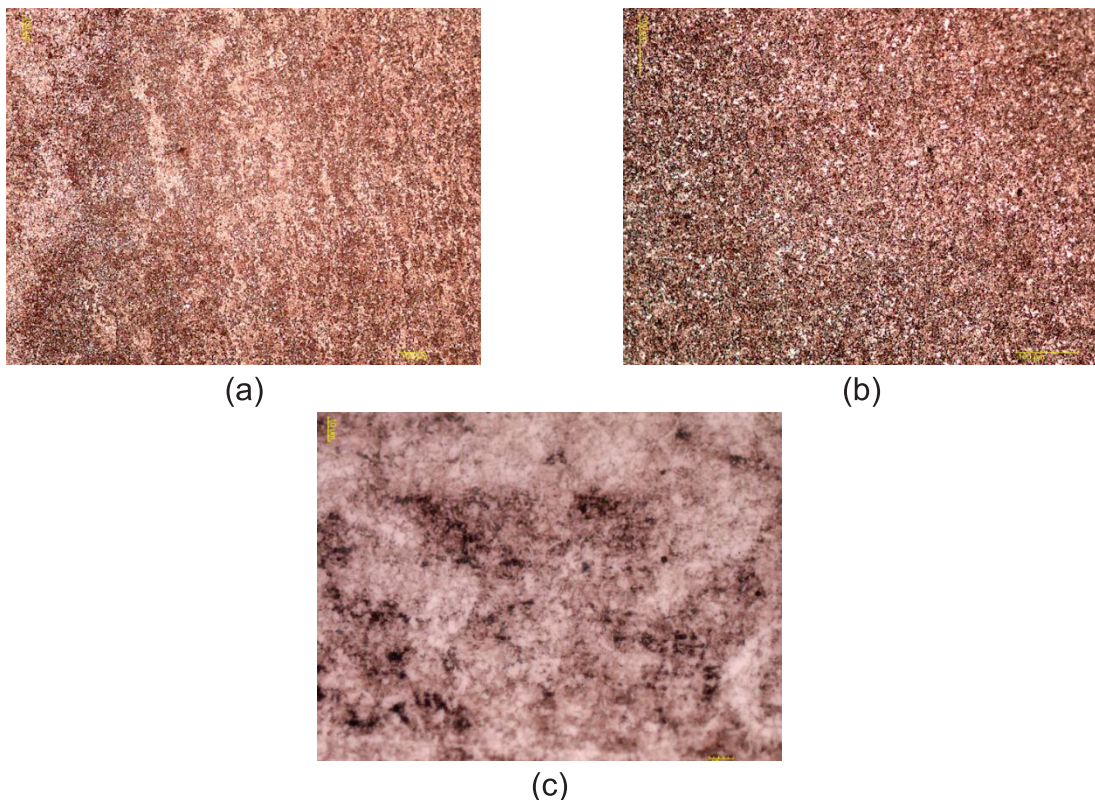
As reduções de resiliência e tenacidade mensuram o quanto o reforço é importante numa placa fina que terá que ser submetida a um processo soldagem, visto as características de projetos, pois o mesmo muitas vezes não se torna interessante na indústria automobilística devido a espessura extra que tem e que consequente eleva o peso final do produto, se essa característica ainda não se encontrar nos parâmetros aceitáveis, dependendo do tamanho da peça a ser soldada, pode ser que a retirada do reforço seja vista como uma possibilidade e essas quedas levadas em conta. A ruptura ocorreu na própria solda como esperado.

6.5 CARACTERIZAÇÃO POR MICROSCOPIA ÓTICA E DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DAS AMOSTRAS EM RECEBIDO E SOLDADAS DO AÇO DP1200

6.5.1 Caracterização por difração de raios-x do aço DP1200 como recebido.

A avaliação microscópica está demonstrada na figura 6.4 onde as micrografias foram retiradas com as lentes de 4x, 10x e 40x em escala de 100 μm para o aço DP1200.

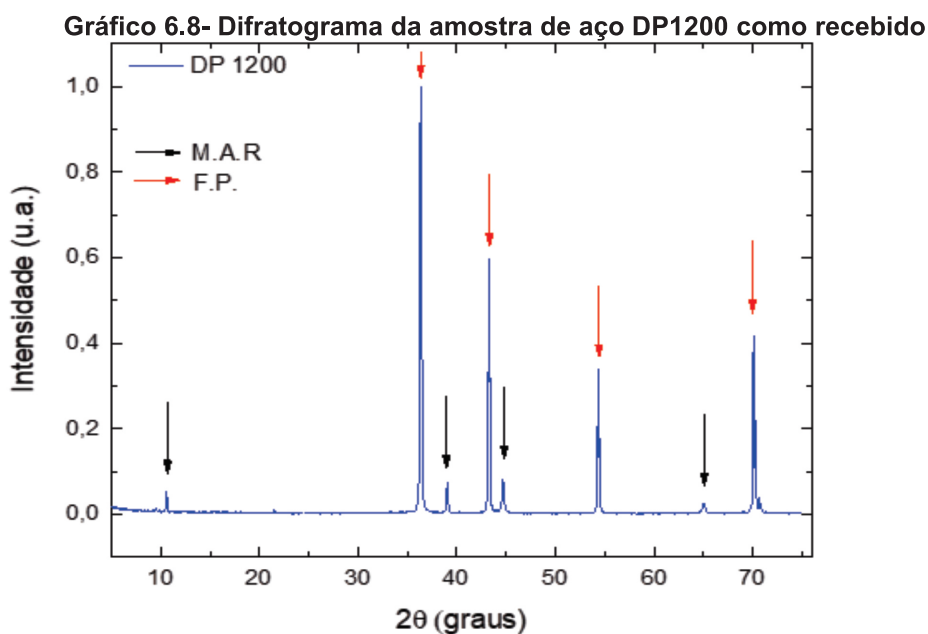
Figura 6.4-Micrografia do Metal de Base, aço DP1200, (a) MB 4X; (b) MB 10X; (c) MB 40X



Fonte: Elaboração do Próprio Autor

Os resultados obtidos estão em conformidade com Centeno (2018) nos estudos do aço DP600 mostrando uma estrutura dispersa de martensita envolta de uma matriz ferrítica, não tão em formato de ilha arredondada mas sim, corroborado com os estudos de Masahiro et al (2014), como uma rede angular mais grosseira e com grão de martensita mais aparentes como mostra na figura 6.1c.

