

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO PIAUÍ
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E INOVAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

JANIEL FONTINELES SILVA

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL
DO AÇO DP1200 SOLDADO PELO PROCESSO GMAW

TERESINA
2021

JANIEL FONTINELES SILVA

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL
DO AÇO DP1200 SOLDADO PELO PROCESSO GMAW**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Instituto Federal do Piauí (IFPI) como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Processamento e Caracterização de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim

**TERESINA
2021**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) de acordo com ISBD

Silva, Janiel Fontineles

S586c Caracterização mecânica e microestrutural do aço DP1200 soldado pelo processo GMAW / Janiel Fontineles Silva. - 2021.
72 p.: il. color.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Instituto Federal do Piauí, Campus Teresina Central, 2021.

Orientador : Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim.

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

CDD - 620.1

JANIEL FONTINELES SILVA

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL
DO AÇO DP1200 SOLDADO PELO PROCESSO GMAW**

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.

Aprovada em: 30/04/2021

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim
Instituto Federal do Piauí (IFPI)

Prof. Dr. José Francisco dos Reis Sobrinho
Instituto Federal do Piauí (IFPI)

Prof. Dr. Valdemar Silva Leal
Instituto Federal do Maranhão (IFMA)

DEDICATÓRIA

Dedico estas linhas, que traduzem grande parte do meu trabalho e esforço, a Deus, à minha família e aos meus amigos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, sobretudo pela sua paixão e misericórdia, ao permitir ao ser humano explorar o mundo através da ciência e, assim, descobrir coisas as quais eram inimagináveis anteriormente.

Agradeço a todos os anjos e santos, em especial à Virgem Soberana, a Santo Agostinho, a São Francisco e ao meu anjo da guarda, os quais me protegem, intercedem por mim, inspirando-me a alcançar a Santidade, a ser humano e a ser um profissional cada vez melhor e dedicado à minha missão.

Agradeço a meu orientador, Ayrton de Sá Brandim, pela confiança, pelo profissionalismo inquestionável e pela serenidade constante ao tratar de diversos assuntos comigo.

Agradeço a meus pais, por terem sido o suporte necessário para que eu chegasse até aqui, pelos exemplos e pela dedicação com os seus filhos; por terem me ensinado que há dignidade na pobreza e que devemos sempre sonhar alto, visando um futuro melhor.

Agradeço aos meus demais familiares pela torcida e pela admiração que tenho certeza que eles têm por mim. Agradeço, também, aos meus sobrinhos, os quais, através de sua pureza e inocência, fazem-me enxergar nas coisas mais simples a grandiosidade da vida e o sentido de ser feliz.

Agradeço à minha esposa, Andreza de Oliveira Fontineles Lima, pelo companheirismo, motivação, inspiração, orações, confidencialidade, amizade e todas as outras virtudes as quais aprendemos a viver juntos, resumidas na palavra amor.

Agradeço ao meu amigo Igor Carvalho pela fortaleza, pela insanidade de seu companheirismo e de sua fidelidade e pela motivação constante.

Agradeço ao meu amigo Wênio Alencar pelo suporte na operacionalização de muitos ensaios e testes os quais necessitei realizar.

Agradeço a meus demais amigos (os quais me limitarei a não listar, mas que certamente se reconhecem como tais), pelos momentos de lazer, de aconselhamento e por saber que ficam felizes ao compartilhar de minhas alegrias e conquistas.

Agradeço aos servidores (professores, técnicos e terceirizados) do Instituto Federal do Piauí pelo zelo que têm pela Instituição e por acreditarem no poder transformador da educação.

Por fim, agradeço à Vida, por todos os acontecimentos (bons e ruins) que já me ocorreram e pelos que ainda hão de ocorrer!

*“Respondeu-lhe Simão Pedro: Senhor, a quem
iríamos nós? Tu tens as palavras da vida eterna.”
(João 6, 68)*

RESUMO

Os aços *dual-phase*, pertencentes à nova categoria de aços denominada AHSS (*Advanced High-Strength Steels* – aços avançados de alta resistência), vêm sendo desenvolvidos e aprimorados e são bastantes promissores em aplicações automobilísticas. No entanto ainda existem lacunas no que diz respeito ao estudo das propriedades desses materiais após o processamento (conformação plástica, soldagem, usinagem, dentre outros). A soldagem, em especial, é um processo crítico na manufatura desses metais, pois pode provocar alterações severas nas propriedades do produto, sobretudo na zona termicamente afetada (ZTA). O processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) se constitui em uma alternativa bastante utilizada para uniões dos AHSS, sobretudo em casos para os quais se deseja bastante confiabilidade e os demais processos não são viáveis. A presente pesquisa objetiva a identificação e a caracterização do aço DP1200 submetido ao processo de soldagem GMAW. Durante a pesquisa, o aço foi submetido aos ensaios de microscopia óptica, tração, FRX, DRX e microdureza *Vickers*. Além disso, foram utilizados métodos analíticos para avaliar o ciclo térmico ao qual o material foi submetido durante a soldagem para fins de comparações com os dados obtidos experimentalmente. Como resultado, foi possível caracterizar o aço mecânica e microestruturalmente, verificando a ZTA com extensão de 1,8 mm e predominância da fase martensítica de granulação grosseira; o LRT foi reduzido de 1236 para 804 MPa e deformação linear específica diminuiu de 26,3% para 9,5%. Foi verificado, também, que os modelos térmicos podem ser aplicados para esse aço e se aproximam bastante dos dados obtidos experimentalmente.

Palavras-chave: Metalurgia. Soldagem. Aços avançados de alta resistência. Aços *dual-phase*. GMAW. Aço DP1200.

ABSTRACT

The dual-phase steels belong to a category of steels named AHSS (Advanced High-Strength Steels), which have been developed and are very promising for automotive applications. However, there are still questions regarding the study of the properties of these materials after processing (plastic forming, welding, machining). The welding process, by the way, is critical for these metals, as it can cause severe changes in the properties of the product, especially in the heat affected zone (HAZ). The GMAW (Gas Metal Arc Welding) is an alternative widely used for AHSS joints, especially in cases for which a high level of reliability is desired and the other processes are not viable. This research aims to identify and characterize a DP1200 steel submitted to the GMAW process. During the research, the steel was analyzed by optical microscopy, tensile and Vickers microhardness tests. In addition, analytical methods were used to evaluate the thermal cycle of the material during welding. As a result, it was possible to characterize the steel mechanically and microstructurally, checking that the HAZ has 1.8 mm extension and was noticed predominance of the martensitic phase with coarse granulation; the UTS was reduced from 1236 to 804 MPa and the specific linear deformation decreased from 26.3% to 9.5%. It was also verified that the thermal models can be applied for this steel and are remarkably close to the experimental data.

Keywords: Metallurgy; Welding; Advanced high-strength steels; Dual-phase steels; GTAW; DP1200 steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Estrutura da ferrita.....	19
Figura 2 – Estrutura da austenita	20
Figura 3 – Estrutura da cementita	20
Figura 4 – Estrutura da perlita	21
Figura 5 – Estrutura da bainita	21
Figura 6 – Estrutura da esferoidita	22
Figura 7 – Gerações dos Advanced High-Strength Steels	23
Figura 8 – Esquema simplificado da transformação martensítica a partir da região intercrítica.....	25
Figura 9 – Microestrutura dos aços dual-phase	25
Figura 10 – Ilustração esquemática do ciclo de evolução da microestrutura em uma instalação CGL típica	26
Figura 11 – Técnicas de soldagem	28
Figura 12 – Processo de Soldagem GMAW.....	29
Figura 13 – Fluxo de calor bidimensional durante a soldagem de chapas finas	30
Figura 14 – Ciclo térmico na soldagem	33
Figura 15 – Temperatura de pico em função da distância da zona fundida	34
Figura 16 – Regiões de uma junta soldada.....	35
Figura 17 – Sub-regiões da ZTA	36
Figura 18 – Dimensões das chapas recebidas.....	37
Figura 19 – Insumos para embutimento das amostras	38
Figura 20 – Lixadeira manual Struers Arotec®	38
Figura 21 – Etapas do lixamento.....	39
Figura 22 – Politriz / Lixadeira metalográfica Aropol 2V	39
Figura 23 – Alumina e lubrificante utilizados para polimento final.....	40
Figura 24 – Dimensões das amostras para o ensaio de tração	41
Figura 25 – Microdurômetro Shimadzu HMV-2T E.....	41
Figura 26 – Eletrodo OK AristoRod 89	42
Figura 27 – Esquema das chapas soldadas	43
Figura 28 – Esquema de fixação dos termopares	44
Figura 29 – Chapa com termopares instalados.....	44
Figura 30 – Adesivo de fixação para altas temperaturas OB-400	44

Figura 31 – Desenho esquemático do termopar	45
Figura 32 – <i>Data logger</i> de 04 canais para termopares	45
Figura 33 – Difratoograma do aço DP1200	47
Figura 34 – Microestrutura do aço DP1200	48
Figura 35 – Perfil de temperatura no plano XY da placa	50
Figura 36 – Temperaturas de pico na direção transversal ao cordão de solda	51
Figura 37 – Posicionamento dos termopares	51
Figura 38 – Curva de resfriamento plotada para os termopares	52
Figura 39 – Curva de resfriamento para o termopar 01	53
Figura 40 – Curva de resfriamento para o termopar 03	53
Figura 41 – Difratoograma da junta soldada	54
Figura 42 – Microscopia do corte transversal da amostra soldada (4x)	55
Figura 43 – Microscopia da ZTA, região martensítica de granulação grosseira (10x)...	56
Figura 44 – Microscopia da ZTA, estrutura de Widmanstätten (10x)	56
Figura 45 – Microscopia da transição da ZTA para a zona fundida (10x)	57
Figura 46 – Microscopia para a zona fundida (10x)	57
Figura 47 – Perfil de microdureza para a junta soldada	58
Figura 48 – Corpos de prova antes do ensaio de tração	59
Figura 49 – Gráfico Tensão x Deformação para o aço DP1200 soldado	60
Figura 50 – Corpo de prova fraturado no ensaio de tração	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço DP1200	37
Tabela 2 – Composição química do arame de soldagem	42
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do metal de adição	42
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem	42
Tabela 5 – Composição química do aço DP1200	47
Tabela 6 – Valores de microdureza para o metal base	48
Tabela 7 – Valores obtidos no ensaio de tração do metal base	49
Tabela 8 – Propriedades termodinâmicas do material soldado.....	49
Tabela 9 – Parâmetros das curvas de ajuste para o resfriamento	52
Tabela 10 – Valores obtidos no ensaio de tração	59

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Gerações dos AHSS	24
Quadro 2 – Efeito de elementos de liga nos aços dual phase	26

LISTA DE SÍMBOLOS

%:	percentual
°C:	graus Celsius;
b :	espessura da chapa;
c :	calor específico;
E :	tensão de soldagem;
g :	gramas;
H_{net} :	aporte térmico líquido;
HV :	dureza Vickers;
I :	corrente de soldagem;
J :	joule;
k_0 :	Função Bessel modificada de segunda espécie e ordem zero;
k :	condutividade térmica;
K :	kelvin;
min :	minuto;
mm :	milímetro;
MPa :	Megapascal;
$p\%$:	percentual mássico;
$\dot{q}$:	fluxo de calor;
Q :	energia de soldagem;
$\bar{r}$:	parâmetro de distribuição radial característica;
S :	geração interna de calor;
s :	segundo
T_0 :	temperatura inicial da chapa;
T_c :	temperatura crítica;
T_m :	temperatura de fusão.
T_p :	Temperatura de pico;
T_R :	temperatura de cálculo para taxa de resfriamento;
T :	Temperatura;
t :	tempo;
U :	velocidade da fonte de calor;
v_x :	componente da velocidade na direção x;

v_y : componente da velocidade na direção y;
 v_z : componente da velocidade na direção z;
 x : coordenada na direção de soldagem;
 y : coordenada na direção transversal à soldagem;
 Y : distância a partir da vizinha do cordão de solda;
 z : coordenada vertical;
 α_s : difusividade térmica do material;
 η : eficiência energética do processo;
 μm : micrômetro;
 ρ : massa específica.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	OBJETIVOS	16
1.1.1	Geral.....	16
1.1.2	Específicos.....	17
1.2	JUSTIFICATIVA	17
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1	LIGAS METÁLICAS FERROSAS.....	19
2.1.1	<i>Advanced High-Strength Steels</i>	22
2.1.1.1	Aços <i>dual-phase</i>	24
2.2	PROCESSO DE SOLDAGEM.....	28
2.2.1	Técnica de soldagem	28
2.2.2	Soldagem GMAW.....	29
2.2.3	Fluxo de calor e modelos térmicos	29
3	MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1	CHAPAS DE AÇOS DP1200	37
3.2	PREPARAÇÃO PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	37
3.3	AMOSTRAS PARA CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	40
3.4	SOLDAGEM DAS AMOSTRAS	41
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	47
4.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO METAL “COMO RECEBIDO”	47
4.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL BASE.....	48
4.3	ANÁLISE TÉRMICA DA SOLDAGEM	49
4.4	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS CHAPAS SOLDADAS	54
4.5	PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS CHAPAS SOLDADAS.....	58
5	CONCLUSÃO.....	61
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	63
	REFERÊNCIAS.....	65
	APÊNDICES	69
	APÊNDICE A - ALGORITMO PARA OBTENÇÃO DAS ISOTERMAS NO PLANO XY ...	71

1 INTRODUÇÃO

A regulamentação governamental e os tratados internacionais têm se intensificado no sentido de exigir da indústria uma produção mais limpa e sustentável. Obviamente, também são empregados esforços intensos com o intuito de tornar a indústria cada vez mais competitiva por intermédio da redução de custos e otimização dos produtos fornecidos ao consumidor final.

A legislação vigente estabeleceu restrições bem severas no que diz respeito à produção de gases do efeito estufa até o ano de 2020, considerando, ainda, impor metas mais agressivas para os próximos 10 anos. Os fabricantes automotivos, então, buscam por novos materiais, projetos e processos de fabricação para atender tais requisitos. Para alcançar as metas, são necessários, sobretudo, materiais mais leves, com elevada rigidez estrutural, durabilidade, segurança (i.e. *crashworthiness*), atenuação de ruídos (*noise vibration*) e confiabilidade.

O cenário apresentado é um estímulo para que a indústria siderúrgica busque avançar tecnologicamente a fim de prover novos materiais e técnicas mais eficientes que permitam a manufatura de veículos com aços mais leves, com boa soldabilidade e de elevada resistência a esforços dinâmicos.

Um grupo de aços denominados *Advanced High-Strength Steels* (AHSS) – aços avançados de alta resistência – possuem microestruturas peculiares e propriedades metalúrgicas singulares para atender à vasta gama de aplicações demandadas pelos fabricantes de automóveis. (BILLUR; ALTAN, 2013)

Os aços *dual-phase*, pertencentes à categoria dos AHSS, vêm sendo continuamente aprimorados e são bastantes promissores em aplicações automobilísticas. De maneira bastante simplificada, essas ligas ferrosas consistem em materiais com baixos teores de carbono e de elementos de liga os quais são submetidos a tratamento termomecânicos que lhes conferem aumento significativo no limite de resistência à tração (LRT) e na tenacidade, resultando em aços com boa conformabilidade e elevada absorção energética em situações de impacto ou colisões. (BHATTACHARYA, 2014; BILLUR; ALTAN, 2013)

Quanto ao comportamento mediante a presença de tensões e deformações, as peças automotivas podem ser classificadas em duas categorias: a) peças

que reagem a cargas com deformação mínima; b) peças que reagem a cargas com deformação bastante significativa (i.e. alta absorção energética).

O processo de união metálica por solda se utiliza da fusão localizada para promover a coalescência de dois ou mais materiais. Dado que tal processo funde o material para então uni-lo a outro, é inevitável que aconteçam alterações na microestrutura do material, que havia sido previamente tratado termicamente. A alteração da microestrutura resulta em alteração nas propriedades mecânicas. Esse fenômeno, inerente à soldagem, é bastante pronunciado no cordão de solda e numa região denominada zona termicamente afetada (ZTA) e seu controle é fundamental para a obtenção de um material que atenda às necessidades de projeto (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

Posto isso, facilmente pode-se compreender que a soldagem constitui um “gargalo” na manufatura de determinados produtos. Devido à complexidade associada à união de metais e à diversidade de materiais de engenharia, existem mais de 100 processos de soldagem conhecidos. Escolher, então, o tipo de processo mais adequado a determinada situação é uma tarefa árdua.

