

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas –
Mestrado Profissional

Eugênio Toledo de Carvalho

AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A PONTO POR RESISTÊNCIA DE AHSS
ELETROGALVANIZADOS DA CLASSE DE 1000 MPa DE LIMITE DE
RESISTÊNCIA

Belo Horizonte

2025

Eugênio Toledo de Carvalho

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A PONTO POR RESISTÊNCIA DE AHSS
ELETROGALVANIZADOS DA CLASSE DE 1000 MPa DE LIMITE DE
RESISTÊNCIA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional (PPGEM) da Universidade Federal de Minas Gerais como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Orientador: Dr. Paulo Roberto Cetlin

Coorientador: Dr. Tadeu Messias Donizete Borba

Belo Horizonte

2025

C331a

Carvalho, Eugênio Toledo de.

Avaliação da soldabilidade a ponto por resistência de AHSS
eletro galvanizados da classe de 1000 MPa de limite de resistência
[recurso eletrônico] / Eugênio Toledo de Carvalho. - 2025.
1 recurso online (83 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Paulo Roberto Cetlin.

Coorientador: Tadeu Messias Donizete Borba.

Dissertação (mestrado profissional) - Universidade Federal de Minas
Gerais, Escola de Engenharia.

Inclui bibliografia.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses.
3. Aço de alta resistência - Propriedades mecânicas - Teses.
4. Soldabilidade - Teses. I. Cetlin, Paulo Roberto, 1946-. II. Borba, Tadeu
Messias Donizete. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de
Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)



ATA DA DEFESA DA DISSERTAÇÃO DO ALUNO EUGÊNIO TOLEDO DE CARVALHO

Realizou-se, no dia 14 de abril de 2025, às 08:00 horas, online, da Universidade Federal de Minas Gerais, a defesa de dissertação, intitulada *AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A PONTO POR RESISTÊNCIA DE AHSS ELÉTROGALVANIZADOS DA CLASSE DE 1000 MPa DE LIMITE DE RESISTÊNCIA*, apresentada por EUGÊNIO TOLEDO DE CARVALHO, número de registro 2023702520, graduado no curso de ENGENHARIA MECÂNICA, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Paulo Roberto Cetlin - Orientador (UFMG), Prof(a). Ariel Rodriguez Arias (UFMG), Prof(a). TADEU MESSIAS DONIZETE BORBA (USIMINAS).

A Comissão considerou a dissertação:

☒ Aprovada

☐ Reprovada

Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.

Belo Horizonte, 14 de abril de 2025.

Documento assinado digitalmente
gov.br PAULO ROBERTO CETLIN
Data: 05/05/2025 13:16:17-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Prof(a). Paulo Roberto Cetlin (Doutor)

Prof(a). Ariel Rodriguez Arias (Doutor)

Documento assinado digitalmente
gov.br TADEU MESSIAS DONIZETE BORBA
Data: 23/04/2025 15:21:57-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Prof(a). TADEU MESSIAS DONIZETE BORBA (Doutor)

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela saúde, proteção e perseverança, me dada de graça, mesmo sem merecer.

À minha família, pela alegria cotidiana.

Ao Prof. Orientador Dr. Paulo Cetlin, sempre muito solícito e educado.

À Usiminas, pela oportunidade me dada de ingressar ao curso e por fornecer os recursos necessários para execução deste trabalho, especialmente a Gerência Geral de Pesquisa e Desenvolvimento.

Ao Dr. Tadeu Messias Donizete Borba pela coorientação sempre muito ativa e dedicada.

A todos os colegas da Gerência Geral de Pesquisa e Desenvolvimento, especialmente ao Marco Antônio Wolff, Rodolfo Junio Conceição Silva, João Vitor Santos de Oliveira, José Geraldo Teles, Gustavo Gonzaga Rodrigues, Bruno Henrique Garcia Assis, Margareth Moreira Santos Barcelos, Fleudiane Cassemiro Silva de Oliveira, Marília Faria de Oliveira Caizer, Larissa Arnold, Samuel Dantas dos Reis, Marco Aurélio Peres Santos e Anderson Xavier Amorim.