Analizamos o gráfico 6.8 de difratogramas abaixo, onde foi encontrada as cartas cristalográficas de referências: COD 2300091 e ICSD 009051, e posteriormente feito refinamento por comparação através das mesmas, podemos observar, conforme literatura vasta o aparecimento de ferrita em maior quantidade geral, representada pelos maiores picos de intensidade e picos menores de martensita com relativa proximidade, a divergência da intensidade dos picos férricos denotam que a fase não se observa de maneira estritamente homogenia, sugerindo regiões com maior densidade volumétrica de ferrita do que outras.



Fonte: Elaboração do Próprio Autor

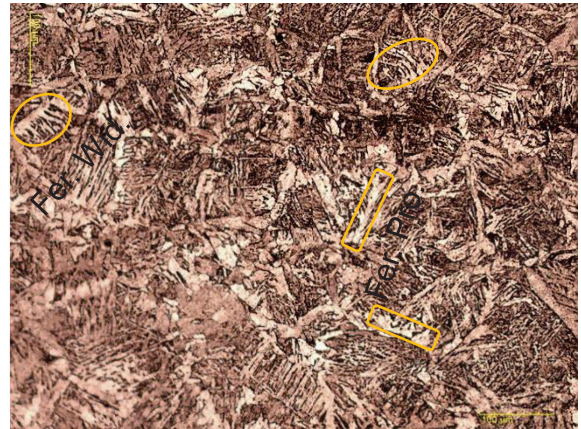
6.5.2 Caracterização por microscopia ótica e difração de raios-x da amostra soldada com vareta de adição ER70S-3

A microscopia é avaliada através da figura 6.5 onde as micrografias foram retiradas com as lentes de 4x, 10x e 40x em escala de 100 μm para a aço DP1200 de junta soldada com consumível ER70S-3.

Figura 6.5- Micrografia da soldagem no aço DP1200 com consumível ER 70S-3, (a) MB-ZTA 4x; (b) região da ICZTA 10x; (c) região da GRZTA 10x; (d) região da GGZTA 10x; (e) e (f) fissuras ocasionada no processo de soldagem na zona fundida 4x; (g) Zona fundida 40x; (h) região abrangente do MB-ZTA-ZF 4x



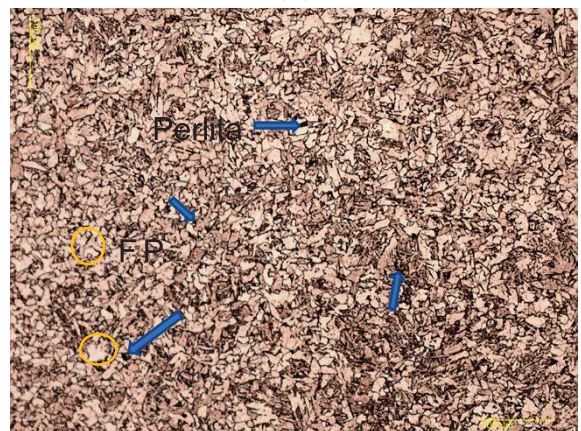
(a)



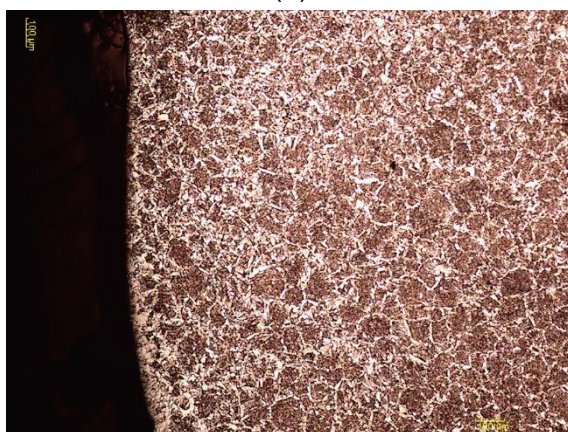
(b)



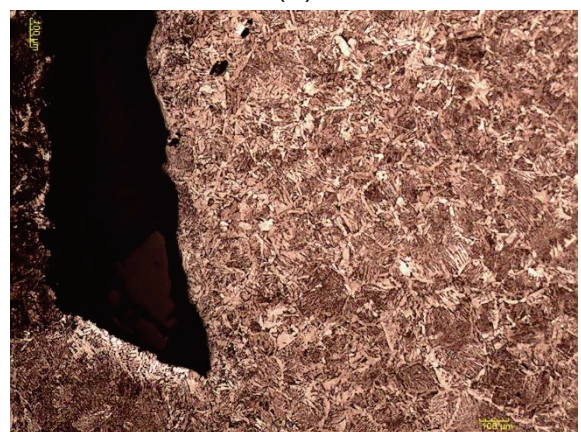
(c)



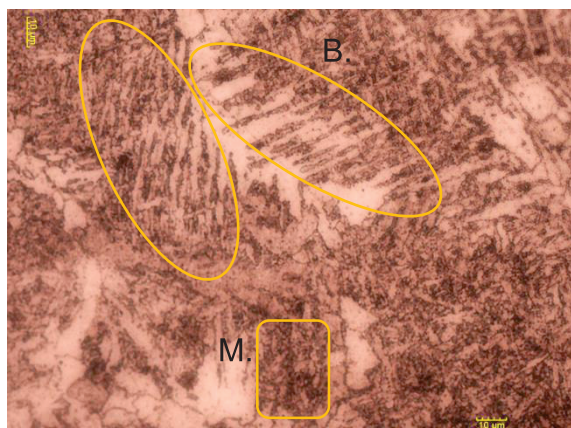
(d)



(e)



(f)



(g)



(h)

Fonte: Elaboração do Próprio Autor

Em consonância com os estudos de Silva (2010) e Lessa (2011) sobre as microestruturas previstas na junta soldada, no quais se apoiou nos estudos de Alé (1994), o qual faz uma revisão abrangente sobre as microestruturas, observa-se um crescimento do grão à medida que sai do metal de base para ZTA como mostra em (a).