O processo GMAW é amplamente utilizado na indústria automotiva para soldagem dos aços *dual-phase*, sobretudo em regiões que podem vir a sofrer deformação plástica ou aquelas cuja geometria inviabiliza o uso de solda por resistência. Por utilizar gases inertes ou ativos na proteção gasosa da poça de fusão, esse processo permite o controle da penetração e conserva a composição do cordão de solda. Além disso, é passível de automação, o que garante melhor controle dos parâmetros de soldagem.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Geral

- ✓ Avaliar o comportamento mecânico e microestrutural do aço DP1200 soldado pelo processo GMAW.

1.1.2 Específicos

- ✓ Caracterizar o aço DP1200 microestruturalmente;
- ✓ Determinar as propriedades mecânicas do aço DP1200;
- ✓ Soldar o aço pelo processo GMAW;
- ✓ Analisar experimentalmente o ciclo térmico na soldagem;
- ✓ Avaliar analiticamente os ciclos térmicos na soldagem;
- ✓ Caracterizar a microestrutura do aço DP1200 soldado;
- ✓ Determinar as propriedades mecânicas do aço DP1200 soldado;
- ✓ Comparar os resultados obtidos experimentalmente e compará-los aos analíticos.

1.2 JUSTIFICATIVA

Os aços avançados têm suas propriedades resultantes, sobretudo, de processos de conformação e tratamento térmicos específicos, os quais lhe conferem uma microestrutura peculiar: de 5 a 20% de fase martensita dispersa na forma de ilhas em uma matriz ferrítica (RAMAZANI et al., 2014). A soldagem, devido ao ciclo térmico associado, ocasiona alterações localizadas nessa microestrutura e, portanto, nas propriedades iniciais do metal base. Tendo em vista isso, o processo de soldagem é um limitador no processo de fabricação e na aplicação dos aços *dual-phase*.

Na indústria automotiva o processo MIG/MAG é amplamente utilizado, principalmente em situações nas quais a soldagem por resistência é inviabilizada devido à geometria das peças ou nos locais onde a junta soldada necessita de maior resistência mecânica devido aos parâmetros de projeto. Dos processos comumente utilizados na indústria automotiva, o GMAW é o que apresenta maiores aporte térmico e taxa de resfriamento e, portanto, altera significativamente a microestrutura obtida inicialmente nos aços *dual-phase* (RAMAZANI et al., 2014). Dos processos utilizados para união metálica em aços automotivos, utiliza-se o GMAW em componentes estruturais e de chassi, devido à resistência bastante aceitável, além da confiabilidade, versatilidade e produtividade (GHOSH, 2017).

Dentre os fatores que afetam e caracterizam as juntas soldadas pelo processo GMAW, destacam-se a microestrutura e as propriedades mecânicas durante a extensão do cordão de solda até o metal base (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008). O controle da microestrutura e das propriedades mecânicas é centrado, principalmente, na transformação da fase martensita, a qual, por sua vez, é afetada pelas propriedades intrínsecas ao metal base e ao aporte térmico durante a união. (PARK, G.; BAE; LEE, 2019).

Entretanto o aço DP1200, objeto desta pesquisa, carece de informações da evolução da sua microestrutura e das suas propriedades mecânicas após submetido ao processo de soldagem GMAW, o que demanda estudos e análises a fim de viabilizar o seu uso nas aplicações citadas. Um ponto importante a ser considerado é como a martensita presente nas chapas de aço é transformada durante o inevitável ciclo térmico durante a soldagem. A análise proposta e realizada aqui, portanto, é bastante importante para nortear outras pesquisas e até mesmo servir como parâmetro a ser considerado ao dimensionar o aço DP1200 para aplicações automotivas. Além disso, trata-se de uma contribuição inédita para a comunidade acadêmica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS METÁLICAS FERROSAS

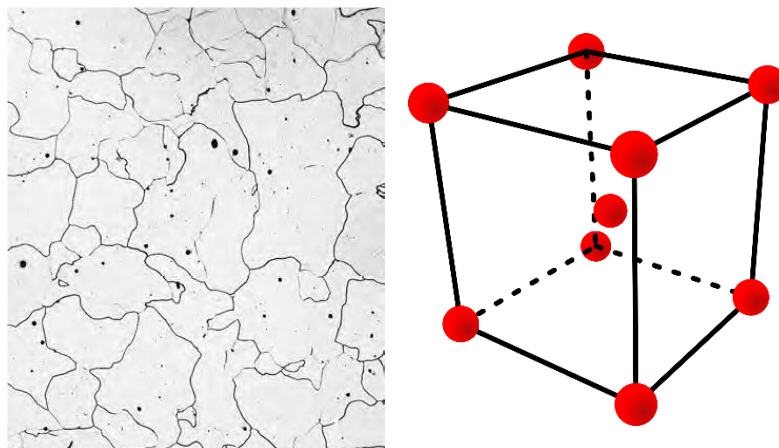
Os metais, na sua forma pura, apresentam propriedades as quais não satisfazem as aplicações de engenharia. Associado a essa desvantagem, está o fato de que é impraticável obter tais elementos com 100% de pureza. Portanto, para atender as necessidades derivadas de aplicações reais, o homem desenvolveu as ligas, as quais podem ser definidas como materiais metálicos obtidos pela combinação de diferentes elementos químicos (ASKELAND; WRIGHT, 2015). Essas ligas podem ser classificadas como ferrosas ou não-ferrosas, as quais diferem entre si pela presença do ferro como principal elemento de liga ou não, respectivamente.

De acordo com a ASM (American Society for Metals, 1993), as ligas ferrosas podem ser classificadas como ferros fundidos ou aços. Tal classificação leva em consideração o teor de carbono e a presença de elementos de ligas: sistemas com teor de carbono menor 2,1 p% são denominados aços e sistemas com teores a partir dessa faixa até 6,7 p% são denominados ferros fundidos.

Dependendo da composição química e dos processos aos quais foi submetida, as ligas Fe-C podem apresentar diversos microconstituintes, a saber:

- a) ferrita (solução sólida no ferro α), figura 1, de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e solubilidade máxima de carbono igual a 0,022%p na temperatura de 727°C (Figura 1);

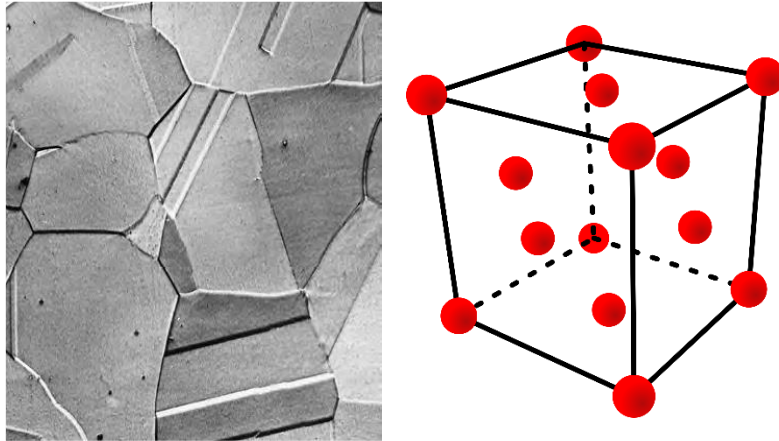
Figura 1 – Estrutura da ferrita



Fonte: Adaptado de CALLISTER; RETHWISCH, 2016.

- b) austenita (solução sólida no ferro γ), Figura 2, de estrutura cúbica de face centrada (CFC) e solubilidade máxima de carbono igual a 2,14%p na temperatura de 1147°C;

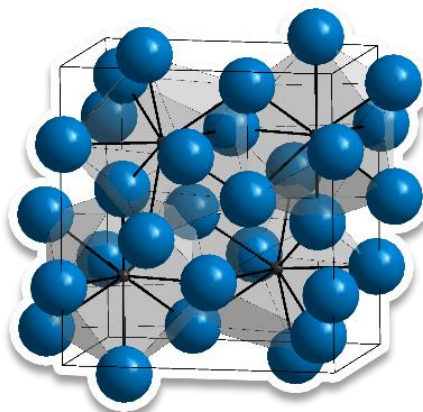
Figura 2 – Estrutura da austenita



Fonte: Adaptado de CALLISTER; RETHWISCH (2016).

- c) cementita (Fe_3C , Carboneto de Ferro), Figura 3, composto intermetálico metaestável que se forma ao se exceder o limite de solubilidade de Carbono no Ferro. Esse componente possui 6,67% de carbono dissolvido em sua estrutura;

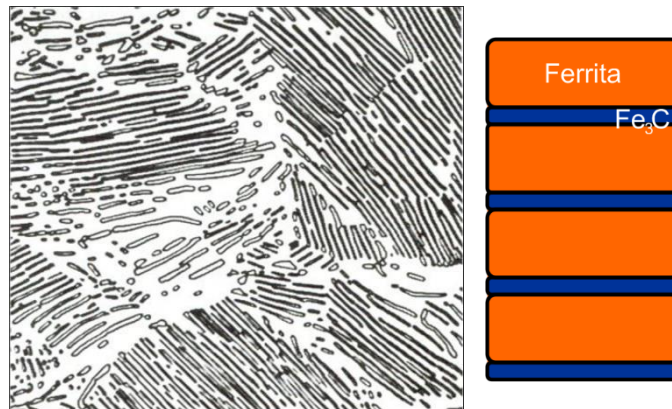
Figura 3 – Estrutura da cementita



Fonte: Adaptado de ORCI (2021)

- d) perlita, Figura 4, microestrutura resultante da reação eutetoide que acontece durante o resfriamento lento da fase austenita, a qual consiste em lamelas justapostas e alternadas de ferrita e cementita com espessuras na proporção aproximada de 8 para 1, respectivamente;

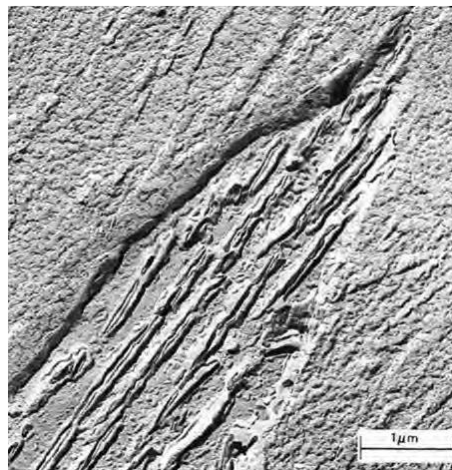
Figura 4 – Estrutura da perlita



Fonte: Adaptado de CALLISTER; RETHWISCH (2016).

- e) bainita, Figura 5, placas ou agulhas de cementitas em uma matriz ferrítica, geralmente com microestrutura mais refinada que a perlítica;

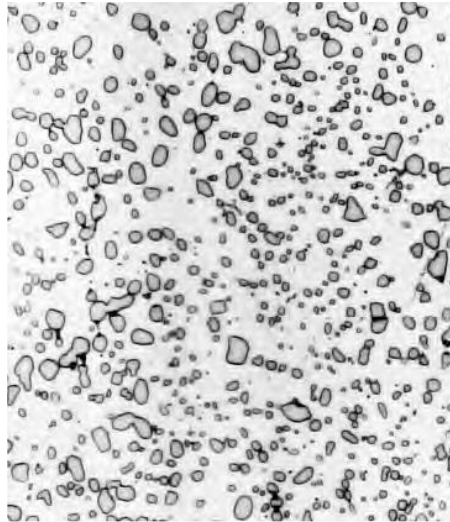
Figura 5 – Estrutura da bainita



Fonte: CALLISTER; RETHWISCH (2016).

- f) esferoidita, Figura 6, partículas de cementita no formato esférico distribuídas ao longo da fase ferrita.

Figura 6 – Estrutura da esferoidita



Fonte: CALLISTER; RETHWISCH (2016).

Quanto à presença de outros elementos além do Ferro e do Carbono, Chiaverini (1914, p. 66) menciona:

considerando, entretanto, os elementos de liga que podem estar presentes e as estruturas que caracterizam alguns tipos desses materiais, os aços, compreendem as seguintes ligas:

- aço-carbono: liga ferro-carbono contendo geralmente de 0,008% até cerca de 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes dos processos de fabricação (Mn, Si, P e S);
- aço-liga: aço-carbono que contém outros elementos de liga ou apresenta os elementos residuais em teores acima dos que são considerados normais.

Os elementos de liga são deliberadamente adicionados no aço com o intuito de lhe conferir propriedades mecânicas as quais ele não teria sem essa adição, dentre as quais pode-se destacar: dureza, resistência ao desgaste, resistência a oxidação, dentre outras.

2.1.1 Advanced High-Strength Steels

Os aços-liga possuem uma subclassificação denominada *Advanced High-Strength Steels*. Essa nomenclatura (Aços Avançados de Alta Resistência) é devido ao fato desses materiais possuírem pequenas adições de elementos de liga e grandes

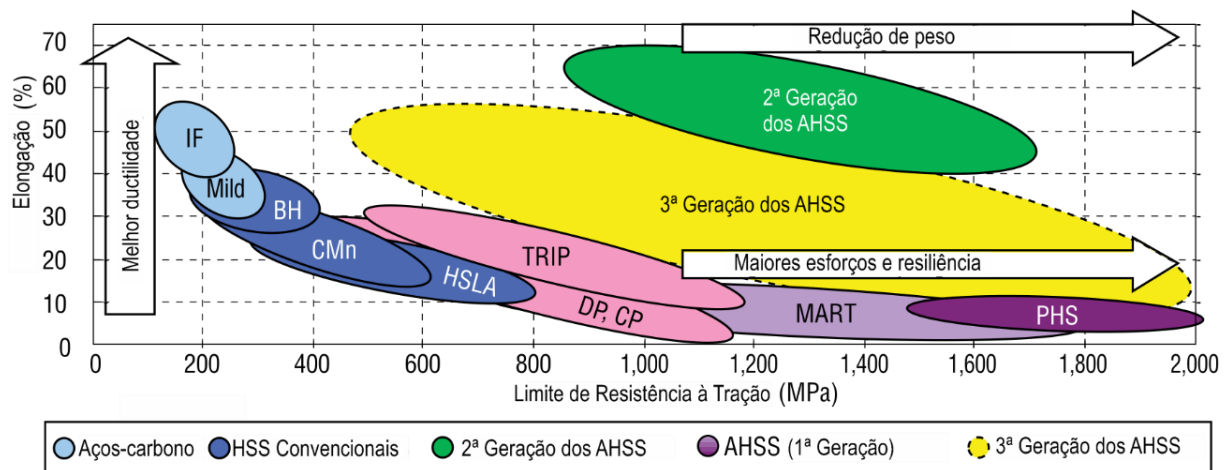
capacidades de deformação e elevados limites de resistência à tração (LRT).

De acordo com KEELER (2016), os Advanced High-Strength Steels (AHSS) são materiais sofisticados, complexos, cujas composições químicas são minuciosamente selecionadas e que têm microestruturas multifásicas as quais resultam de processos de aquecimento e resfriamento precisamente controlados. Nesses materiais, há o emprego de mecanismos de endurecimento no intuito de se obter uma variedade de propriedades de resistência, ductilidade, dureza e fadiga.

Essa família de aços engloba diversas subclassificações: Dual Phase (DP), Complex-Phase (CP), Ferritic-Bainitic (FB), Martensitic (MS ou MART), Transformation-Induced Plasticity (TRIP), Hot-Formed (HF), e Twinning-Induced Plasticity (TWIP). É importante ressaltar que a principal característica, comum a todos esses tipos de aço, é a presença de outra fase além de uma ferrítica, bainítica ou perlítica.

A história desses aços está associada ao desenvolvimento da indústria automotiva. Em 1994, deu-se origem a um projeto denominado Ultra-Light Steel Auto Body (ULSAB) a partir de um consórcio proposto a 35 companhias siderúrgicas de 18 países (ULSAB CONSORTIUM, 1998). Como resultado, surgiram três gerações de aços avançados, conforme apresentado na Figura 7 e no Quadro 1, a seguir.

Figura 7 – Gerações dos Advanced High-Strength Steels



Fonte: Adaptado de KEELER (2016).

Quadro 1 – Gerações dos AHSS

Categoria	Características e Propriedades	Limitações
Primeira Geração	✓ AHSS baseados em ferrita e com microestruturas multifásicas; ✓ Resistência mecânica superior aos aços comuns. ✓ Produto Tensão-Elongação (TS-EI) < 25.000 MPa%.	✓ Ductilidade e conformabilidade limitadas.
Segunda Geração	✓ AHSS com a fase austenita estabilizada na microestrutura. Contém alto teor de Mn e de outros elementos de liga. ✓ Provê excelente combinação de resistência e conformabilidade. ✓ Produto TS-EI > 50.000 MPa%.	✓ Alto custo devido à elevada adição de elementos de liga. ✓ Tendência de formação retardada de trincas baixa soldabilidade.
Terceira Geração	✓ Aprimoramento da primeira geração por meio de refino de grão, rotas de processamento diferentes, etc. a baixo custo. ✓ Utiliza poucos elementos de ligas no seu desenvolvimento ✓ Pretende preencher o espaço entre a primeira e a segunda geração de aços avançados. ✓ Produto TS-EI > 25.000 MPa%.	✓ Requer rotas especiais de processamento, incluindo altas taxas de resfriamento; ✓ Ainda estão em desenvolvimento.