RESUMO

Neste estudo foi investigado o efeito da soldagem a ponto por resistência dos aços *Dual Phase* (DP) e *Complex Phase* (CP), da classe de 1000 MPa de limite de resistência, eletrogalvanizados, utilizando múltiplos pulsos de corrente, com foco na melhoria das propriedades mecânicas dos componentes soldados. Foram aplicadas condições de soldagem compostas por dois pulsos de corrente, distintos em magnitude e/ou tempo de duração, ou por três pulsos iguais. A resistência mecânica das juntas soldadas foi avaliada por tração cruzada e cisalhamento e a vida em fadiga por cisalhamento, comparativamente a juntas soldadas sob a condição convencional (um único pulso de corrente), segundo a norma ISO 18278-2:2016. A soldagem do aço DP nas condições de duplo pulso proporcionou aumentos nas cargas máximas obtidas por tração cruzada e cisalhamento de até 106% e 45%, respectivamente. Quanto à tenacidade, foram obtidos aumentos de até 496% e 156%, sob tração cruzada e cisalhamento, respectivamente. Esses resultados foram atribuídos ao refinamento microestrutural da matriz e a uma maior densidade de contornos de alto ângulo na região da solda. Em contrapartida, para o aço CP, as condições de múltiplos pulsos resultaram em quedas de até 25% e 17% nas cargas máximas obtidas por tração cruzada e cisalhamento, respectivamente. Quanto à tenacidade, as quedas foram de 30% e 38%, sob tração cruzada e cisalhamento, respectivamente. Essas quedas foram atribuídas ao amaciamento significativo da zona afetada pelo calor (ZAC). A vida em fadiga das juntas soldadas a partir dos dois aços não foi significativamente influenciada pelos parâmetros de soldagem, situação associada à geometria das juntas, que permaneceu inalterada, independentemente da condição de soldagem aplicada. Os resultados mostraram que técnicas de soldagem com mais de um pulso de corrente podem favorecer a soldabilidade a ponto por resistência dos aços avançados de alta resistência (AHSS), mas que esse favorecimento depende do material a ser soldado. Dentre os fatores que devem ser considerados para a definição ou não pela utilização de múltiplos pulsos, pode-se citar a composição química e a microestrutura do material, além do indesejado acréscimo no tempo de soldagem. Quanto a esse, os ganhos advindos do aumento da tenacidade tendem a ser um fator determinante, haja vista se tratar de aços aplicados em componentes de segurança, vários deles com grande responsabilidade no tocante à absorção de energia ao impacto.

Palavras-chave: soldagem a ponto; aços avançados de alta resistência; pulsos de corrente.

ABSTRACT

In this study, the effect of resistance spot welding on Dual Phase (DP) and Complex Phase (CP) steels, with a tensile strength class of 1000 MPa, electro-galvanized, using multiple current pulses, was investigated, focusing on improving the mechanical properties of welded components. Welding conditions comprising two current pulses, different in magnitude and/or duration, or three equal pulses were applied. The mechanical strength of the welded joints was evaluated by cross-tension and shear tests, and fatigue life by shear, in comparison to joints welded under the conventional condition (a single current pulse), according to the ISO 18278-2:2016 standard. The DP steel welding with double pulse conditions provided increases in the maximum loads obtained by cross-tension and shear by up to 106% and 45%, respectively. In terms of toughness, increases of up to 496% and 156% were obtained under cross-tension and shear, respectively. These results were attributed to the microstructural refinement of the matrix and a higher density of high-angle grain boundaries in the weld region. Conversely, for CP steel, the multiple pulse conditions resulted in decreases of up to 25% and 17% in the maximum loads obtained by cross-tension and shear, respectively. Regarding toughness, the decreases were 30% and 38% under cross-tension and shear, respectively. These drops were attributed to significant softening of the heat-affected zone (HAZ). The fatigue life of the welded joints from both steels was not significantly influenced by the welding parameters, a situation associated with the joint geometry, which remained unchanged regardless of the welding condition applied. The results showed that welding techniques with more than one current pulse could favor the resistance spot weldability of advanced high-strength steels (AHSS), but this favorability depends on the material to be welded. Among the factors to be considered for the definition or not of using multiple pulses, one can cite the chemical composition and microstructure of the material, besides the undesired increase in welding time. Regarding this, the gains from the increased toughness tend to be a determining factor, as these steels are applied in safety components, many of them with significant responsibility for energy absorption upon impact.