À medida que entramos na ICZTA em (b), observamos a ferrita se estabelecendo também em placas interglanulares e laterais caracterizando a ferrita de Widmanstätten nucleada da ferrita de contorno de grão bem como um constituinte mais largos de cor bastante clara ao redor de um grão maior caracterizado como a ferrita proeutetoide, que envolveu inicialmente o grão austenítico, onde este deu origem a martensita e quando parte dessa austenita se estabiliza de forma retida, acaba por formar o constituinte Martensita-austenita, os pontos mais escuros caracterizam a perlita associada.

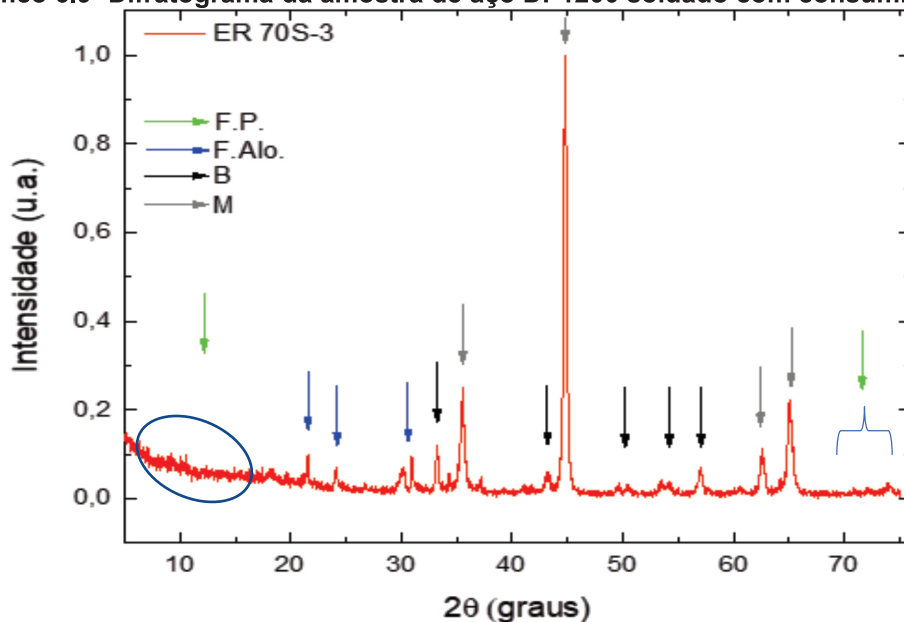
Em (c), Na GRZTA os grãos ferríticos se apresentam mais refinados e a segunda fase sem definição clara do contorno de grão, isso se dá pela difícil resolução por microscopia ótica que tende a se formar nessa região, devido ao refinamento natural da mesma, em consequência disso essa região é a que menos oferece condições de fratura para a solda; já em (d) na GGZTA percebe-se a ocorrência de nucleação no interior do próprio grão, com uma morfologia grosseira equiaxial e de orientação cristalina bastante aleatória, o que caracteriza a ferrita poligonal e pontos pequenos escuros, caracterizando a perlita associada.

Em (e) e (f) aparecimento de ferrita de contorno de grão, ou alotriomórfica, contornando a martensita proveniente da austenita bem como uma fissura interna que

fragiliza a solda. Em (g), ainda na zona fundida observamos a ocorrência também de placas de ferrita, que se parecem ferrita de Widmanstatten, porem com direções cristalográficas paralelas no entorno do grão sendo a segunda fase entre as placas de martensita advinda dos grãos austeníticos durante o processo de resfriamento formando assim bainita superior. (h) um panorama do desenvolvimento do grão desde o metal de base até a zona fundida

Analizamos o gráfico 6.9 de difratograma abaixo, onde foi encontrada as cartas cristalográficas de referências: COD 9011198, COD 2300376, COD 2103850 e ICSD 009051, e posteriormente feito refinamento por comparação através das mesmas observamos que propõe a existência de ferrita poligonal em alguns pontos e também de ferrita alotriomórfica com presença acentuada de bainita e um intensidade de pico mais elevado denotando pontos de intensidade com bastante martensita.

gráfico 6.9- Difratograma da amostra de aço DP1200 soldado com consumível ER70S-3.