Fonte: Adaptado de KEELER (2016)

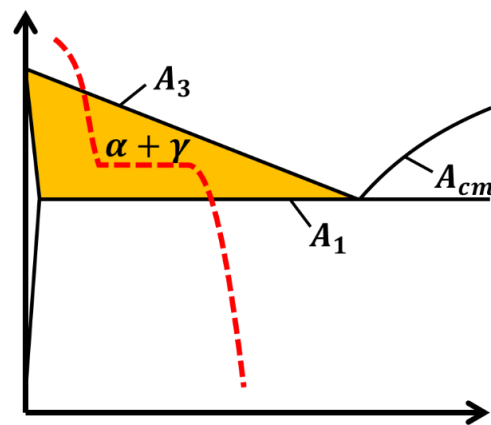
Com o surgimento de novas gerações dos aços avançados, busca-se a redução do custo pelo intermédio da redução de elementos de liga, o que, por sua vez, tende a aumentar o grau de soldabilidade. É observável também os elevados limites de resistência à tração associados a grandes deformações admitidas.

2.1.1.1 Aços *dual-phase*

Os aços *dual-phase* podem ser considerados como pertencentes à primeira e à terceira geração dos AHSS e são formados ao se resfriar abruptamente aços de composição semelhante à de um hipoeutetoide a partir de temperaturas na zona intercrítica (região onde coexistem as fases austenita e ferrita), conforme ilustrado esquematicamente a partir do diagrama Fe-Fe₃C na Figura 8. O resfriamento rápido da austenita tende a formar uma estrutura conhecida como martensita. A microestrutura resultante (Figura 9), então, consiste em ilhas de martensita rodeadas por ferrita, pois apenas a fase austenita sofre a transformação atérmica. Consequência disso é que,

durante a deformação do material, maior parte da deformação é devido à matriz ferrítica, a qual, a partir do seu escoamento, começa a particionar as deformações com a fase martensítica e, a partir daí, maior parte dos esforços é absorvido por esta. O comportamento típico desses aços no diagrama tensão $\times$ deformação é semelhante ao de um material frágil no que diz respeito à não existência de um limite de escoamento claramente identificável no gráfico (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

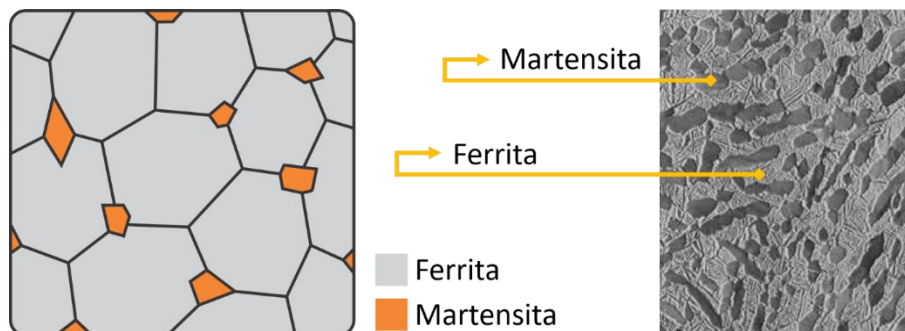
Figura 8 – Esquema simplificado da transformação martensítica a partir da região intercrítica



Nota: A linha tracejada em vermelho representa a curva de resfriamento contínuo.

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 9 – Microestrutura dos aços dual-phase

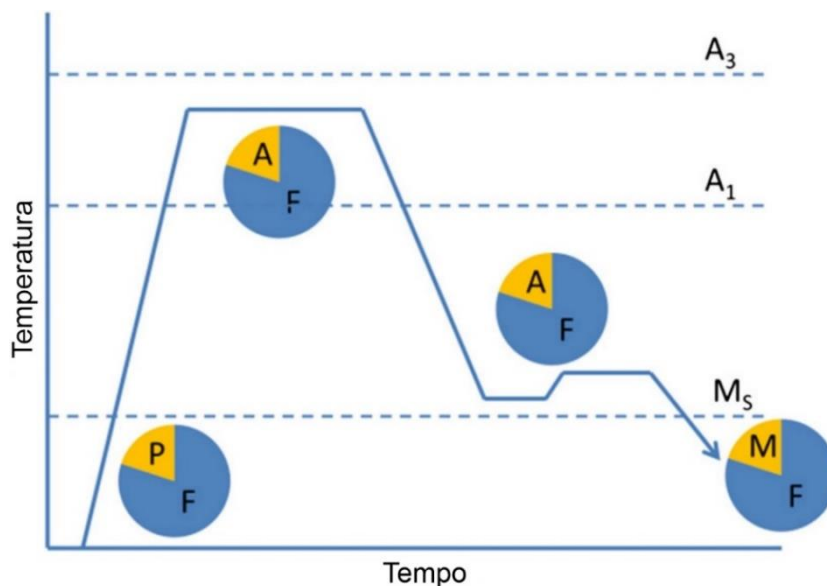


Fonte: Adaptado de CAO et al. (2018)

A produção de chapas de aço dual phase galvanizadas é realizada seguindo um tratamento termomecânico em uma CGL¹ de acordo com as seguintes etapas, Figura 10: a) aquecimento e permanência acima da linha de início da transformação austenítica (A_1), isto é, na região intercrítica; b) resfriamento controlado, rápido o suficiente para que a austenita se transforme em martensita.

¹ CGL é a sigla para *continuous galvanizing line*, a qual o autor preferiu não traduzir.

Figura 10 – Ilustração esquemática do ciclo de evolução da microestrutura em uma instalação CGL típica



Fonte: Adaptado de CHATTERJEE et al. (2019)

Quanto à composição química, os aços dual geralmente são fabricados com teores de carbono em cerca de 0,1%p, 1,5%p de Manganês e 0,3%p de Silício (CHATTERJEE et al., 2019). Além desses elementos citados, podem ser adicionados outros, tais como o Cromo e o Molibdênio. Os principais elementos de liga estão arrolados no quadro a seguir.

Quadro 2 – Efeito de elementos de liga nos aços dual phase

Elemento de liga	Teor	Efeito
C	0,06 a 0,15%	✓ Estabilização da austenita; ✓ Endurecimento da martensita; ✓ Determinação da distribuição de fases.
Mn	1,5 a 2,5%	✓ Estabilização da austenita; ✓ Endurecimento da ferrita por solução sólida; ✓ Retardante da formação da ferrita.
Si	-	✓ Promoção da transformação ferrítica
Cr, Mo	acima de 0,4%	✓ Estabilização da austenita; ✓ Retardante da formação de perlita e bainita.

Elemento de liga	Teor	Efeito
V	acima de 0,06%	✓ Estabilização da austenita; ✓ Endurecimento por precipitação; ✓ Refinamento da microestrutura.
Nb	acima de 0,04%	✓ Estabilização da austenita; ✓ Redução da temperatura de transformação martensítica; ✓ Refinamento da microestrutura; ✓ Promoção da transformação ferrítica a partir da austenita não-cristalizada.

Fonte: Adaptado de KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER (2008).

As propriedades desses aços consistem em:

- ✓ Resistência comparável à dos aços de baixa-liga alta-resistência;
- ✓ Ductilidade melhorada;
- ✓ Manutenção da soldabilidade;
- ✓ *High strain-rate sensitivity* (Alta sensibilidade à taxa de transformação);
- ✓ Presença do efeito *bake-hardening*.

O conceito de *high strain-rate sensitivity* está associado à capacidade de se deformar a altas taxas absorvendo elevadas energias, propriedade bastante necessária em colisões veiculares. O efeito *bake-hardening* pode ser traduzido como a capacidade de endurecimento do aço por precipitação durante o processo de cura após a aplicação de recobrimento polimérico (pintura).

A nomenclatura dos aços dual-phase consiste nas letras “D” e “P” acrescidas do valor correspondente do LRT em Megapascals (MPa). O aço DP1200, por exemplo, possui LRT aproximado de 1200 MPa, o qual é aproximadamente 5 vezes maior que o de um aço-carbono comum.

Existem diversos trabalhos semelhantes, porém com aços de LRT inferior, os quais analisam a influência dos parâmetros de soldagem, relacionando com a microestrutura, a composição química e as propriedades finais obtidas. Dentre eles destacam-se as pesquisas de SARWAR, 1996; MA, 2008; HAN, 2011; SVOBODA, 2011; ROSENBERG, 2013; GHASSEMI-ARMAKI, 2014; PARK, 2014; RAMAZANI, 2014; DE LA CONCEPCIÓN, 2015; ZHANG, 2016; WANG, 2017; e LI, 2019.

2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM

De acordo com a American Welding Society (AWS, 2001), a soldagem consiste na coalescência localizada de metais ou não-metais produzida ou pelo aquecimento do material até a temperatura de soldagem, com ou sem aplicação de pressão, ou apenas pela aplicação de pressão, ambos com ou sem o uso de metal de adição.

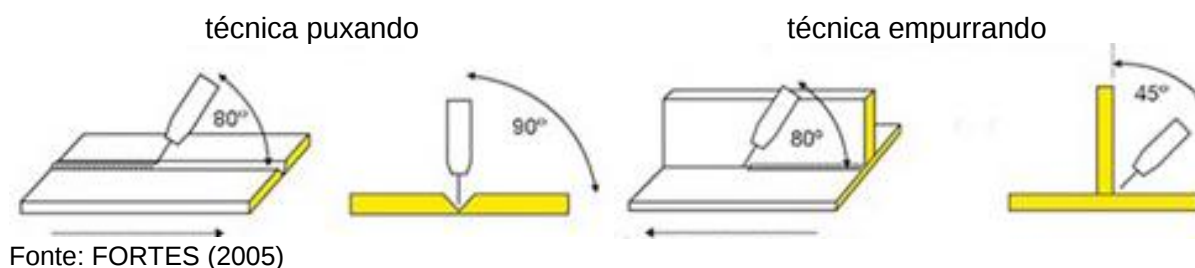
Para que tal união seja efetiva, WAINER (1992) menciona que a soldagem deve atender os seguintes requisitos: fornecimento de energia suficiente para a união; remoção de contaminações superficiais; proteção da contaminação atmosférica; e promoção do controle de transformação.

Para atender a finalidade e os requisitos de soldagem, têm sido desenvolvidos diversos tipos de soldagem e, de acordo com KEELER (2016), existem mais de 100 processos catalogados.

2.2.1 Técnica de soldagem

Existem diversas técnicas de soldagem as quais são aplicadas para situações bastantes específicas e que estão fora do escopo deste trabalho. Limitar-se-á aqui, portanto, a discutir acerca das técnicas para a posição plana, objeto da pesquisa. Para essa posição, predominam as técnicas puxando e empurrando (Figura 11), para as quais devem ser utilizados ângulos específicos na posição relativa entre a tocha e a peça soldada nos sentidos transversal e longitudinal ao cordão de solda. posicionamento, formado entre a tocha e o sentido transversal da junta (FORTES, 2005).

Figura 11 – Técnicas de soldagem



Para obter-se um cordão de solda de largura maior e menores reforço e penetração, utilizasse a técnica empurrando. A técnica puxando possibilita a obtenção de um cordão mais estreito e penetração e reforço menores.

2.2.2 Soldagem GMAW

MARQUES (2017, p. 205) define a soldagem a arco com proteção gasosa (Gas Metal Arc Welding – GMAW), Figura 12, como

um processo em que a união de peças metálicas é produzida pelo aquecimento destas com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico nu, consumível, e a peça de trabalho. A proteção do arco e da região da solda contra contaminação é feita por um gás ou mistura de gases, que podem ser inertes ou ativos. No Brasil, o processo é conhecido como MIG (Metal Inert Gas) quando a proteção gasosa é inerte.

Figura 12 – Processo de Soldagem GMAW



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

As principais características do processo GMAW são a alta taxa de deposição; grande versatilidade quanto aos tipos de materiais soldáveis assim como espessuras das chapas e ótima proteção contra contaminantes pelos gases inertes, o que permite a soldagem de materiais difíceis de serem soldados. (MARQUES, 2017).

2.2.3 Fluxo de calor e modelos térmicos

A transferência de calor na soldagem é governada primariamente pelos fenômenos de condução e convecção em função do tempo, a qual é expressa pela seguinte equação (EASTERLING, 1992):

$$\rho \frac{\partial}{\partial t} [cT] + \rho v_x \frac{\partial}{\partial x} [cT] + \rho v_y \frac{\partial}{\partial y} [cT] + \rho v_z \frac{\partial}{\partial z} [cT] = \frac{\partial}{\partial x} \left[k \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[k \frac{\partial T}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + S \quad (1)$$

onde:

ρ = densidade do metal;

t = tempo;

c = calor específico do metal;

T = temperatura de soldagem;

v_x = componente da velocidade na direção x ;

v_y = componente da velocidade na direção y ;

v_z = componente da velocidade na direção z ;

x = coordenada na direção de soldagem;

y = coordenada na direção transversal à soldagem;

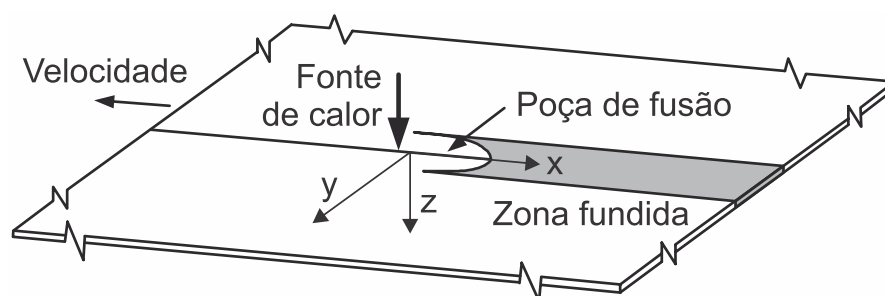
z = coordenada vertical;

k = condutividade térmica do metal;

S = geração interna de calor.

A equação acima compreende o caso mais geral para o cálculo do fluxo de calor na soldagem. O exemplo ilustrativo está indicado na Figura 13, no qual o sistema de coordenadas coincide com o centro da poça de fusão. É válido ressaltar que a fonte de calor se move a uma velocidade U , no entanto, para simplificação, considera-se que a fonte se mantém estática enquanto a chapa soldada desloca-se nessa mesma velocidade.

Figura 13 – Fluxo de calor bidimensional durante a soldagem de chapas finas



Fonte: Adaptado de KOU (2003)

Uma diferenciação fundamental para o tratamento analítico acerca dos fenômenos térmicos na soldagem é a distinção entre chapas finas ou espessas, que vai além do critério dimensional. O principal critério baseia-se, então, na distribuição de temperaturas ao longo da direção correspondente à espessura do material: para o

primeiro caso, tem-se um perfil bidimensional; no segundo, bidimensional. Para esse último, portanto, considera-se que a diferença de temperaturas entre as superfícies inferior e superior é desprezível quando comparada à temperatura de fusão. A fim de estabelecer um critério objetivo para essa análise, KOU (2003) propôs a equação (2), a partir da qual obtém-se a espessura relativa (τ). Para valores de τ acima de 0,9, considera-se que a chapa é grossa e, abaixo de 0,6, fina.

$$\tau = b \sqrt{\frac{\rho c (T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad (2)$$

onde:

b = espessura da chapa;

T_c = temperatura crítica;

T_0 = temperatura inicial;

H_{net} = aporte térmico líquido.

O calor cedido à peça, conforme já discutido, tem origem no arco elétrico estabelecido durante a soldagem. FRIEDMAN (1975) propôs a equação (3) para descrever o fluxo de calor ($\dot{q}$) fornecido à peça.

$$\dot{q} = \frac{3EI\eta}{\pi\bar{r}^2} e^{-3(x^2+y^2)/\bar{r}^2} \quad (3)$$

onde:

$\dot{q}$ = fluxo de calor;

E = tensão de soldagem;

I = corrente de soldagem;

η = eficiência energética do processo;

$\bar{r}$ = parâmetro de distribuição radial característica.

As equações descritas acima consistem em métodos deveras complexos para se determinar a transferência de calor na soldagem. Providencialmente, tais equações podem ser simplificadas após algumas considerações, a saber: a) a energia

proveniente da fonte de soldagem é fornecida a uma taxa constante; b) a fonte de calor se move a uma velocidade constante e em linha reta; c) a seção transversal da junta soldada é constante; d) a distribuição de temperatura é uniforme ao longo do eixo z (chapa fina); e) os comportamentos pontuais no início e no final da soldagem são desprezíveis.