Keywords: spot welding; advanced high-strength steels; current pulses.

SUMÁRIO

1 – INTRODUÇÃO	9
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	10
2.1. O Processo de Soldagem a Pontos.....	10
2.2. Soldagem a ponto de aços galvanizados.....	13
2.3. Campo de soldabilidade.....	15
2.4. Ensaios estáticos e modos de fratura	16
2.5. Ensaios dinâmicos	19
2.6. Soldabilidade de AHSS	21
3 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
3.1. Caracterização dos Materiais	24
3.2. Soldagem dos Aços.....	26
3.3. Análises Metalográficas, Cristalográficas e de Dureza das Juntas Soldadas	32
3.4. Ensaios Mecânicos Estáticos	33
3.5. Ensaios de fadiga	34
3.6. Vida útil dos eletrodos	35
4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	36
4.1 Aço DP1000EG	36
4.1.1 Metal Base	36
4.1.2 Macrografia das juntas soldadas do aço DP1000EG	38
4.1.3 Perfis de dureza das juntas soldadas do aço DP1000EG	41
4.1.4 Ensaios de tração cruzada das juntas soldadas do aço DP1000EG	41
4.1.5 Ensaios de cisalhamento das juntas soldadas do aço DP1000EG	43
4.1.6 Microestrutura das juntas soldadas do aço DP1000EG	45
4.1.7 Cristalografia das juntas soldadas do aço DP1000EG.....	46
4.1.8 Mapeamento de microdureza nas juntas soldadas do aço DP1000EG	48
4.1.9 Ensaios de fadiga das juntas soldadas do aço DP1000EG.....	50
4.1.10 Avaliação da vida útil dos eletrodos durante a soldagem do aço DP1000EG.	51
4.2 Aço CP1000EG	53

4.2.1 Metal base	53
4.2.2 Macrografia das juntas soldadas do aço CP1000EG	55
4.2.3 Perfis de dureza das juntas soldadas do aço CP1000EG	57
4.2.4 Ensaio de tração cruzada das juntas soldadas do aço CP1000EG.....	60
4.2.5 Ensaio de cisalhamento das juntas soldadas do aço CP1000EG.....	62
4.2.6 Microestrutura das juntas soldadas do aço CP1000EG	63
4.2.7 Cristalografia das juntas soldadas do aço CP1000EG.....	64
4.2.8 Ensaio de fadiga das juntas soldadas do aço CP1000EG.....	66
4.2.9 Avaliação da vida útil dos eletrodos durante a soldagem do aço CP1000EG ...	66
5 – CONCLUSÕES.....	68
REFERÊNCIAS	70

1 – INTRODUÇÃO

O uso de aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steel*) pela indústria automotiva, tem sido, desde a década de 90, uma estratégia para conciliar as demandas de segurança veicular e a economia de combustível⁽¹⁾. Isso é possível devido à maior resistência mecânica associada à elevada ductilidade desses aços, o que permite a redução de espessura das peças e, conseqüentemente, o peso das estruturas. Diversas siderúrgicas têm buscado o desenvolvimento de AHSS da classe de 1000 MPa de resistência mecânica, parte deles compondo o grupo de aços de 3ª geração. Para isso, diferentes projetos de liga são propostos por essas empresas, com elevados teores de C, Mn, Si e/ou adições de Cr, B, Mo, Nb e Ti⁽¹⁾. No entanto, a combinação de elevadas resistências mecânicas com altos teores de elementos de liga dificulta a soldagem desses materiais, especialmente a soldagem a pontos por resistência (RSW)⁽²⁾.