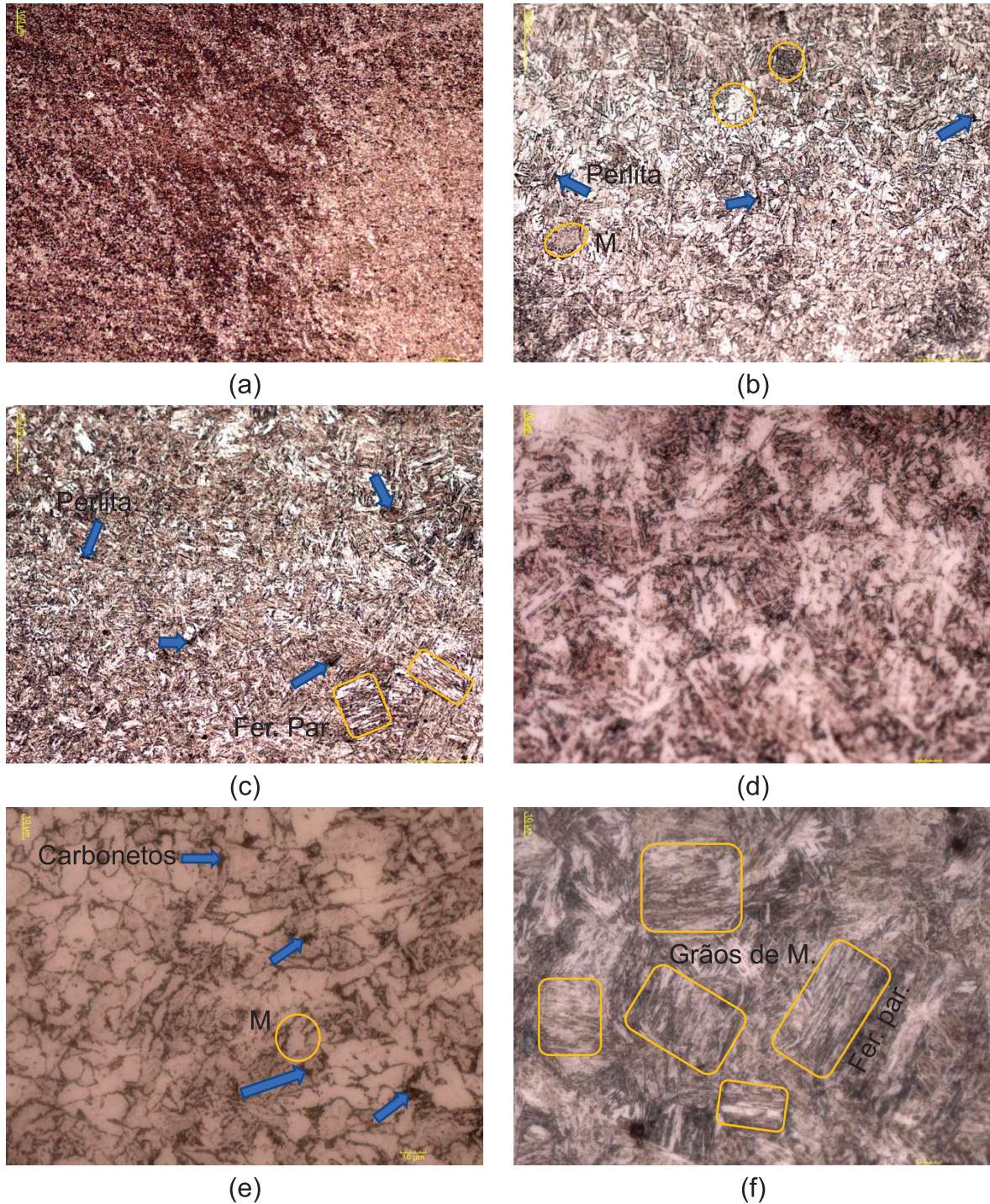


Fonte: Elaboração do Próprio Autor

6.5.3 Caracterização por difração de raios-x da amostra soldada com vareta ER308L

A avaliação microscópica pode ser vista através da figura 6.6 onde as micrografias foram obtidas com as lentes de 4x,10x e 40x em escala de 10 μm a 100 μm para a aço DP1200 de junta soldada com consumível ER308L

Figura 6.6-Micrografia da soldagem no aço DP1200 com consumível ER 308L, (a) Transição MB-ZTA 4X; (b) Região da ICZTA 10X; (c) Região da GRZTA 10X; (d) Região da GGZTA 40X ; (e) e (f) Zona fundida 40X.



Fonte: Elaboração do Próprio Autor

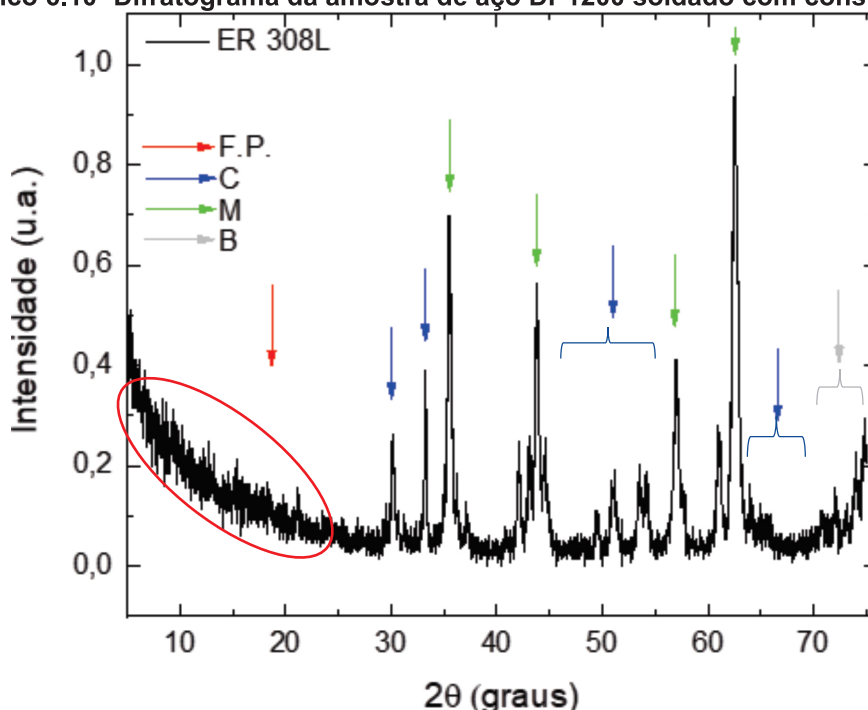
Em (a) o crescimento do grão ferrítico tornou-se mais acentuado à medida que transita do MB para ZTA. Em (b), na ICZTA ocorre ferrita poligonal associada a perlita e a martensita. À medida que entramos na GRZTA em (c) ocorre grãos ferríticos mais

refinados e mais pontos escuros indicando regiões carbonetos, e em alguns pontos ferrita paralela dentro do grão e em outros uma nucleação aleatória sem definição do contorno do grão.