Para descrever o fenômeno da condução na chapa metálica, o qual é objeto deste estudo por determinar diretamente a composição dos microconstituintes na junta soldada, com algumas considerações, é possível chegar à equação (4), proposta por ROSENTHAL (1941).

$$\frac{2\pi(T - T_0)k_s b}{Q} = e^{-\frac{U(x-Ut)}{2\alpha_s}} k_0 \left(\frac{Ur}{2\alpha_s} \right) \quad (4)$$

onde:

T = temperatura;

T_0 = temperatura inicial da chapa (antes da soldagem);

k_s = condutividade térmica do material soldado;

b = espessura da chapa;

Q = energia de soldagem;

α_s = difusividade térmica do material;

k_0 = Função Bessel modificada de segunda espécie e ordem zero.

A energia térmica fornecida à junta soldada é distribuída ao longo de toda a chapa por condução. Tal fenômeno implica em um ciclo térmico em cada ponto do material, caracterizado por um aumento de temperatura seguido de um resfriamento. A taxa de resfriamento, então, é função da capacidade do material de dissipar a energia térmica. A microestrutura final obtida é determinada principalmente pelas taxas de resfriamento a partir da temperatura de pico atingida em cada região. Para placas finas, a taxa de resfriamento pode ser determinada a partir da equação (5) (JHAVERI, P.; MOFFATT, W. G.; ADAMS, 1962).

$$R_c = -2\pi k \rho c \left(\frac{b}{H_{net}} \right)^2 (T_R - T_0)^3 \quad (5)$$

onde:

T_R = temperatura de cálculo da taxa de resfriamento;

De acordo com (ON, J. C., EASTERLING; K. E.; ASHBY (1984), para ligas Fe-C, a maioria das transformações de interesse ocorrem na ZTA no intervalo de temperaturas de 800 a 500°C. O cálculo da taxa de resfriamento ($\dot{T}_{8/5}$) para essa região de interesse é realizado por meio das duas equações a seguir.

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H_{net}^2}{4\pi\lambda\rho c \cdot b^2} \cdot \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right) \quad (6)$$

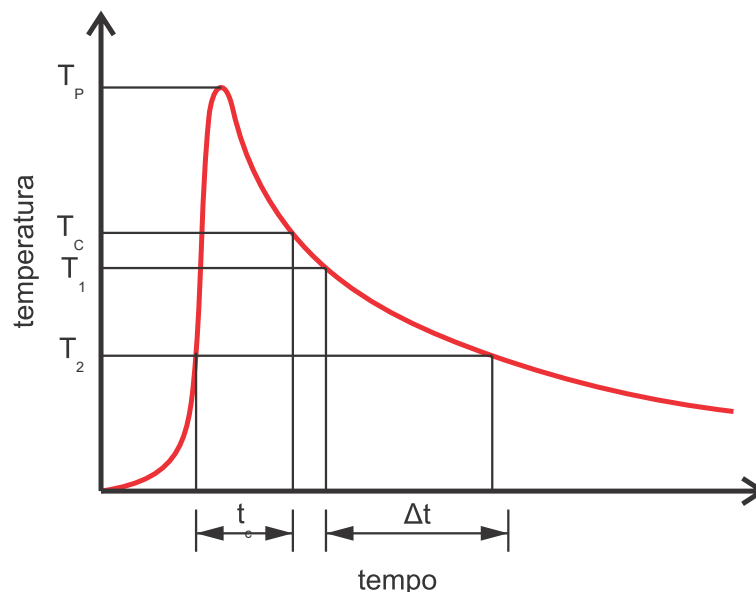
$$\dot{T}_{8/5} = \frac{(800 - 500)}{\Delta t_{8/5}} \quad (7)$$

EASTERLING (1984), ainda, sugere outro método para cálculo da taxa de resfriamento por verificar que a equação (6) pode apresentar valores divergentes daqueles encontrados na prática.

$$\Delta t_{8/5} = 1716 \cdot \left(\frac{H_{net}}{b} \right)^2 \quad (8)$$

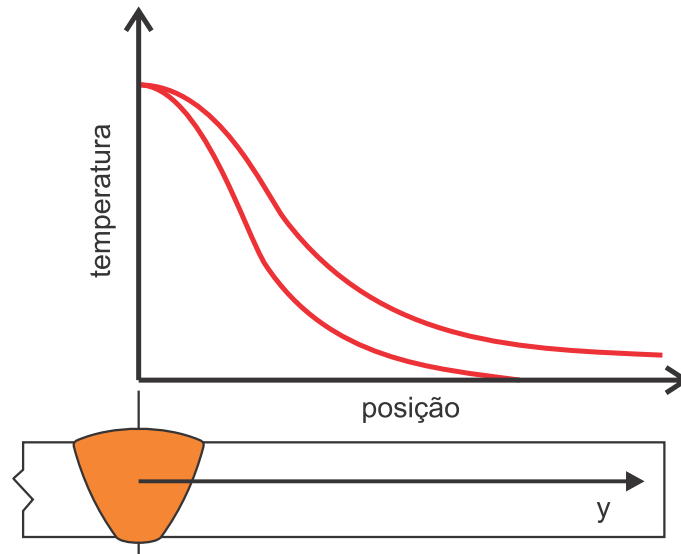
A temperatura de pico (T_p), Figura 14 e Figura 15, consiste em outro parâmetro importante a ser determinado durante a soldagem, pois direciona na previsão e interpretação das transformações metalúrgicas no material (ADAMS JR, 1958).

Figura 14 – Ciclo térmico na soldagem



Fonte: Adaptado de MARQUES; MODENESI; BRACARENSE (2017)

Figura 15 – Temperatura de pico em função da distância da zona fundida



Fonte: Adaptado de MARQUES; MODENESI; BRACARENSE (2017)

O parâmetro T_p citado acima pode ser aplicado somente nas regiões fora da zona de fusão. Considera-se o ponto $Y = 0$ na região imediatamente após a referida, no qual $T_p = T_m$. A temperatura de pico para chapas finas em soldagem de único passe pode ser obtida pela equação a seguir (EASTERLING, 1992).

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{\sqrt{2\pi e \rho c b Y}}{H_{net}} + \frac{1}{T_m - T_0} \quad (9)$$

onde:

T_p = Temperatura de pico;

Y = distância a partir da vizinha do cordão de solda;

T_m = temperatura de fusão.

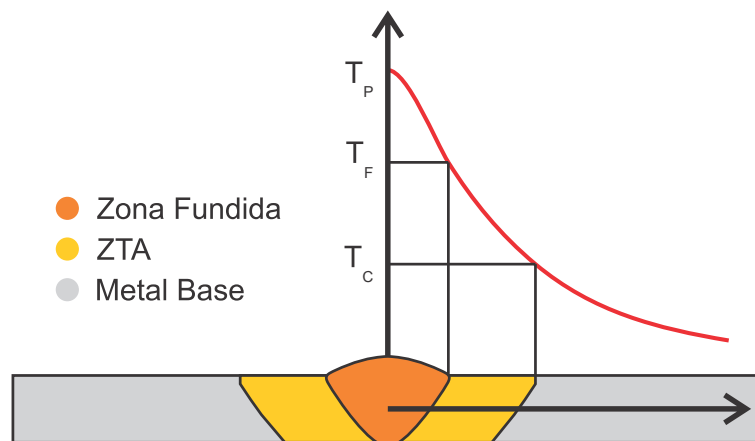
Determinada a temperatura de pico ao longo da seção transversal da solda, é possível traçar o perfil térmico para esse corte e, comparando com a temperatura crítica (temperatura mínima necessária para que ocorra alteração microestrutural ou significativa mudança de propriedade), estima-se a extensão da ZTA. As temperaturas crítica (A_1) e de solidificação (T_s) podem ser calculadas de acordo com os teores mássicos dos elementos de liga a partir das equações (10) e (11), propostas por ION, J. C., EASTERLING; K. E.; ASHBY (1984).

$$A_1 = 996 - 30Ni - 25Mn - 5Co + 25Si + 30Al + 25Mo + 50V \quad (10)$$

$$T_s = 1810 - 90 C \quad (11)$$

Os ciclos térmicos e, portanto, as transformações microestruturais associadas, permitem a distinção de três regiões clássicas numa junta soldada, Figura 16: a) zona fundida; b) zona termicamente afetada; c) metal base.

Figura 16 – Regiões de uma junta soldada

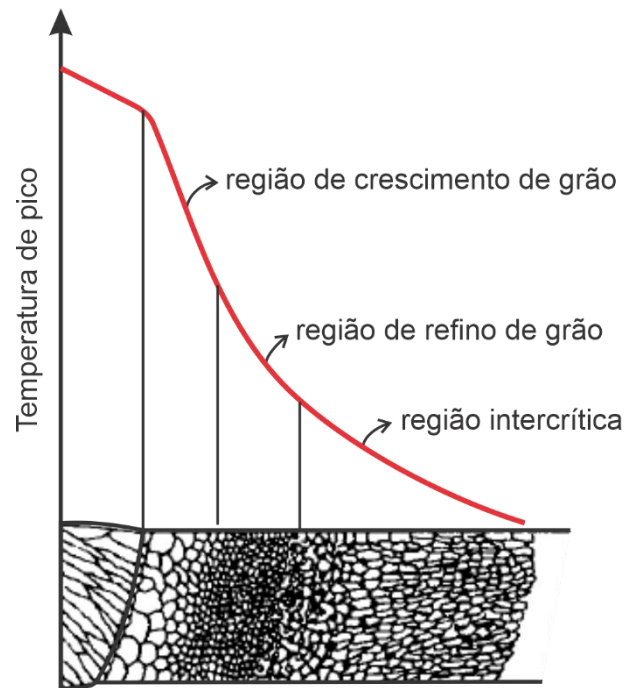


Fonte: Adaptado de MARQUES; MODENESI; BRACARENSE (2017)

A zona fundida corresponde à região onde ocorre a fusão completa com posterior solidificação durante o processo de soldagem. É geralmente bem distinta quanto à composição e microestrutura das regiões vizinhas, devido, principalmente, à composição química do metal de adição e das taxas de resfriamento ali experimentadas. Essa região pode, ainda, ser dividida em três sub-regiões, as quais estão fora do escopo desse trabalho por estarem relacionadas à soldagem de materiais dissimilares (PHILLIPS, 2016).

O metal base corresponde à região cujas temperaturas de pico não ultrapassaram a temperatura crítica, isto é, onde não há transformações de fase e, portanto, permanece microestruturalmente inalterada.

A ZTA corresponde à região entre o metal base e a zona fundida, a qual não sofreu fusão, no entanto apresenta alterações microestruturais e transformações de fase sólido-sólido devido ao ciclo térmico. Em toda a ZTA, a temperatura de pico supera a temperatura crítica (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2017). A ZTA também pode ser subdividida em outras regiões (Figura 17).

Figura 17 – Sub-regiões da ZTA

Fonte: Adaptado de EASTERLING (1992)

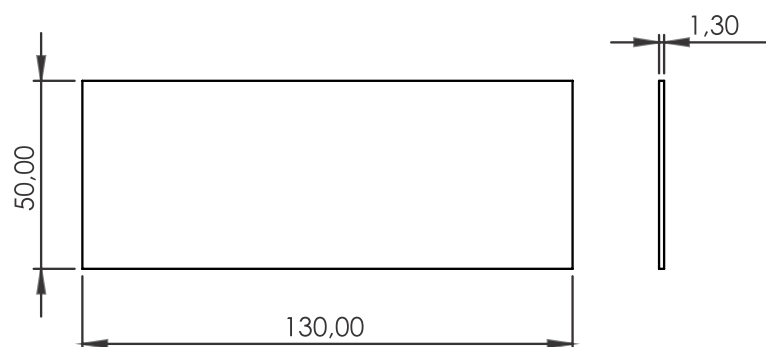
- a) Região de crescimento de grão, onde há predominância de grãos grossos. É a região mais próxima da zona fundida;
- b) Região de refino de grão, na qual normalmente há presença de grãos menores de perlita e ferrita;
- c) Região intercrítica, que sofre austenitização parcial e, portanto, resulta em transformação parcial da estrutura original do metal base.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 CHAPAS DE AÇOS DP1200

O aço utilizado nesta pesquisa é proveniente da Usiminas, com sede em Minas Gerais. As amostras cedidas foram fornecidas no formato de chapas retangulares de 130 mm x 50 mm e espessura igual a 1,3 milímetros (Figura 18). A liga possui LRT médio (informado pelo fabricante e confirmado posteriormente por ensaios de tração) igual a 1200 MPa e o material, portanto, é designado como aço DP1200.

Figura 18 – Dimensões das chapas recebidas



(dimensões em milímetros)
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

As amostras na condição *como recebido* foram submetidas ao ensaio de fluorescência de raios-x (FRX) no Laboratório e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia (UFU) a fim de ratificar a composição química (Tabela 1).

Tabela 1 – Composição química do aço DP1200

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	Mo
p%	0,12	0,29	2,30	0,009	0,0023	0,53	0,021	0,020

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

3.2 PREPARAÇÃO PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA

Para análise metalográfica, as amostras foram seccionadas transversalmente por corte manual com serra e embutidas a frio em um molde de silicone com a utilização de resina acrílica e seu respectivo líquido auto-polimerizante, ambos da marca Arotec® (Figura 19).

Figura 19 – Insumos para embutimento das amostras



Legenda: **a)** resina acrílica; **b)** líquido auto-polimerizante;
c) molde flexível de silicone.

Fonte: Elaborador pelo autor (2021)

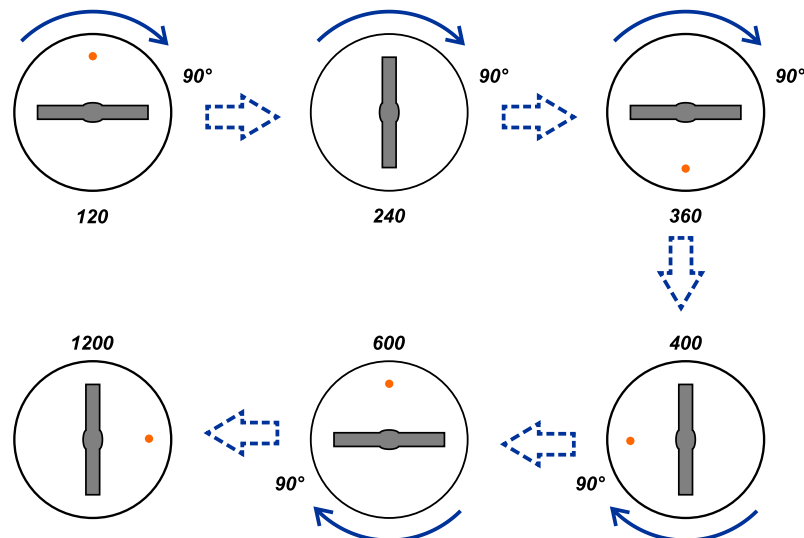
Após o embutimento, as amostras foram preparadas seguindo as seguintes etapas:

- a) Lixamento manual com lavagem contínua (Figura 20), utilizando folhas de grana 120, 240, 320, 400, 600 e 1200, respectivamente, e alternando a direção do movimento em 90° a cada mudança de lixa. (Figura 21)

Figura 20 – Lixadeira manual Struers Arotec®



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 21 – Etapas do lixamento

Fonte: Elaborado pelo autor (2021).

- b) Polimento, o qual foi iniciado com as pastas de diamante com granulometria 9 μm , 6 μm , 3 μm e 1 μm , nesta ordem, e dispersas, cada uma, em tecido de poliéster (dureza média/elevada) para diamante de 9 μm a 1 μm . O polimento final (acabamento) foi realizado com suspensão de alumina com granulometria 1 μm dispersa em tecido de veludo flocado (pano macio) para alumina $\leq 3 \mu\text{m}$. Em todos os tecidos foram aplicados o lubrificante concentrado para polimento de metais ferrosos. O equipamento utilizado para polimento foi a Politriz / Lixadeira metalográfica Aropol 2V (Figura 22), disponível no Laboratório de Metalografia do IFPI. Todos os equipamentos e insumos citados anteriormente foram adquiridos do fabricante Arotec®.

Figura 22 – Politriz / Lixadeira metalográfica Aropol 2V

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 23 – Alumina e lubrificante utilizados para polimento final



Legenda: a) alumina nº 4; b) lubrificante para materiais ferrosos.
 Fonte: Elaborador pelo autor (2021).