Atualmente, entre os AHSS da classe de 1000 MPa desenvolvidos pela Usiminas, destacam-se os aços *Dual Phase* (DP) e *Complex Phase* (CP). No caso do aço DP, sua soldabilidade é limitada devido às altas quantidades de carbono e outros estabilizadores da austenita, levando à formação de martensita e MA, microconstituintes que potencializam a fragilização da região soldada, proporcionando alta susceptibilidade ao modo de falha interfacial (IF) e reduzida tenacidade⁽²⁾. Em contraste com o aço DP, o aço CP tem limite de escoamento mais alto e é conhecido por sua elevada conformabilidade local e boa capacidade de expansão de furo⁽³⁾. Para favorecer o refinamento microestrutural e o endurecimento por precipitação e por densidade de deslocamentos, possui na sua composição elementos como Ti, Mo, Cr e Nb. Por possuir menores teores de carbono e silício, apresenta uma ZAC de menor dureza e menos susceptível à fragilização, porém, a formação de MA pode ocorrer durante o ciclo térmico de soldagem e comprometer a sua resistência mecânica. Na ZAC dos dois aços também pode ocorrer o revenimento da microestrutura, resultando em amaciamento localizado⁽²⁾.

Estudos recentes^(4,5) têm demonstrado que microestruturas favoráveis à resistência mecânica podem ser obtidas por aplicação de múltiplos pulsos de corrente na soldagem dos AHSS, promovendo refusão e/ou tratamento térmico pós-soldagem. O presente estudo visa a determinação de melhores parâmetros para a soldagem a ponto dos aços CP1000 e DP1000, eletrogalvanizados, especialmente com emprego de múltiplos pulsos de corrente. Tais parâmetros serão avaliados por meio de análises metalográficas das lentes de solda, resistência às solicitações estáticas e dinâmicas, avaliação de dureza e de vida útil dos eletrodos.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nos subitens seguintes serão apresentados uma visão geral do processo de soldagem a pontos por resistência elétrica e os principais métodos de avaliação da qualidade das soldas produzidas. Além disso, serão abordados os principais fatores que afetam a soldabilidade dos aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steel*), como composição química e parâmetros de soldagem. Ao final dessa revisão bibliográfica, serão apresentadas algumas estratégias que podem ser usadas para melhorar a integridade das juntas soldadas a ponto dos AHSS.

2.1. O Processo de Soldagem a Pontos

Segundo a *American Welding Society* (AWS)⁽⁶⁾, o processo de soldagem a ponto por resistência elétrica (RSW – *Resistance Spot Welding*) é muito utilizado na indústria automotiva devido à sua alta produtividade. Esse processo consiste na junção de duas chapas metálicas (geralmente com espessura inferior a 4 mm) sobrepostas, através da passagem de elevada corrente elétrica e aplicação de pressão por eletrodos normalmente compostos por uma liga de cobre. A coalescência das chapas é estabelecida através da fusão localizada das suas superfícies em contato devido ao efeito Joule proporcionado pela passagem de corrente elétrica entre elas. Essa região é denominada de lente de solda, e suas dimensões, dependentes da intensidade de corrente e da geometria do eletrodo, é um dos principais fatores responsáveis pela integridade do componente soldado. A figura 1 ilustra uma simplificação do arranjo eletrodos, chapas e lente de solda.

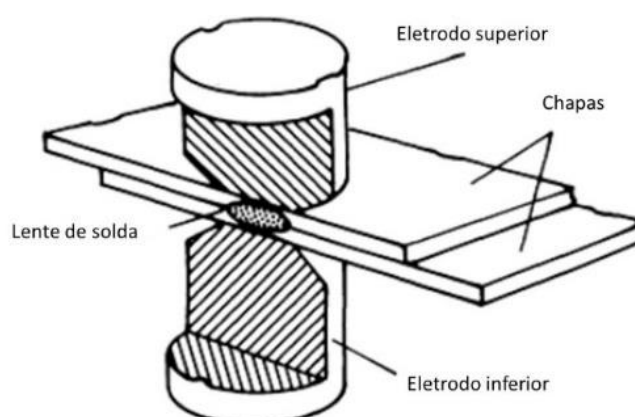


Figura 1 – Representação esquemática do processo de soldagem a ponto e local da formação da lente de solda⁽⁶⁾.