Em (d), Na GGZTA observamos martensita e uma estrutura mais dispersa com menos carbonetos (pontos escuros), provavelmente devido ao maior tempo de resfriamento da amostra promovendo o aparecimento de ferrita granular. Na zona fundida em (e) podemos ver grãos martensíticos provenientes da austenita transformada, rodeados por constituintes carbonetados (cementita, perlita); em (f) formação de um campo martensítico com ferrita medianamente alinhada, formação muito comum de ser observada na ZTA de aços C-Mn.

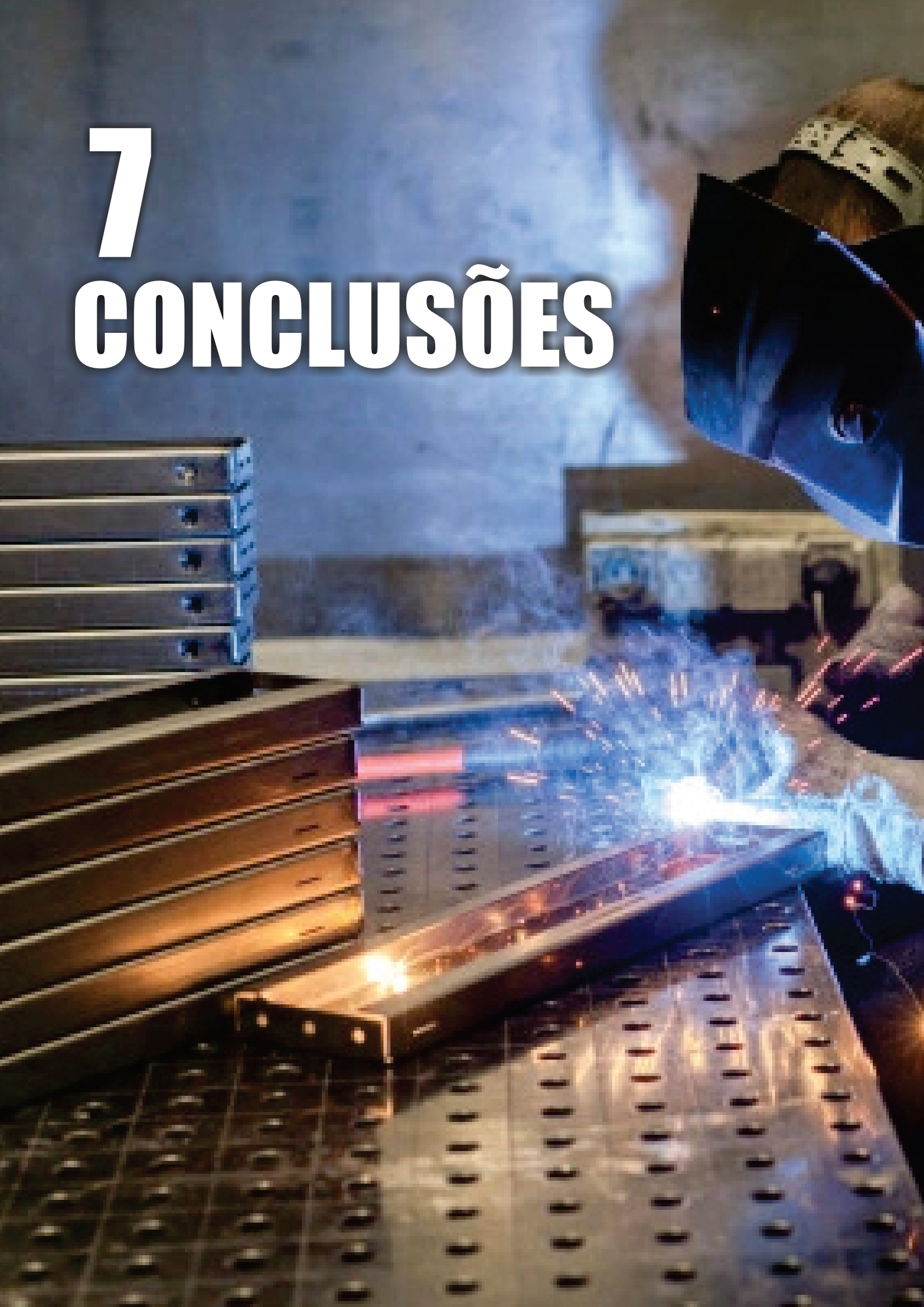
O gráfico 6.10 de difratograma abaixo, onde foi encontrada as cartas cristalográficas de referências: COD 2101926 e ICSD 023505 posteriormente feito refinamento por comparação através das mesmas, sinaliza o aparecimento de cementita em baixa intensidade, provavelmente constituinte da Perlita; de ferrita em baixa, porem em uma região mais abrangente; incidência de bainita, apesar de não ter sido percebida na microscopia, e maiores picos de martensita em pontos dados, dialogando assim com os resultados microscópicos.

gráfico 6.10- Difratograma da amostra de aço DP1200 soldado com consumível ER308L



Fonte: Elaboração do Próprio Autor

7 CONCLUSÕES



A soldagem com a vareta ER70S-3, ocasionou mais respingos e porosidade, isso acaba ocasionando um tempo menor de soldagem. No intuito de evitar essas características indesejáveis, acabou provocando também variações importantes em parâmetros como a taxa de resfriamento, decisivo na formação da microestrutura e consequentemente nas propriedades mecânicas.

A solda realizada com consumível ER70S-3 obteve uma ZTA com menor extensão e maior dureza, o que sugere maior quantidade no volume de martensita vinda do grão austenítico no processo de soldagem, tornando a região da zona termicamente afetada à zona fundida menos deformável e resistente do que a solda realizada com o arame ER308L.