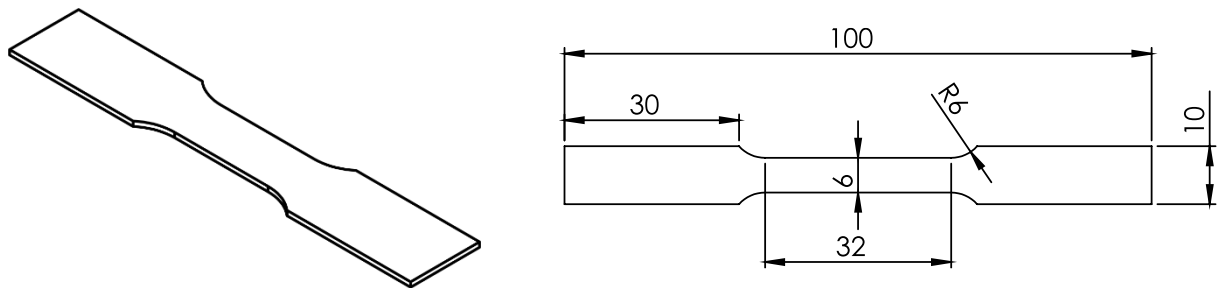
- c) Ataque químico com solução ácida de Nital diluída na proporção de 3% pelo método de esfregaço (*etching*) durante o tempo de 15 segundos, com posterior lavagem com água e secagem com álcool isopropílico e jato de ar quente direcionado paralelamente à superfície da amostra.

A morfologia e a distribuição das ilhas martensíticas na matriz ferrítica dos aços DP1200 foram observadas por microscopia óptica.

3.3 AMOSTRAS PARA CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

O gráfico tensão-deformação das amostras, com enfoque no LRT e na elongação máxima, foi obtido no ensaio de tração. As amostras para esse ensaio foram confeccionadas seguindo o sentido de laminação das chapas e de acordo com a norma ASTM E8/E8M (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*), seção 6.3, Sheet-Type Specimens (amostras do tipo chapa-fina), adotando-se, dentre as três opções indicadas pela literatura, as dimensões para o corpo-de-prova subdimensionado (Figura 24), por se tratar de uma chapa de espessura 1,3 mm.

Figura 24 – Dimensões das amostras para o ensaio de tração



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Para obtenção do perfil de microdureza ao longo do cordão de solda, ZTA e metal-base, foi realizado o ensaio Vickers em intervalos de 0,20 mm utilizando carga de 500 g, utilizando o microdurômetro Shimadzu HMV-2T E (Figura 25).

Figura 25 – Microdurômetro Shimadzu HMV-2T E



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

3.4 SOLDAGEM DAS AMOSTRAS

Para a soldagem, foi utilizado o equipamento GMAW disponível no Instituto Federal do Piauí. O arame de soldagem utilizado foi o OK AristoRod 89 do fabricante ESAB, com diâmetro de 0,9 mm (Figura 26), o qual consiste em um arame de baixa liga e sem recobrimento de cobre, recomendado para aços de alta resistência. A composição química do eletrodo está indicada na Tabela 2. Esse metal de adição é indicado para aplicações que demandam elevada tenacidade e alta resistência a impactos sob baixas temperaturas (ESAB, 2020). A seleção do arame de soldagem partiu da

composição química, a qual é bastante semelhante à do metal base, assim como das propriedades mecânicas, indicadas na Tabela 2 e na Tabela 3

Tabela 2 – Composição química do arame de soldagem

Elemento	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
%p	0,081	1,75	0,8	2,22	0,41	0,533

Fonte: ESAB (2020)

Figura 26 – Eletrodo OK AristoRod 89



Fonte: ESAB (2020)

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do metal de adição

Condição	Limite de escoamento (MPa)	Tensão máxima (MPa)	Alongamento	Resistência ao Impacto
EN 80Ar/20CO ₂ (M21)	920	940	18%	47 J @ -40° C

Fonte: ESAB (2020)

A determinação dos parâmetros de soldagem foi determinada por testes realizados partindo dos valores indicados na ficha técnica do eletrodo e posterior inspeção visual, ensaios por líquido penetrante e seccionamento das amostras na busca por defeitos de soldagem. É válido ressaltar que, por se tratar de chapas finas, a faixa da variação dos parâmetros é bem estreita. Desta forma adotou-se os parâmetros os quais estão indicados na Tabela 4. A aferição da corrente de soldagem foi realizada diretamente utilizando do alicate amperímetro True-RMS Fluke 376 FC.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem

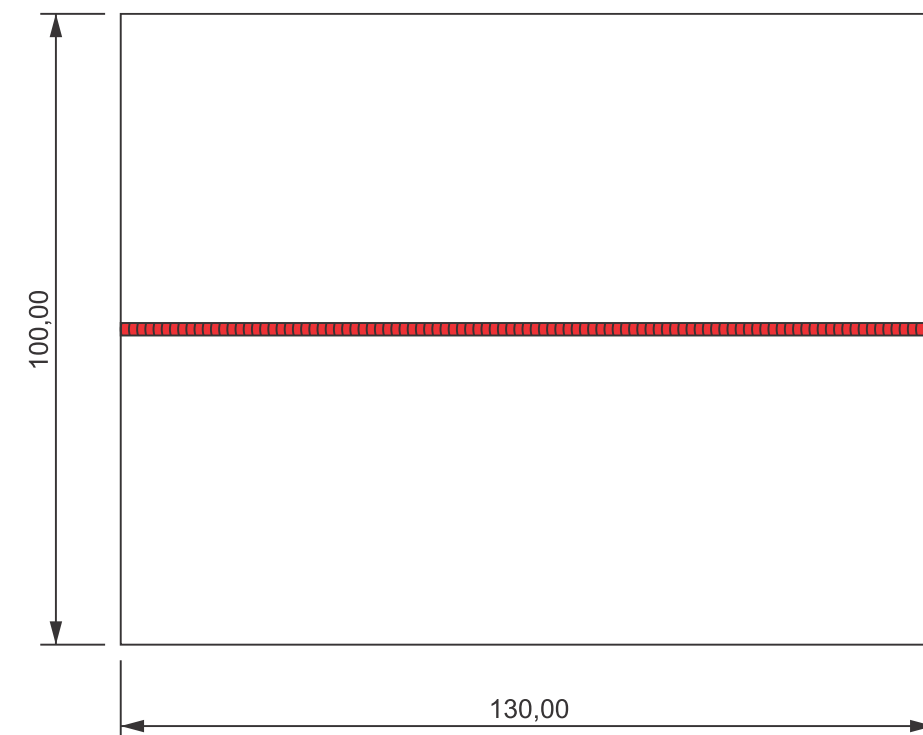
Corrente* (A)	Voltagem (V)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Velocidade de alimentação do arame (m/min)	Aporte térmico (J/mm)
80	18	840	3,2	98

* Valor médio registrado a partir de medições diretas

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

A atmosfera protetora utilizada consiste na mistura gasosa de 80% de Argônio e 20% de CO₂, comercialmente conhecida como Stargon C-18 e com código de correspondência da norma EN 439 igual a M21, alimentada com vazão de 15 l/min, seguindo recomendações do catálogo técnico da ESAB. As amostras foram soldadas longitudinalmente com a técnica puxando (a um ângulo de 80° com a horizontal) e com juntas de topo preparadas no formato “I”, resultando em chapas com as dimensões 200 mm x 50 mm x 1,3 mm (Figura 27).

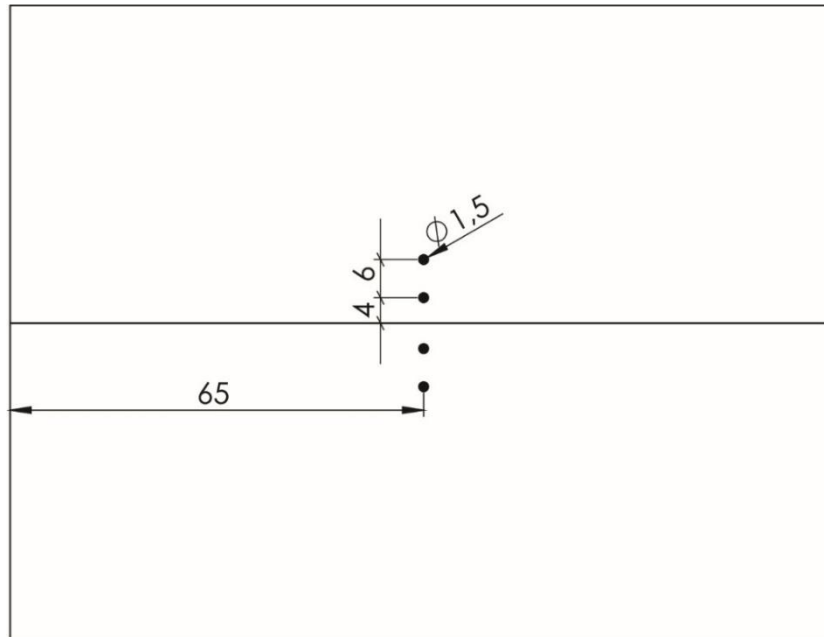
Figura 27 – Esquema das chapas soldadas



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

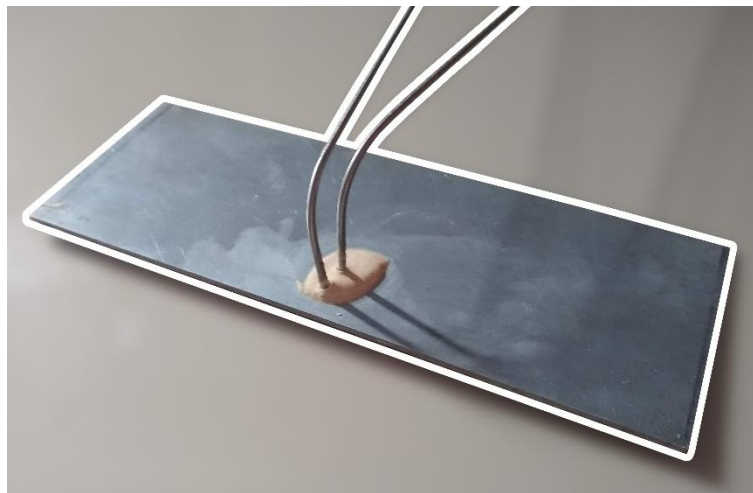
Para análise térmica, foram instalados 04 termopares idênticos durante o processo de soldagem para se obter dados acerca da velocidade de aquecimento e resfriamento (Figura 28 e Figura 29). Foram executados 04 furos passantes de diâmetro 1,5 mm em cada chapa distando 4 e 10 mm a partir da borda a qual seria unida posteriormente por soldagem. A fixação dos termopares foi feita através do adesivo de fixação para altas temperaturas (até 1425° C) OB-400 (Figura 30), do fabricante Omega Engineering®.

Figura 28 – Esquema de fixação dos termopares



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 29 – Chapa com termopares instalados



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

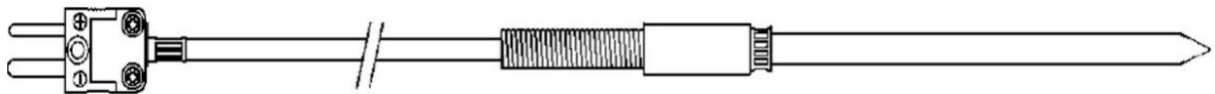
Figura 30 – Adesivo de fixação para altas temperaturas OB-400



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Cada termopar utilizado (Figura 31), do tipo K (CrAl), possui isolamento mineral, elemento simples, junta quente isolada, bainha de 500 mm fabricada em aço inox 310 com diâmetro igual a 1,5 mm, com pote liso para selagem de comprimento 25 mm e diâmetro 9 mm, e cabo flexível de isolamento PVC/PVC de 2 m de comprimento com conector mini-macho em baquelite com pinos chatos. A precisão do termopar, segundo o fabricante, é de $\pm 0,75\%$ ou $\pm 2,2^\circ \text{C}$.

Figura 31 – Desenho esquemático do termopar



Fonte: MIT Exacta (2021)

Os dados de cada termopar foram registrados por intermédio de um *data logger* de 4 canais de modelo Ex-Data-4SD do fornecedor Mit Exacta, os quais foram automaticamente salvos no formato de arquivo .csv (*comma separated values* – valores separados por vírgulas) em um cartão de memória do tipo SD e posteriormente importados nos softwares Origin® e Excel® para análise e elaboração de gráficos.

Figura 32 – Data logger de 04 canais para termopares



Legenda: **a)** Data logger com maleta; **b)** Detalhe da entrada dos termopares
Fonte: Elaborado pelo autor (2021).

A análise das amostras por difração de raios-X foi realizada no Laboratório de Materiais da Universidade Federal do Piauí. Em suma, todas as análises utilizaram o aço DP1200 nas condições *as received* e soldado. Em todas as etapas de cada processo, as amostras foram submetidas a preparação metalográfica através de lixamento com folhas de grana 120, 320, 400, 600 e 1200, respectivamente, e polimento posterior; observação por microscopia óptica; ensaio de tração; ensaio de microdureza *Vickers*; ensaio de difração de raios-x (DRX); ensaio de fluorescência de raios-X (FRX).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO METAL “COMO RECEBIDO”

Os componentes químicos do aço DP1200 na condição *como recebido* estão indicadas na Tabela 5. O cálculo do carbono equivalente foi realizado de acordo com a fórmula de IIW (International Institute of Welding) expressa na Equação (12), a qual, de acordo com YURIOKA (2001), é a mais adequada para os AHSS. O valor obtido foi de 0,621, o que indica um material de boa soldabilidade, confirmando o que é característico dos aços avançados da 3ª geração.

Tabela 5 – Composição química do aço DP1200

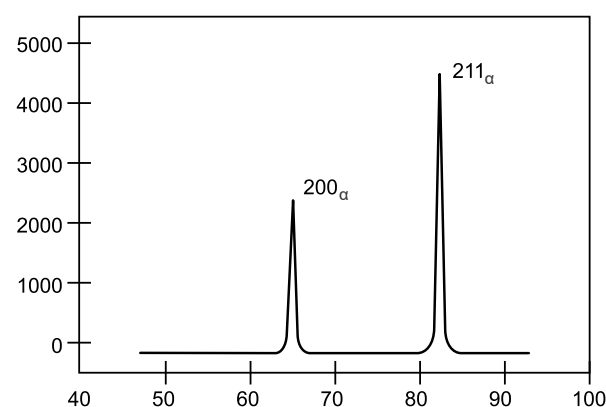
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	Mo
p%	0,12	0,29	2,30	0,009	0,0023	0,53	0,021	0,020

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (12)$$

O difratograma, disponível na Figura 33, indica picos concentrados em 200 e 211, indicando as fases de estrutura CCC, as quais podem ser ferrita ou martensita². A microestrutura do aço revelada na microscopia óptica ratifica a presença de martensítica e ferrita na forma clássica dos aços DP1200, a qual consiste em ilhas martensíticas rodeadas por uma matriz ferrítica.

Figura 33 – Difratograma do aço DP1200

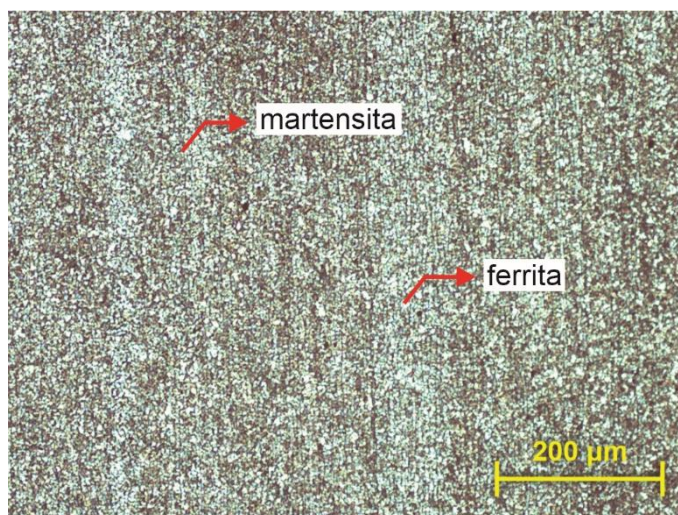


Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

² A estrutura da martensita é semelhante à TCC, mas, para fins de análise de difratogramas, considera-se a estrutura como CCC.

As imagens obtidas por microscopia óptica (Figura 34) revelaram a microestrutura do aço, onde podem ser identificadas as fases martensita (áreas escuras) e ferrita (áreas claras). Quanto à disposição das fases, é observável que há a coexistência do formato clássico de distribuição das ilhas martensíticas assim como estruturas do tipo *chained-like*.