O processo de formação da lente de solda ocorre devido à transformação de parte da energia elétrica em energia térmica por efeito Joule, sendo que o restante do calor gerado é dissipado

pelo sistema. Conforme apresentado na equação (1), a quantidade de energia térmica necessária para a sua formação é função da intensidade de corrente (I), da resistividade do sistema (R) e do tempo (t), que é muito curto, da ordem de milissegundos.

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (1)$$

Sendo:

Q a energia térmica gerada (J);

I a corrente de soldagem (A);

R a resistência do sistema (Ω);

t o tempo de passagem de corrente (s).

Dentre essas variáveis, a resistência do sistema exerce um papel importante no processo de formação da lente de solda. Quando o circuito é fechado, um conjunto de resistências elétricas em série se forma, tendo em vista que, além da resistividade dos materiais (eletrodos e chapas), em todo o contato, seja entre chapas ou entre chapa e eletrodo, uma resistência à corrente elétrica aparece no sistema, como esquematizado na figura 2.

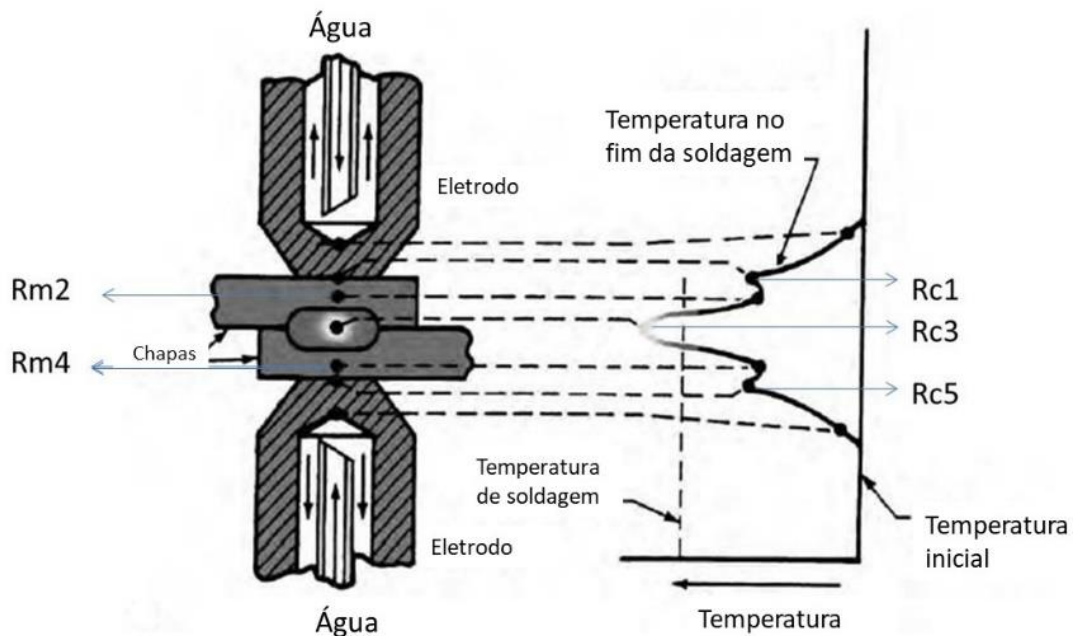


Figura 2 – Principais contatos no circuito de soldagem a pontos. Rc1 [Resistência de contato entre o eletrodo superior e o material (chapa)], Rm2 (Resistência do material superior), Rc3 (Resistência de contato entre os materiais), Rm4 (Resistência do material inferior), Rc5 (Resistência de contato entre o eletrodo inferior e o material). Adaptado⁽⁷⁾.

A resistência R, na equação (1), é influenciada pela força de soldagem ou força de eletrodos, a qual tem efeito significativo sobre as resistências de contato. As superfícies das chapas a serem soldadas, em escala microscópica, são compostas por uma série de picos e vales. Quando elas são submetidas a uma baixa força de eletrodos, o contato real na interface chapa/chapa será apenas nos picos, correspondendo a uma pequena porcentagem da área. Portanto, a resistência

de contato (Rc3) será alta. À medida que a força de eletrodo aumenta, os picos sofrem deformação e a área de contato na interface chapa/chapa aumenta, decrescendo, assim, a resistência de contato (Rc3).