Em relação a propriedades como o limite de resistência a tração, resiliência e tenacidade, a soldagem com consumível ER308L se tornou mais eficaz do que com o consumível ER70S-3.

Para atenuar os efeitos da dureza da solda com consumível ER70S-3 até os níveis da solda com consumível ER308L a aplicação de um tratamento de pré-aquecimento, indica uma temperatura de no mínimo 110°C na primeira, e caso reduzíssemos esses efeitos da solda com consumível ER308L pela metade indicaria uma temperatura de pré-aquecimento de 150°C para esta solda ou de 210°C para a solda com ER70S-3. Apesar de minimizar os efeitos negativos da dureza, acaba onerando o processo.

Na análise microscópica e de difração de raios-x, observou-se o aparecimento de fase martensíticas acentuada em todas as amostras e a ferrita se distribuindo em algumas geometrias, no interior do grão, poligonal, o que indica que bastante martensita pode ser evitada, seja por maior limite de resistência do consumível, por sua composição química com elementos de liga que oprimam essa formação ou por manipulações no tempo de resfriamento.

Ocorreu fissuras em amostras de solda com consumível ER70S-3 e não foi percebido fissuras em amostras com consumível ER308L, podendo assim a ocorrer uma maior probabilidade de fissuras nas soldas a serem realizadas com arame ER70S-3.

Conclui-se que o uso do consumível ER308L se mostra uma boa escolha nas soldagens do aço DP1200, pois sua eficiência de junta se mostrou a mais eficiente

dentre os AHSS de limite de resistência acima de 950 Mpa, não apresentou fissuras e conservou a resiliência do material e apresentou menor incremento de dureza na região de solda.

REFERÊNCIAS

ACESITA. **Apostila de Soldagem em Aço Inox**. 2006. Disponível em: <<https://docs.google.com/viewer?a=v&pid=sites&srcid=d2VsbGluZ3RvbmRldHJpbmRhZGUubmV0fHByb2Zlc3NvcnxneDo2OWIxYTZmYzM4YzA2NmVh>> acesso em 05 de novembro de 2019.

AKBARI M. S. A. A.; MIRESMAEILI, R. **Experimental and numerical analyses of residual stress distributions in TIG welding process** for 304L stainless steel. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 208, p. 383–394, 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M-13a**: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken: ASTM, 2013.

ARAÚJO, D. B. **ESTUDO DE DISTORÇÕES EM SOLDAGEM COM USO DE TÉCNICAS NUMÉRICAS E DE OTIMIZAÇÃO**. 2012. 262 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2012.

ASM HANDBOOK. **Volume 1: Properties and Selection Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. USA: Asm (American Society for Metals) International, 1990. 2521 p

ASM HANDBOOK. **Volume 6: Welding, Brazing and Soldering**. Usa: Asm (American Society for Metals) International, 1993. 2873 p.

ASM HANDBOOK. **Volume 6A: Welding Fundamentals and Processes**. Usa: Asm (American Society for Metals) International, 2011. 1050 p.

ASM HANDBOOK. **Volume 8: Mechanical testing and Evalution**. Usa: Asm (American Society for Metals) International, 2000. 2235 p

BARBAN, Leonardo Manesco. **Análise numérico-computacional das tensões térmicas induzidas pela soldagem**. 2014. 89 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação, Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2014.

BLONDEU, R. (2008). **Metallurgy and mechanics of welding: processes and industrial aplications**. London: ISTE; Hoboken: John Wiley.

CENTENO, D. M. A. **Estudo das microestruturas e propriedades obtidas por**

tratamentos intercríticos e por tratamento de estampagem a quente em um aço Dual Phase classe 600. 2018. 171 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**, 3rd edition, McGraw-Hill, New York, 1986

DINIZ, Patrícia Pala. **ADEQUAÇÃO DE UM PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW PARA UM AÇO COMPLEX PHASE LAMINADO A QUENTE DE FABRICAÇÃO NACIONAL.** 2017. 175 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Santa Cecília, Santos, 2017.

DJURDJEVIĆ, Mile B. et al. Calculation of Liquidus Temperature for Aluminum and Magnesium Alloys Applying Method of Equivalency. **Advances In Materials Science And Engineering**, [s.l.], v. 2013, p. 1-8, 2013. Hindawi Limited.
<http://dx.doi.org/10.1155/2013/170527>.

EAGAR, T. W.; TSAI, N. S. Temperature Fields Produced by Traveling Distributed Heat Sources. **Welding Journal**, p. 346-355. 1983.

EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2. ed. London: Butterworth Heinemann, 1992. 270 p.

FENG, Z. CHANG, J. JIANG, C. KUO, M. **Weldability and Performance of GMAW Joints of Advanced High-Strength Steels (AHSS).** Great Designs in Steel Seminar. Auto Steel. 2007.

FERNASSE, S.; VERNIER, P.; MEESEMAECKER, F. **Resistance Spot Weldability of High Strength Steels for Use in Car Industry.** **Welding in The World**, v. 41, pp. 177-195, 1998.

FRANCISCO, Brianda Rangel. **Estudo da união por fricção e mistura mecânica entre aço austenítico alto Mn com efeito TRIP e aço automotivo ARBL.** 2013. 66 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013

FURAKAWA, T.; MORIKAWA, H.; TAKECHI, H.; KOYAMA, K. **Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Steel Sheet, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels.** American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 1979.

GOLDAK, John; CHAKRAVARTI, Aditya; BIBBY, Malcolm. A new finite element model for welding heat sources. **Metallurgical Transactions B**, [s.l.], v. 15, n. 2, p. 299-305, jun. 1984. Springer Science and Business Media LLC.

<http://dx.doi.org/10.1007/bf02667333>.