Figura 34 – Microestrutura do aço DP1200



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL BASE

A dureza do metal base, parâmetro para posterior comparação com o perfil de dureza obtido ao longo da solda e da ZTA, apresentou valor médio de 289 HV (Tabela 6). É notável, também, a certa variação da dureza ao longo dos pontos medidos. Tal resultado poderia contrastar com o fato de existirem ilhas martensíticas, o que implicaria em maior dureza; no entanto tais ilhas são bastante pequenas e distribuídas ao longo da matriz ferrítica a ponto de cada indentação deformar um arquipélago e, portanto, resultar em uniformidades nos valores, mencionando-se, ainda, que tais flutuações são comuns ao ensaio de microdureza.

Tabela 6 – Valores de microdureza para o metal base

Indentação	01	02	03	04	05	06	07	08	09	10	MÉDIA
Dureza (HV)	304	301	296	279	286	268	262	287	306	305	289

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Os ensaios de tração, com o intuito de ratificar as informações fornecidas pelo fabricante do metal base, confirmaram-nas, dado que as amostras têm valores médios de LRT, deformação específica máxima e limite de ruptura iguais, respectivamente, a 1235,7 MPa, 26,3% e médio de 1088,7 MPa. Além disso, faz-se necessário ressaltar que o material apresenta comportamento semelhante ao de materiais frágeis, isto é, sem limite de escoamento claramente definido, porém com deformações específicas bastante elevadas, combinação essa obtida para os AHSS.

Tabela 7 – Valores obtidos no ensaio de tração do metal base

Amostra	Tensão máxima (MPa)	Limite de ruptura (MPa)	Elongação máxima (%)
CP 01	1258,8	1176,4	26,5
CP 02	1238,9	1183,0	25,8
CP 03	1230,7	1011,1	27,3
CP 04	1212,7	984,4	25,6
MÉDIA	1235,7	1088,7	26,3

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

4.3 ANÁLISE TÉRMICA DA SOLDAGEM

Este tópico visa comparar os dados obtidos via simulação computacional pelos softwares MatLab®, Origin® e Excel® com aqueles obtidos experimentalmente. A fim de apresentar as informações de forma clara, os parágrafos a seguir iniciam com os parâmetros obtidos da primeira forma.

O processo para obtenção dos dados analíticos acerca dos parâmetros térmicos na soldagem parte dos parâmetros iniciais. Além daqueles apontados Tabela 4, existem os que são intrínsecos ao material soldado, indicados na tabela a seguir.

Tabela 8 – Propriedades termodinâmicas do material soldado

Condutividade térmica ($kJ/m \cdot s \cdot K$)	Massa específica (g/cm^3)	Calor específico ($J/kg \cdot K$)	Temperatura de fusão ($^{\circ}C$)
41,0	7,1	637,7	1527

Fonte: KOU (2003)

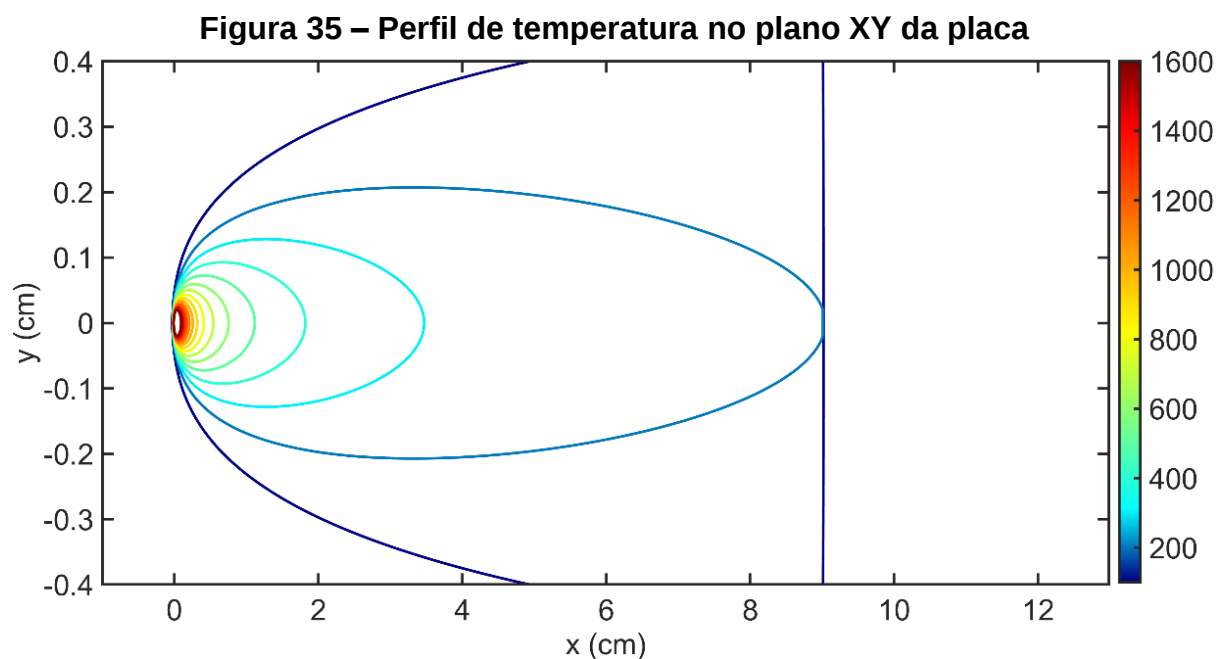
A partir da composição química, foram estimadas as temperaturas de austenização (A_1) e de início da solidificação (T_s), obtendo-se os valores de 673,1°C e 1526,1°C, respectivamente, por meio das equações (10) e (11), o que já é esperado,

visto que os elementos de liga presentes no aço altera o tamanho do campo austenítico apesar de não terem efeito pronunciado no deslocamento da temperatura de fusão (ASKELAND; WRIGHT, 2015).

Com o intuito de confirmar a hipótese de que a chapa soldada pode ser tratada como uma chapa fina, e, assim aplicar os modelos analíticos para esse caso, foi calculado o parâmetro espessura relativa (τ), equação (2), obtendo-se o número adimensional 0,27 (menor que 0,6) confirmando a hipótese de chapa fina, termo o qual será omitido doravante para evitar redundâncias.

O valor obtido para A_1 no parágrafo acima valida a aplicação do cômputo da taxa de resfriamento de 800°C a 500°C ($\Delta t_{8/5}$), equação (8), para a qual obtém-se o valor de 48,1°C/s.

O perfil de temperatura, obtido através do algoritmo disponibilizado no Apêndice A - , está indicado na Figura 35. O código foi ajustado de tal maneira que as linhas isotermas “distam” 100°C entre si, isto é, têm incremento de 100 graus Celsius.



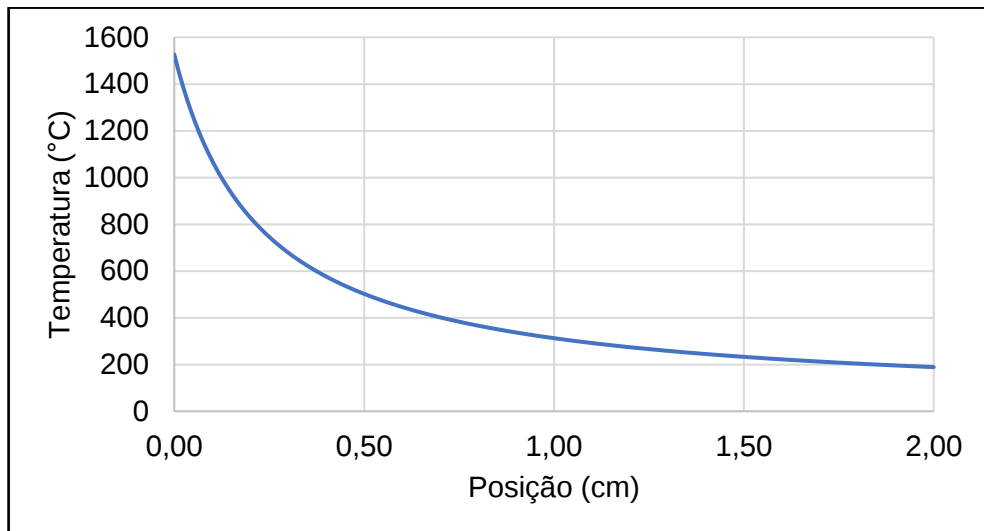
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

A escala gráfica à direita colorida foi configurada para a faixa de 100 a 1600°C no espectro das cores azul até vermelha, proporcionando uma melhor visualização. A faixa amarela foi ajustada de forma a iniciar a 1000°C e findar em 800°C; a verde, em 800 e 500°C, respectivamente. Dessa forma, pode-se observar que há a incidência de altas temperaturas a até 1,6 mm na direção transversal ao cordão de solda, o que leva à

interpretação de que a ZTA verdadeira possui extensão próxima desse patamar.

As temperaturas de pico ao longo da seção transversal do cordão de solda foram determinadas a partir da equação (9). A Figura 36 ilustra as temperaturas de pico em função posição.

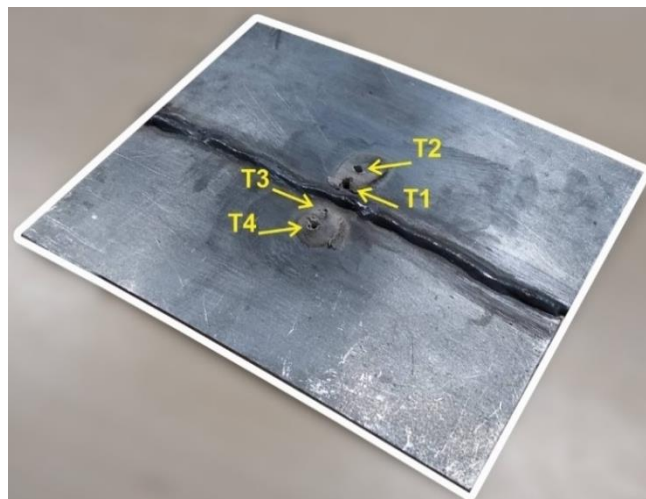
Figura 36 – Temperaturas de pico na direção transversal ao cordão de solda



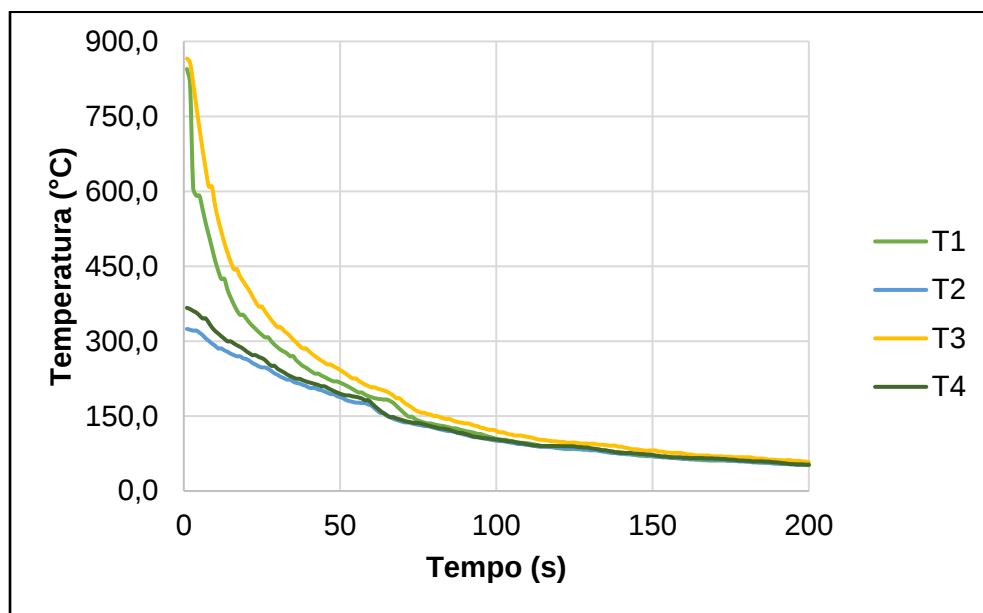
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Os dados obtidos experimentalmente foram plotados na forma de gráficos nos quais o eixo das abscissas correspondendo ao tempo (em segundos) e o eixo das ordenadas indicando a temperatura (em graus celsius). Cada gráfico foi plotado ajustando-se o tempo inicial $t = 0$ para a temperatura máxima medida em cada termopar. O posicionamento e identificação de cada termopar está indicado na figura a seguir.

Figura 37 – Posicionamento dos termopares



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 38 – Curva de resfriamento plotada para os termopares

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Para cada curva de resfriamento obtida individualmente nos termopares foi traçada uma curva de ajuste, obtida por métodos iterativos no software Origin® a partir do comando Fit e pré-selecionando, isto é, indicando como dado de entrada, o ajuste para funções exponenciais do tipo descrito na equação (13).

$$T(t) = A + B \cdot e^{k \cdot t} \quad (13)$$

onde:

T é a temperatura obtida no termopar, em graus celsius;

A , B e k são constantes obtidas para cada termopar;

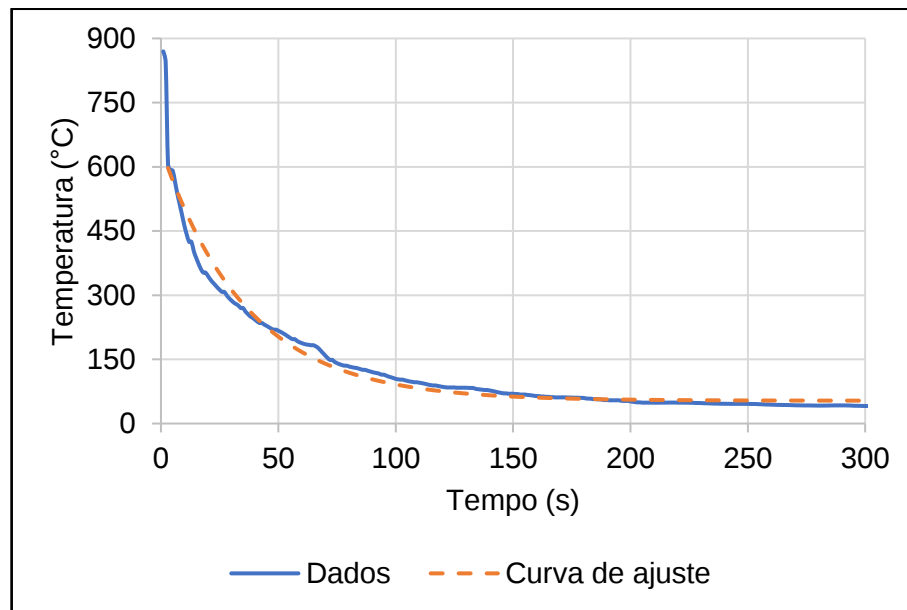
t corresponde ao tempo, em segundos.

Os valores de ajustados para a A , B e k estão indicados na tabela abaixo.

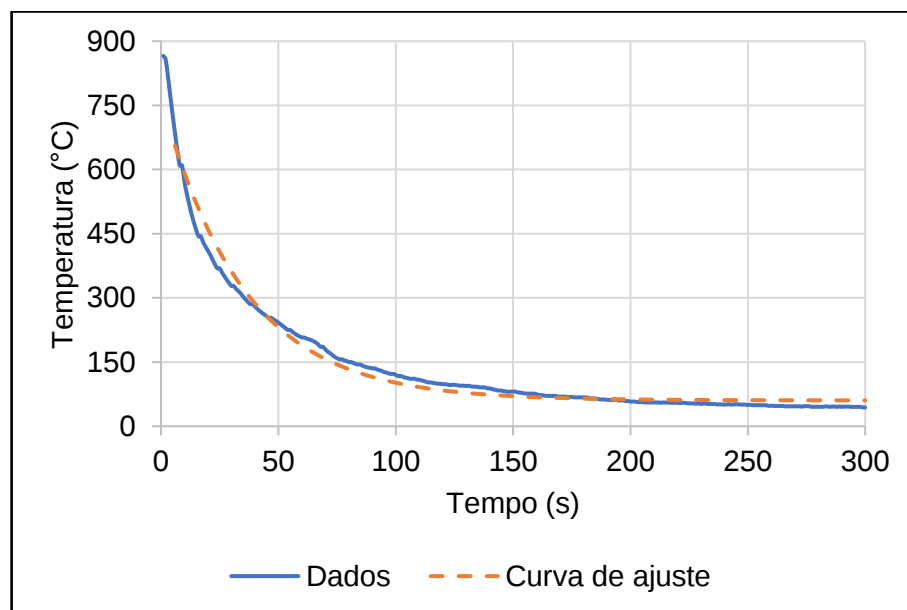
Tabela 9 – Parâmetros das curvas de ajuste para o resfriamento

Termopar	A (°C)	B (°C)	k (s ⁻¹)	Curva de ajuste
01	53,4	590,5	-0,0274	$T = 53,4 + 590,5 \cdot e^{-0,0274 \cdot t}$
02	37,8	300,9	-0,0149	$T = 37,8 + 300,9 \cdot e^{-0,0149 \cdot t}$
03	60,4	705,8	-0,0284	$T = 60,4 + 705,8 \cdot e^{-0,0284 \cdot t}$
04	41,6	333,2	-0,0163	$T = 41,6 + 333,2 \cdot e^{-0,0163 \cdot t}$

Fonte: Elaborado pelo autor (2021).