Nota-se, na figura 2, que a resistência é maior na região de contato entre as chapas (Rc3). Dessa forma, a Rc3 é a parte do circuito onde ocorre a maior temperatura, além de ser a região mais distante dos eletrodos, que agem como trocadores de calor, tendo em vista tanto a sua alta condutividade térmica quanto o fato deles serem refrigerados internamente por circulação de água. Sendo assim, explica-se o porquê da fusão na região entre chapas e não na superfície de contato entre chapa e eletrodo.

Além da resistência de contato entre a ponta do eletrodo e a chapa (Rc1 e Rc5), que ocorre devido às irregularidades das superfícies das chapas e dos eletrodos, existe também a resistividade elétrica do material (Rm), que depende, principalmente, da composição química (quanto mais carregada, maior é a resistividade elétrica)⁽⁸⁾. Na figura 3 está mostrado o efeito da adição de diferentes elementos químicos na resistividade do aço. A equação (2) é uma das equações utilizadas para descrever a mudança da resistividade do aço com a composição química⁽⁸⁾.

Os elementos químicos que mais alteram a resistividade elétrica do aço são o silício, alumínio e manganês. O efeito do fósforo é ainda maior, mas a sua solubilidade máxima é baixa (0,2%).

$$\rho (\mu\Omega \text{ cm}) = 10,1169 + 6,1985 * (\% \text{Mn}) + 14,3269 * (\% \text{P}) - 10,3715 * (\% \text{S}) + 11,7499 * (\% \text{Si}) + 3,8815 * (\% \text{Cu}) + 2,9755 * (\% \text{Ni}) + 5,5696 * (\% \text{Cr}) \quad (2)$$

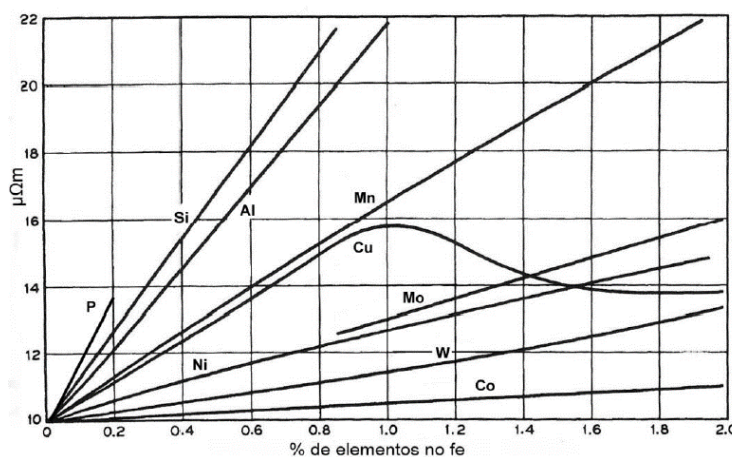


Figura 3 – Efeito de diversos elementos químicos na resistividade do aço⁽⁸⁾.

A variável t da equação (1), seja em milissegundos ou em números de “ciclos” (1 ciclo = 16,7 ms, na frequência de 60 Hz, ou 20 ms na frequência de 50 Hz⁽⁷⁾), é o tempo de soldagem e consiste no intervalo no qual a corrente passa através das chapas provocando a fusão e, dessa

forma, a formação da lente de solda, consolidando a união das chapas. Além desse tempo, o ciclo de soldagem também é composto pelas etapas de compressão, retenção e pausa, conforme ilustrado esquematicamente na figura 4.

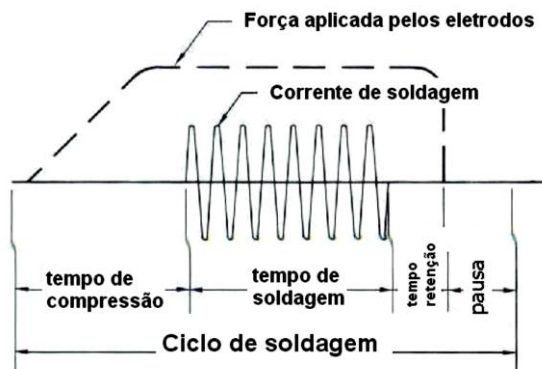


Figura 4 – Esquema do ciclo de soldagem de um ponto de solda⁽⁷⁾.