GOMES FILHO, Omar. **INFLUÊNCIA DA CORRENTE ELÉTRICA, DA FORÇA DE RECALQUE E DO TRATAMENTO TÉRMICO DE REVENIMENTO NA SOLDAGEM TOPO-ATOPO POR CENTELHAMENTO DE SERRAS DE FITA BIMETÁLICA**. 2007. 211 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

GORNI, A. A. **Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais, Aranda Eventos, São Paulo, Outubro de 2009.

GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. **Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade**. In: Congresso Anual da ABM. Anais. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Vitória, p. 3269-3272, julho 2007

GRONG, Oystein. **Metallurgical Modelling of Welding**. First edition. London: H. K. D. H. Bhadeshia, 1994. 620 p

GUIMARÃES, Pablo Batista. **Estudo de campo de temperatura obtido numericamente para posterior determinação das tensões residuais numa junta soldada de aço ASTM AH36**. 2010. 100 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doutorado em Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2010.

GUIMARÃES, V. A. **Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio**. 1997. Tese (Doutorado) – Universidade de Campinas, Campinas, 1997.

INCROPERA, Frank P. et al. **Fundamentos de Transferência de Calor e de Massa**. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 644 p. Tradução de Eduardo Queiroz e Fernando Pessoa.

J. E. GOULD, S. P. KHURANA, and T. LI. - **Predictions of Microstructures when Welding Automotive Advanced High-Strength Steels**. *Welding Journal* (2006) 111-116

Kapustka N.; Conrardy C.; Babu S.; Albright C. - **Effect of GMAW and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds** – *Welding Journals* – (2008) 135 – 148.

KAVULICOVÁ, Jana et al. Calculation of liquidus temperature for steel by Le Chatelier-Shreder and van Laar-Bowen equations. **Kovove Mater**, Košice, v. 44, p.

181-184, 10 maio 2006.

KORZEKWA, D. A. et al. A consideration of models describing the strength and ductility of dual-phase steels. **Metallurgica**, Colorado, v. 14, p.1023-1028, 1980.

KORZEKWA, D.A.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual-Phase Steel. **Metallurgical Transactions A**, Colorado, v. 15, p.1221-1228, Maio 1984.

KUMAR, A.; SINGH, S.b.; RAY, K.k. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels. **Materials Science and Engineering: A**, Jamshedpur, India, v. 474, n. 1-2, p.270-282, fev. 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.007>.

LAWSON, R. D.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. An etching technique for micro alloyed dual-phase steels. **Metallography**, Colorado, v. 13, n. 1, p.71-87, fev. 1980.

LESSA, Cleber Rodrigo de Lima. **Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn**. 2011. 100 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

LOB, A.; SENK, Dieter; GEIMER, S. Melting and Solidification in the System Fe-Mn-C. **Materials Science Forum**, [s.l.], v. 638-642, p. 3117-3122, jan. 2010. TransTechPublications, Ltd.<http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.638-642.3117>

LOMOZIK, M. Effect of the Welding Thermal Cycles on the Structural Changes in the Heat Affected Zone and on Its Properties in Joints Welded in Low-alloy Steels. **Welding International**, v 14, nº11, p. 8-13, 2000.

LONG, Q.y.; TSENG, D.; TANGRI, K. Retained austenite in intercritically annealed HSLA steel. **Metallography**, [s.l.], v. 20, n. 1, p.61-73, fev. 1987. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0026-0800\(87\)90065-6](http://dx.doi.org/10.1016/0026-0800(87)90065-6).

MACHADO, I. G. **Condução do Calor na Soldagem – Fundamentos & Aplicações**. Associação Brasileira de Soldagem, 2000. 119p.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J. Algumas equações úteis em soldagem, **Soldagem e Inspeção**, Brasil, v. 19, n.1, p.91-102,2014.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem: Fundamentos**

e Tecnologia. 3. ed. Belo Horizonte: Ed. UFMG. 2011. 364 p.

MARRA, K. M. **Aços Dual-Phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores**. 2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado - Foco indústria automotiva, Santos/ SP, 2008.

MARRA, K.M., TAISS, E.J., MIYAMURA, R.T. **Aços Dual-Phase na Construção Automotiva e em Implementos Rodoviários**. 2010. 7f. SAE Brasil. Maio 2010.

Marya, M.; Gayden, X.Q. **Development of Requirements for Resistance Spot Welding Dual- Phase (DP-600) Steels Part 1 – The Causes of Interfacial Fracture**. Welding Journal, v.84, n.11, pp. 172s-182s, Nov. 2005a.

MATLOCK, D. K.; ZIA-EBRAHIMI, F.; KRAUSS, G. **Structure, Properties, and Strain Hardening of Dual-Phase Steels**. American Society of Metals, pp. 47-87, 1982.

MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G.; RAMOS, L.; HUPPI, G.S. **A Correlation of Processing Variables with Deformation Behavior of Dual-Phase Steels, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels**. American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 1979, p 62-90

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel. **J-stage**. Tokyo, p. 570-579. 12 mar. 1987.

MENDONÇA, Roberto Ramon. **SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA DE AÇO AUSTENÍTICO ALTO MANGANÊS COM EFEITO TRIP**. 2014. 92 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

MILLAN, Leandro Prearo. **Determinação da distribuição de temperatura transiente no tempo em elementos estruturais utilizando o método dos elementos de contorno**. 2009. 108 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia Civil, Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Civil, Arquitetura e Urbanismo, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009

MODENESI, P. J. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais, DEM, Belo Horizonte -MG, 2012, 209 p.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte. 2006.

MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**. Belo Horizonte: UFMG, 2011. 60 p

MOUSINHO, T. C. M. GARCEZ, T.S.; REIS SOBRINHO, J.F.; ALCANTARA, N.G. Análise do Ciclo Térmico de um Aço de Alta Resistência Baixa Liga Utilizando Método Direto e Equações de Soldagem. in: Congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais, 22., 2016, Natal. **Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Natal: Cbecimat, 2016. p. 6256 - 6266.