Figura 39 – Curva de resfriamento para o termopar 01

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 40 – Curva de resfriamento para o termopar 03

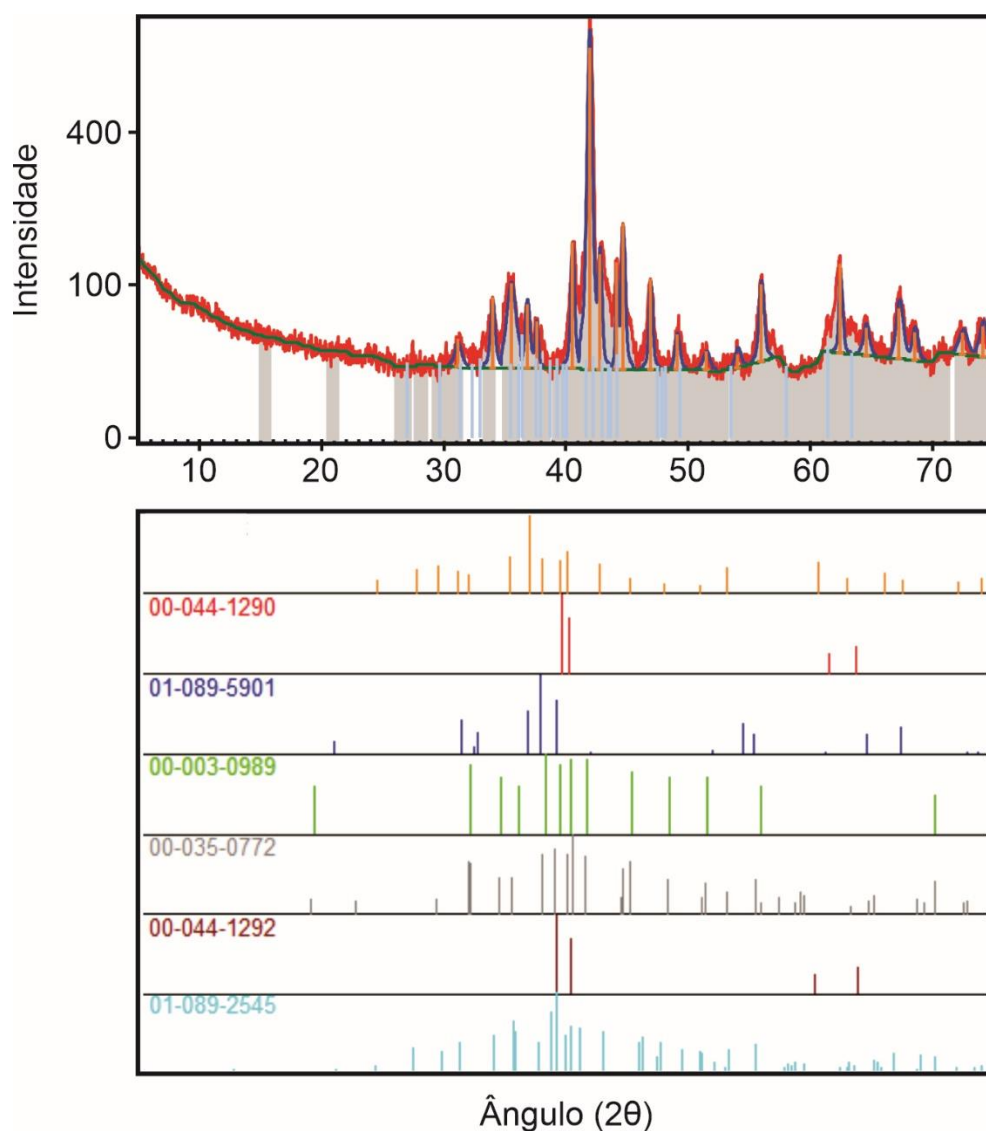
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

A obtenção das taxas de resfriamento real a partir dos dados da curva foi feita diretamente pelo método da regressão linear entre os pontos de temperatura mais próximos de 800 e 500°C. O valor médio obtido foi de 45°C/s, bastante próximo do obtido anteriormente de forma analítica.

4.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS CHAPAS SOLDADAS

Dado que a difração de raios-x contribui para identificar diretamente as fases presentes, mas não os microconstituintes, é possível ter o panorama de prováveis candidatos, discutidos anteriormente no tópico 2.1. O ensaio por DRX (Figura 41) indicou a presença de ferrita, martensita, cementita (Fe_3C), carbeto de ferro (Fe_2C) e carbeto de ferro-manganês, $(Fe, Mn)_5C_2$. O último apresenta estrutura idêntica à cementita e se distribui na forma de precipitado coerente na estrutura Fe-C (DUGGIN, M. J.; COX, D.; ZWELL, 1966) e, portanto, não é distinguível na microscopia óptica.

Figura 41 – Difratoograma da junta soldada

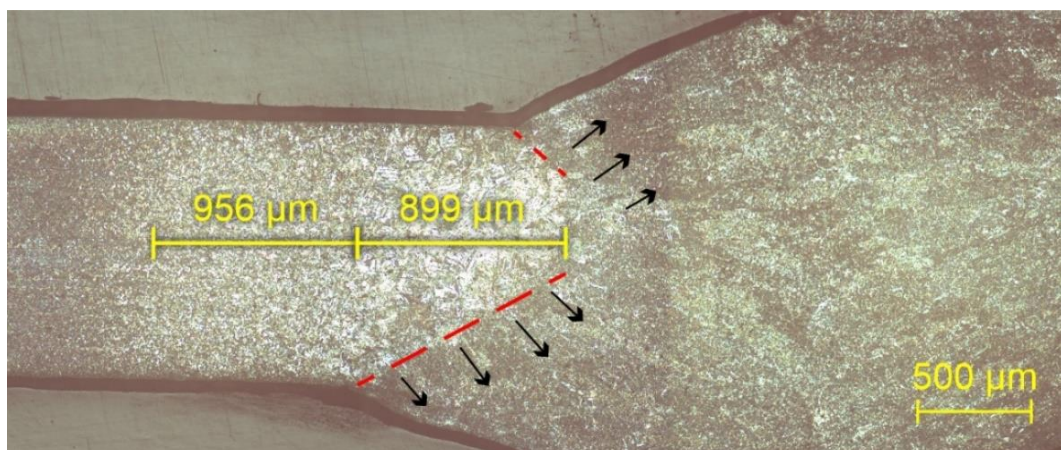


Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

As imagens da microestrutura, obtidas por microscopia óptica, possibilitaram a visualização das fases presentes, a indicação da granulometria obtida e a extensão de cada região formada por diferentes fases.

A figura a seguir ilustra as mudanças na microestrutura desde o metal de solda, passando pela ZTA, e estendendo-se ao metal base. É possível verificar com nitidez as seguintes alterações: no metal de solda, observa-se uma estrutura bastante refinada e com grãos equiaxiais; na ZTA grosseira, cuja extensão total é de 899 μm e da qual pode-se distinguir como microconstituente a fase martensítica grosseira; pode-se distinguir a transição para o metal base, com extensão de 956 μm , onde há predominância das fases perlítica fina e bainita (ALVES et al., 2018). As setas em negrito realçam a direção de crescimento epitaxial dos grãos.

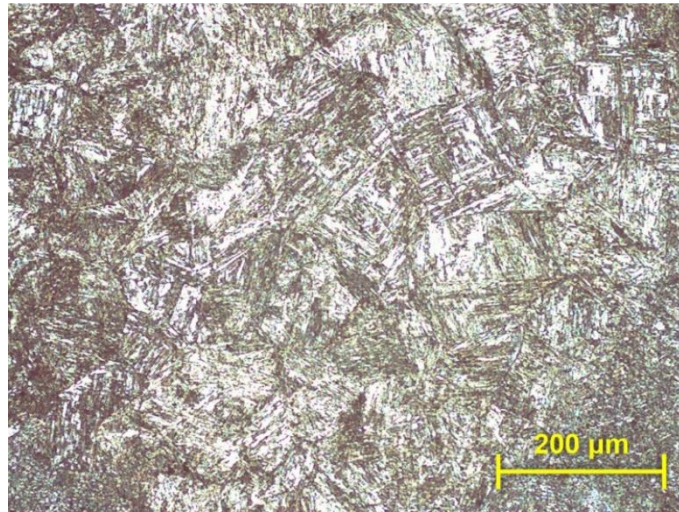
Figura 42 – Microscopia do corte transversal da amostra soldada (4x)



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

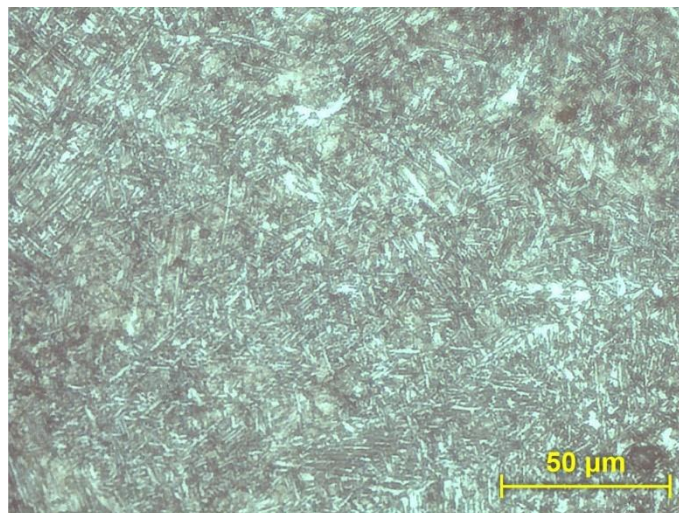
Nas próximas duas figuras estão indicadas as microscopias para a ZTA, da qual pode-se distinguir duas zonas, a saber: a) mais próximo da zona fundida, uma região predominantemente martensítica (Figura 43), indicada como a sub-região de crescimento de grãos e; b) um campo com estrutura de Widmanstätten (Figura 44), tratando-se da sub-região de refino de grão. Resultados similares foram reportados por AHIALE et al. (2013), GHOSH (1990) e SAHA et al. (2014).

Figura 43 – Microscopia da ZTA, região martensítica de granulação grosseira (10x)



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 44 – Microscopia da ZTA, estrutura de Widmanstätten (10x)

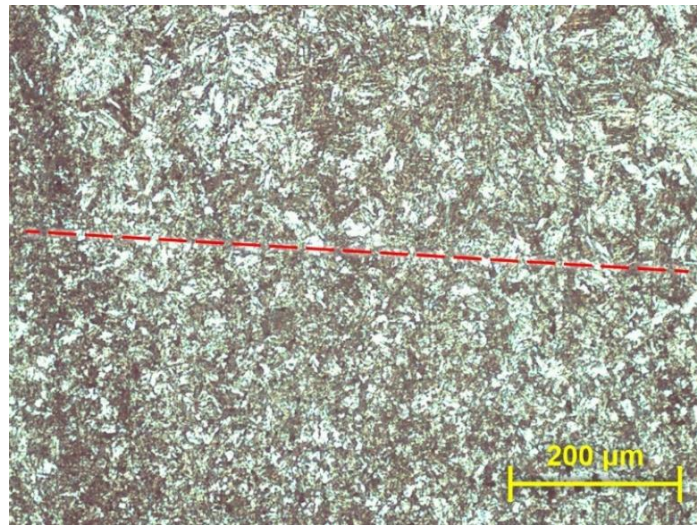


Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Durante o processo de soldagem, as regiões indicadas nas figuras acima sofreram aquecimento acima da linha A_3 com posterior resfriamento rápido, resultando em estruturas martensíticas e de Widmanstätten (AHIALE; OH, 2014).

A transição da ZTA para a zona fundida, ilustrada na Figura 45, ratifica a mudança gradual da região do metal de solda para uma região de grãos martensíticos. A linha vermelha facilita tal observação, onde pode-se distinguir uma fronteira entre grãos mais finos e mais grosseiros.

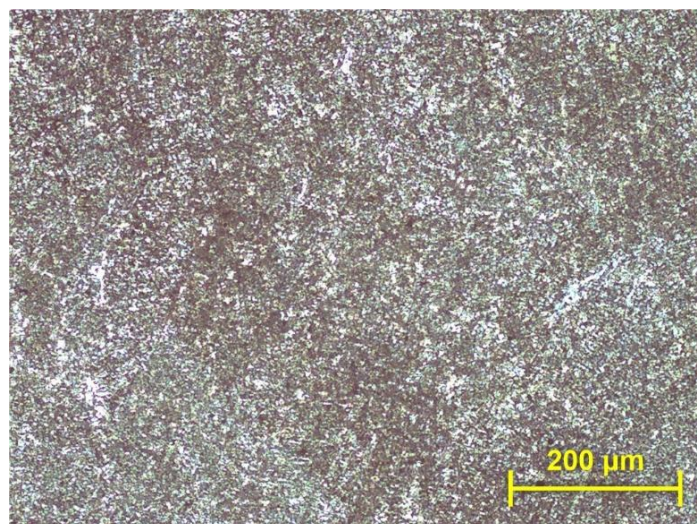
Figura 45 – Microscopia da transição da ZTA para a zona fundida (10x)



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

A zona fundida geralmente apresenta microestruturas diversas e complexas devido à difusão, ao aporte térmico e à taxa de resfriamento, traduzidas em amplas transformações de fases e reações no estado sólido (KOU, 2003). A Figura 46 ilustra a zona fundida da solda, a partir da qual identificou-se as fases perlita e bainita (AHIALE; OH, 2014).

Figura 46 – Microscopia para a zona fundida (10x)



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Apesar de não ser possível de distinguir na microscopia óptica, muito provavelmente o carbeto de ferro-manganes se encontra difundido nessa região, resultado ratificado pelas altas temperaturas ali alcançadas, favorecendo a reação para

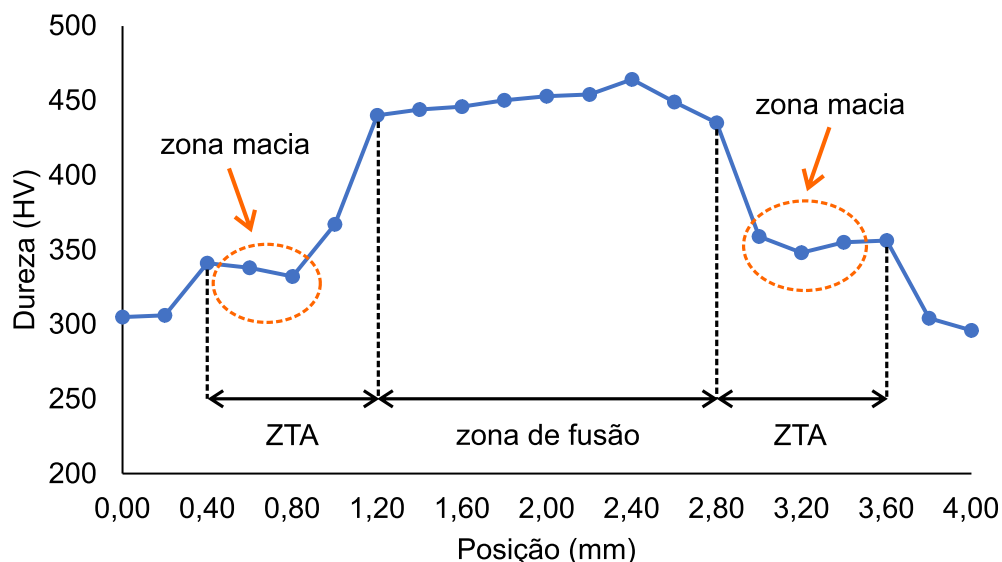
formação de carbeto e pela elevação de dureza posteriormente indicada no perfil de microdureza.

As microestruturas anteriormente apresentadas encontram-se refinadas. Devido à impossibilidade da separação visual e quantificação das fases por parte do microscópio ótico, não foi possível uma quantificação detalhada das fases.

4.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS CHAPAS SOLDADAS

Os resultados obtidos para o perfil de microdureza (Figura 47) indicam uma variação ao longo da junta soldada. Analisando a partir do cordão de solda, isto é, da zona de fusão, tem-se um valor médio uniforme de 448 HV, o qual sofre um decréscimo para um patamar de valor médio de 350 HV na ZTA, com posterior queda para o patamar de 290 HV ao chegar no metal base. Foi possível, também, a zona macia, onde há uma queda local para 335 HV. As extensões do comprimento da zona fundida e da região grosseira da ZTA, estimadas a partir desse ensaio, são de 1,60 mm e 0,80 mm, respectivamente.

Figura 47 – Perfil de microdureza para a junta soldada

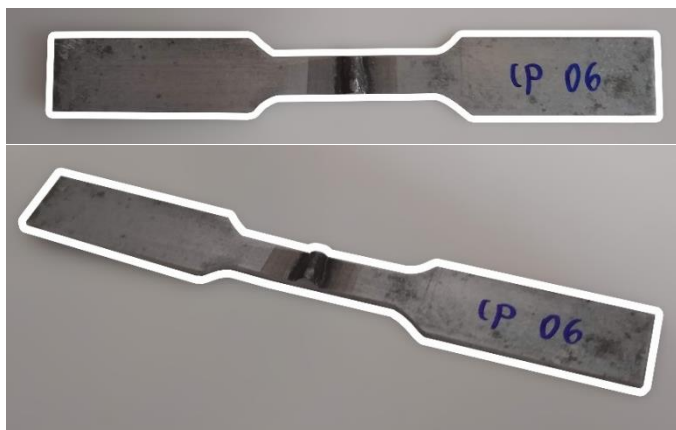


Fonte: Elaborado pelo ator (2021)

A zona macia, destacada na figura acima, tem redução características no valores de dureza da ZTA (BANDYOPADHYAY et al., 2016). Tal comportamento ao longo de todo o perfil de dureza converge para resultados semelhantes aos reportados por ALVES et al. (2018).

Os corpos de prova (Figura 48), deformados até a fratura com velocidade de 1 mm/min no ensaio de tração apresentaram comportamento típico dos AHSS, descritos anteriormente, fato esse confortavelmente esperável, pois os processos de soldagem, em geral, não aumentam a ductilidade do material, tampouco reverterem o comportamento do metal para aquele clássico dos materiais dúcteis.

Figura 48 – Corpos de prova antes do ensaio de tração



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

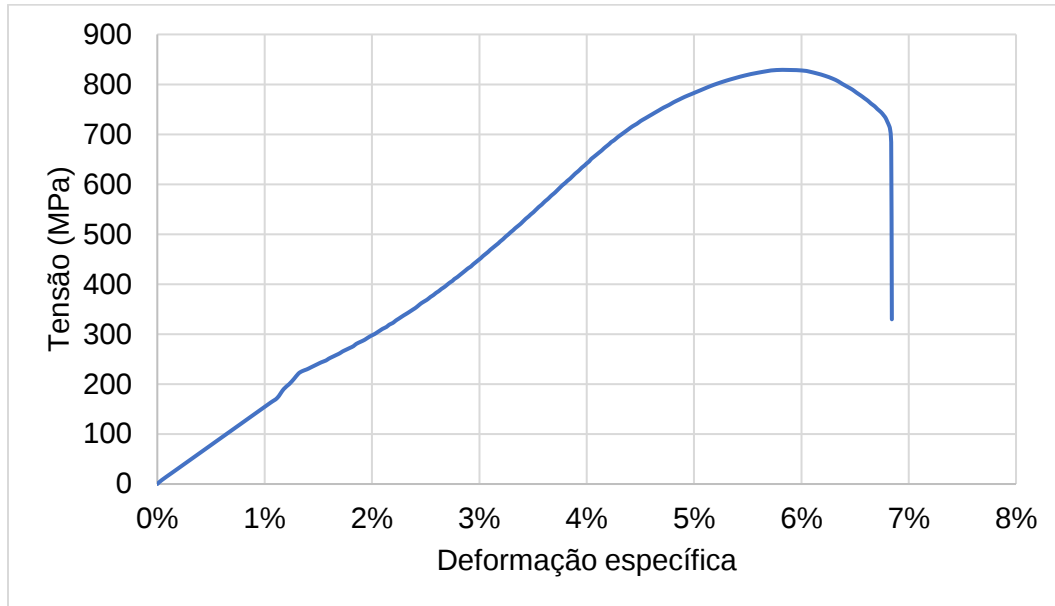
Os resultados obtidos no ensaio, indicados na Tabela 10, mostram que houve redução nos valores do LRT, o qual reduziu de 1236 para 804 MPa; da tensão de ruptura, caindo de 1089 para 686 MPa; e da deformação linear específica, a qual diminuiu de 26,3% para 9,5%. O gráfico da Figura 49 e a fotografia do corpo de prova fraturado em um ângulo de 90° (Figura 50) ratificam o comportamento frágil do material no diagrama tensão-deformação.

Tabela 10 – Valores obtidos no ensaio de tração

Corpo de prova	Tensão máxima (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Elongação máxima (%)
CP01	828,7	708,7	6,8
CP02	856,6	728,6	8,2
CP03	802,7	786,6	11,3
CP04	742,2	649,9	11,1
CP05	775,1	541,2	9,8
CP06	816,4	698,8	9,7
MÉDIA	803,6	685,6	9,5

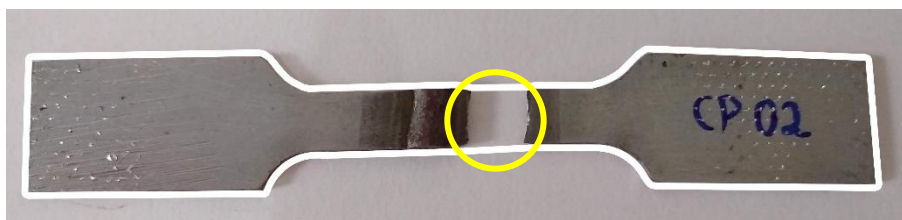
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 49 – Gráfico Tensão x Deformação para o aço DP1200 soldado



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 50 – Corpo de prova fraturado no ensaio de tração



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

5 CONCLUSÃO

A soldagem com processo GMAW para os aços dual-phase se constitui numa alternativa bastante viável no que diz respeito às propriedades mecânicas apresentadas, pois foi verificado que as reduções nos limites de resistência à tração e alongação máxima sofreram reduções dentro de faixas aceitáveis.

A pesquisa aqui apresentada constitui uma boa fonte para avaliações do processo de soldagem GMAW para o aço DP1200 variando os parâmetros de soldagem e espessuras das chapas soldadas, visto que se trata de uma contribuição nova para o meio acadêmico.

Quanto à análise térmica, verificou-se que os modelos matemáticos propostos convergem para os dados obtidos experimentalmente por intermédio de termopares, validando que tais soluções analíticas também se aplicam aos aços DP1200.

Microestruturalmente, notou-se que os aços DP1200, por se tratar de aços com baixos teores de elementos de liga, têm comportamento da evolução da microestrutura análogo aos demais aços da categoria. Confirmou-se, inclusive, as alterações previstas que aconteceriam na microestrutura na forma de ilhas martensíticas desses aços, o que não é algo deveras surpreendente, por se tratar de um material submetido a um novo ciclo térmico diferentíssimo daquele necessário à sua fabricação.

A partir dos dados apresentados, pode-se dimensionar o aço DP1200 soldado pelo processo GMAW para diversas aplicações, sobretudo automotivas, finalidade para os quais tais materiais foram desenvolvidos.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aprofundar os dados e torná-los mais robustos por meios do ensaio de dilatométrica, a fim de identificar as temperaturas exatas para as quais há transformação de fases;
- Comparar as análises térmicas com softwares comerciais, tais como Geeble®, ThermoCalc® e Sysweld®;
- Amplificar as análises das imagens das amostras por microscopia eletrônica de varredura e microscopia eletrônica de transmissão;
- Analisar as contribuições individuais de cada fase para as propriedades mecânicas por meio de ensaios de nanoindentação.

REFERÊNCIAS

- ADAMS JR, C. M. Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. **Welding Journal**, v. 37, n. 5, p. 210–215, 1958.
- AHIALE, G. K. et al. Microstructure and fatigue resistance of high strength dual phase steel welded with gas metal arc welding and plasma arc welding processes. **Metals and Materials International**, v. 19, n. 5, p. 933–939, 2013.
- AHIALE, G. K.; OH, Y. J. Microstructure and fatigue performance of butt-welded joints in advanced high-strength steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 597, p. 342–348, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.007>>.
- ALVES, P. H. O. M. et al. Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 252, n. April 2017, p. 498–510, 2018. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.008>>.
- ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 3. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2015.
- ASM. **ASM Metals HandBook - Vol. 1 (Properties and selection)**. 10. ed. New York: ASM International, 1993.
- AWS, A. W. S. **Standard Welding Terms and Definitions**. [S.l: s.n.], 2001.
- BANDYOPADHYAY, K. et al. Materials Science & Engineering A Microstructures and failure analyses of DP980 laser welded blanks in formability context. **Materials Science & Engineering A**, v. 652, p. 250–263, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.091>>.
- BHATTACHARYA, D. Microalloyed Steels for the Automotive Industry. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, p. 371–383, 2014.
- BILLUR, E.; ALTAN, T. Three Generations of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications, Part I, The First Generation. **Stamping Journal**, v. Nov/Dec, n. December 2013, p. 16–17, 2013.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- CAO, S. C. et al. Nature-Inspired Hierarchical Steels. **Scientific Reports**, v. 8, n. 1, p. 1–7, 2018. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1038/s41598-018-23358-7>>.
- CHATTERJEE, S. et al. Design and Development of Galvannealed Dual-Phase Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Weldability. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 28, n. 1, p. 231–241, 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11665-018-3804-x>>.
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica**. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1914.

DE LA CONCEPCIÓN, V. L.; LORUSSO, H. N.; SVOBODA, H. G. Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steels. **Procedia Materials Science**, v. 8, p. 1047–1056, 2015. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.167>>.

DUGGIN, M. J.; COX, D.; ZWELL, L. Structural studies of the carbides (Fe,Mn)₃C and (Fe,Mn)₅C₂. **AIME Met Soc Trans**, v. 236, n. 9, p. 1342–1346, 1966.

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1992.

ESAB. **OK Aristorod 89**. Contagem: ESAB, 2020.

FORTES, C. **Metalurgia da soldagem**. 2. ed. Contagem: ESAB, 2005.

FRIEDMAN, E. Thermomechanical Analysis of the Welding Process Using the Finite Element Method. **ASME. J. Pressure Vessel Technol**, v. 97, n. 3, p. 206–213, 1975.

GHASSEMI-ARMAKI, H. et al. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel. **Acta Materialia**, v. 62, n. 1, p. 197–211, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.001>>.

GHOSH, P. K. **Pulse Current Gas Metal Arc Welding**. Singapore: Springer, 2017.

_____. Thermal Cycle and Microstructure of Heat Affected Zone (HAZ) of Flash Butt Welded Mn-Cr-Mo Dual Phase Steel. **Isij International**, v. 30, n. 4, p. 317–324, 1990.

HAN, Q. H. et al. Microstructure and properties of microalloyed cold rolled DP1000 steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 18, n. 5, p. 52–58, 2011. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(11\)60065-4](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60065-4)>.

ION, J. C., EASTERLING, K. E.; ASHBY, M. F. A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in welds. **Acta Metallurgica**, v. 32, n. 11, p. 1949–1962, 1984.

JHAVERI, P.; MOFFATT, W. G.; ADAMS, C. M. Effect of plate thickness and radiation of heat flow in welding and cutting. **Welding Journal**, v. 41, n. 1, p. 12–16, 1962.

KEELER, S.; MENACHEM, K.; PETER, J. M. **Advanced high-strength steels application guidelines V6**. World Auto Steel. [S.l.]: World Auto Steel, 2016.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.

KUZIYAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry: A review. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, n. 2, p. 103–117, 2008. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6)>.

LI, Y. et al. Deformation response of 1200 MPa grade martensite-ferrite dual-phase steel under high strain rates. **Materials Science and Engineering A**, v. 750, n.

December 2018, p. 40–44, 2019.

MA, C. et al. Microstructure and fracture characteristics of spot-welded DP600 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 485, n. 1–2, p. 334–346, 2008.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 1. ed. São Paulo: GEN LTC, 2017.

PARK, G.; BAE, G.; LEE, C. Characterization of Mechanical and Metallurgical Notch Effects of DP980 Steel Weld Joints in Fatigue Performance. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 50, n. 3, p. 1294–1307, 2019.

PARK, K. et al. Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 604, p. 135–141, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.058>>.

PHILLIPS, D. H. **Welding engineering**. 1. ed. West Sussex: John Wiley & Sons, 2016.

RAMAZANI, A. et al. Micro-macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 589, p. 1–14, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.056>>.

ROSENBERG, G.; SINAIÓVÁ, I.; JUHAR, L. Effect of microstructure on mechanical properties of dual phase steels in the presence of stress concentrators. **Materials Science and Engineering A**, v. 582, p. 347–358, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.035>>.

ROSENTHAL, D. Mathematical Theory of Heat Distribution during Welding and Cutting. **Welding Journal**, v. 20, p. 220–234, 1941.

SAHA, D. C. et al. Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 607, p. 445–453, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.034>>.

SARWAR, M.; PRIESTNER, R. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. **Journal of Materials Science**, v. 31, n. 8, p. 2091–2095, 1996.

SVOBODA, H.; LORUSSO, H. N.; BURGUEÑO, A. Soldadura de aceros dual phase en chapa fina: GMAW, PAW y RSW. **Soldagem e Inspecao**, v. 16, n. 2, p. 165–176, 2011.

ULSAB CONSORTIUM. **UltraLight Steel Auto Body Final Report**. American Iron and Steel Institute. [S.l.: s.n.], 1998. Disponível em: <www.autosteel.org>.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; DE MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1992.

WANG, X. N. et al. Microstructure and fracture behavior of laser welded joints of DP steels with different heat inputs. **Materials Science and Engineering A**, v. 699, n. January, p. 18–25, 2017. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.078>>.

YURIOKA, N. Physical Metallurgy of Steel Weldability. **ISIJ International**, v. 41, n. 6, p. 566–570, 2001.

ZHANG, F. et al. Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior. **Materials Science and Engineering A**, v. 659, p. 93–103, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.048>>.

APÊNDICES

APÊNDICE A - ALGORITMO PARA OBTENÇÃO DAS ISOTERMAS NO PLANO XY

% PARÂMETROS DE SOLDAGEM

```
% V = Tensão de soldagem [V]
% I = Corrente de soldagem [A]
% eta = Rendimento
% v1 = Velocidade de soldagem [mm/min]
% v = Velocidade de soldagem [m/s]
% T_0 = Temperatura inicial da chapa [°C]
% H_net = Aporte térmico líquido
% Q_net = Energia de soldagem líquida
```

```
clear all;
V = 18;
I = 80;
eta = 0.8;
v1 = 840;
T_0 = 37;
v = v1/60000;
H_net = V*I*eta/v;
Q_net = V*I*eta;
```

% PROPRIEDADES DA CHAPA SOLDADA

```
% b = Espessura da chapa [mm]
% k = Condutividade térmica [W/m·K]
% rho = Massa específica [g/cm³]
% c = Calor específico [J/g·K]
% alpha = Difusividade térmica
% tau = Espessura relativa
```

```
b = 1.3;
k = 41;
rho = 7.1;
c = 0.638;
alpha = k / (rho*c);
tau = b * ( (rho*c*(800-T_0) ) / H_net )^0.5;
```

% PROCESSO ITERATIVO PARA OBTENÇÃO DAS CURVAS

```
pts = 1000;
dt = 0.1;
larg = 0.08;

xzero = -0.1;
y = linspace(-larg/2,larg/2,pts);
x = zeros(1,pts);
z = linspace(-b,0,pts);
tempo = zeros(1,pts);
T = zeros(pts,pts);
TZ = zeros(pts,pts);
```

```

for a=1:pts
    tempo(a) = dt*(a-1);
    x(a) = xzero + v*tempo(a);
    for i=1:length(y)
        r = sqrt((x(a))^2+y(i)^2);
        rz = sqrt((x(a))^2);
        argb = v*r/(2*alpha);
        argbz = v*rz/(2*alpha);
        vlrb = bessell(0,argb);
        vlrbz = bessell(0,argbz);
        T(i,a) = T_0 + Q_net/(2*pi*k*b) * exp(v*x(a)/(2*alpha)) * vlrb;
        TZ(i,a) = T_0 + Q_net/(2*pi*k*b) * exp(v*x(a)/(2*alpha)) * vlrbz;
    end
end

```

% PLOTAGEM DAS ISOTERMAS

```

figure(1)
[X,Y]=meshgrid(x*10,y*10);
contour(X,Y,T,0:100:1600)
title('Temperatura no plano XY da placa')
xlabel('x (cm)'); ylabel('y (cm)'); zlabel('z');
xmin=min(x);
ylarg=larg/2;
view([0,0,1])
colorbar

```