MURARI, F. D. **Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio**. 2009. 182f. Tese (Doutorado em engenharia metalúrgica) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG. 2009.

Oikawa, H.; Murayama, G.; Hiwatashi, S. **Resistance Spot Weldability of High Strength Steel Sheets for Automotive and Quality Assurance of Joints**. In: IIW Commission III, Quebec, 2006, pp.1-11.

PEREIRA, F. E. **Aplicação do Delineamento de Composto Central na avaliação das propriedades mecânicas de um aço DP600 (Dual Phase) no efeito Bake Hardening**. 2016. 75 f. Dissertação (Mestrado Profissional) - Programa de Pós-graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais, Centro Universitário Estadual da Zona Oeste, Rio de Janeiro, 2016.

PEREIRA, Heitor Abdias da Silva. **IMPLEMENTAÇÃO DE PADRÕES DE TECIMENTO NA SIMULAÇÃO DE OPERAÇÕES DE SOLDAGEM PELO MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS**. 2019. 81 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2019

PÉREZ, Juan David Espitia. **DESENVOLVIMENTO DE MODELO DE FONTE DE CALOR PARA OS PROCESSOS DE SOLDAGEM TIG E MAG**. 2019. 84 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019.

RODRIGUES, J. A. **Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP e o aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG**. 2013. 113 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

RUSSELL MEREDITH. **WELDING TORCH**. US nº 2274631, 04 jan. 1941, 24 fev. 1942. UNITED STATES PATENT OFFICE, 1942.

SACHDEV, A. K. Effect of retained austenite on the yielding and deformation behavior of a dual phase steel. **Acta Metallurgica**, [s.l.], v. 31, n. 12, p.2037-2042, dez. 1983. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(83\)90021-4](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(83)90021-4).

SCHÜRMANN, Eberhard; DJURDJEVIC, Mile; NEDELJKOVIC, Ljubomir. Calculation of liquidus temperature of low and high alloyed iron base melts from their chemical composition by means of the equivalence factors. **Steel Research**, [s.l.], v. 68, n. 3, p. 101-106, mar. 1997. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.199700548>

Scotchmer, N. **Widening the Welding Lobe of Advanced High Strength Steels in the Resistance Spot Welding Process**. Huys Industries Limited. Disponível em: <http://huysindustries.com/wpcontent/uploads/huysarticle06Widening_the_welding_lobes_in_AMSS%E2%80%93visiting_SORPAS_and_TiCAP_to_stabilize_production.pdf> último acesso em 17 de novembro de 2019.

SENATORE, Marcelo; FINZETTO, Leandro; PEREA, Eduardo. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Rem: Revista Escola de Minas**, [s.l.], v. 60, n. 1, p.175-181, mar. 2007. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0370-44672007000100027>.

SILVA, Ramsés Ferreira da. **Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado**. 2010. 194 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

Sorensen, M. B. **Simulation of Welding Distortion in Ship Section**. Industrial PhD thesis, University of Denmark, Department of Naval Architecture and Offshore Engineering. Denmark. 1999.

SOUZA, Daniel; RESENDE, André Alves de; SCOTTI, Américo. Um modelo qualitativo para explicar a influência da polaridade na taxa de fusão no processo MIG/MAG. **Soldagem & Inspeção**, [s.l.], v. 14, n. 3, p. 192-198, set. 2009. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0104-92242009000300002>.

TASAN, C.C.; et al. An Overview of Dual-Phase Steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. **Annual Review Of Materials Research**, [S.L.], v. 45, n. 1, p. 391-431, jul. 2015. Annual Reviews. <http://dx.doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021103>.

TIG (GTAW). 2019. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_tig_gtaw.cfm>. Acesso em: 04 set. 2019.

TIGRINHO, L. M. V. **Estudo da fratura do aço DP600 submetido a diferentes estados de tensão/ deformação**. 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

Tiziani, A.; Ferro P.; Cervo R.; Durante M., **Effects of different welding Technologies on metallurgical and mechanical properties of DP 600 steel welded joints**. La Metalurgia Italiana nº1/2011.

WELDING HANDBOOK. **Volume 1: WELDING SCIENCE AND TECHNOLOGY**. Miami: American Welding Society, 2001. 985 p.

WELDING HANDBOOK. **Volume 2: WELDING PROCESSES, PART 1**. Miami: American Welding Society, 2004. 788 p.

WOLFF, M. A. **Soldabilidade dos aços dual-phase 600 e 800, via processo de soldagem a pontos média frequência corrente contínua (mfcc) e corrente alternada (ac)**. 2008. 139 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008.

WORLDAUTOSTEEL. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines. Version 6.0**. Middletown, April, 2017, 314 p. Disponível em: <https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>. Acesso em: 2 de jan. de 2019.

WORLDAUTOSTEEL.2019. Disponível em: <https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>. Acesso em: 28 de jan. de 2019.

IGOR ANTONIO DE OLIVEIRA CARVALHO

SOLDAGEM TIG EM AÇOS DUAL-PHASE

análise microestrutural e mecânica

O presente material, trata da soldagem de um tipo especial de aço, denominado Dual-Phase, um aço bifásico com ilhas de martensita no estrato de ferrita, composição essa que promove alta capacidade de deformação, sem comprometer a resistência do material, propriedades essenciais para a indústria veicular, entre outras aplicações mais específicas. No contexto da soldagem temos uma lacuna nas zonas que participam do processo de fundição, a zona fundida propriamente dita e a zona termicamente afetada. Nessas zonas as propriedades ficam bastante comprometidas logo, o intuito deste trabalho é verificar a ação do processo TIG nessas devidas zonas, e mensurar a eficiência que esse processo deve ter no controle dessas propriedades.

ISBN: 978-65-00-09920-1