O tempo de compressão (*squeeze time*) corresponde ao intervalo entre o início da operação de soldagem até a aplicação da corrente de solda. O tempo de retenção (*hold time*) é o tempo em que a corrente é interrompida, porém, a força é mantida com o intuito de evitar o aparecimento de vazios durante a solidificação. Além disso, contribui para as transformações metalúrgicas que ocorrem na região de solda em virtude da elevada dissipação de calor proporcionada pelo resfriamento a água no interior dos eletrodos e pela sua alta condutividade térmica⁽⁷⁾. Já o tempo de pausa está associado à soldagem em série é o intervalo entre um ponto de solda e outro.

2.2. Soldagem a ponto de aços galvanizados

A soldabilidade de aços carbono não revestidos é considerada excelente, porém, os aços galvanizados tendem a apresentar soldabilidade inferior. Isto ocorre em função destes materiais apresentarem, comparativamente aos aços não revestidos, duas diferenças básicas com relação à soldabilidade a pontos. Os aços galvanizados necessitam de um maior nível de corrente de soldagem para serem soldados e os eletrodos sofrem um desgaste sensivelmente maior⁽⁹⁾.

A necessidade de um maior nível de corrente ocorre pela atuação de um grupo de fatores que reduzem a densidade de corrente na região da solda. São eles:

- A camada de revestimento a base de zinco confere baixa resistência de contato nas interfaces eletrodo/chapa e chapa/chapa.
- Formação de auréolas em torno dos eletrodos e da lente de solda, como esquematizado na figura 5, que desviam parte da corrente, fazendo com que maiores valores deste parâmetro sejam requeridos para a formação da solda.

- As soldas vizinhas desviam parte da corrente de soldagem. Este efeito é muito mais intenso para os aços revestidos devido à baixa resistência elétrica do revestimento, por onde a corrente circula preferencialmente.

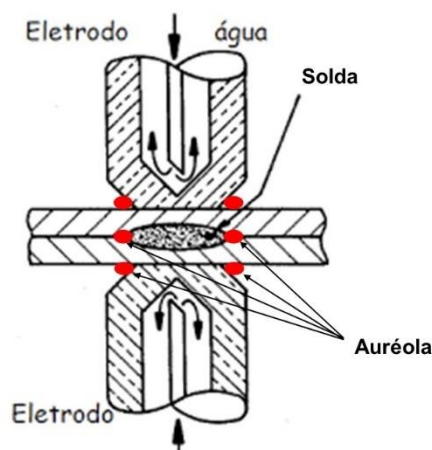


Figura 5 – Representação esquemática da auréola de zinco formada por material do revestimento fundido. Adaptado⁽⁹⁾.

Com relação ao acentuado desgaste dos eletrodos, isto ocorre devido ao maior aquecimento dos mesmos na soldagem dos aços galvanizados quando comparado aos aços não revestidos, uma vez que a corrente de soldagem empregada para os primeiros é sempre de maior valor. Associado a este efeito térmico, existe a contaminação das faces dos eletrodos com o zinco e a consequente formação de ligas frágeis e de alta resistividade elétrica, à base de Cu e Zn (latão)⁽⁹⁾. Um parâmetro de soldagem que pode ser significativo é o tempo de *upslope*, que consiste em um aumento contínuo da corrente até que seja atingida a corrente de soldagem. Este é utilizado na soldagem de aços eletro galvanizados e galvanizados a quente do tipo *hot dip* e tem por objetivo promover uma expulsão gradual do revestimento de Zn da interface de solda, aumentando a vida útil do eletrodo e proporcionando um maior campo de soldabilidade.

Alguns metais, na sua forma líquida, podem provocar um defeito chamado de “fragilização por metal líquido (LME)”, entre eles: zinco, estanho, chumbo, cobre, cádmio, prata e gálio. Durante a soldagem de aços galvanizados, a penetração de zinco na forma líquida, em contornos de grãos austeníticos na região de grãos grosseiros da ZAC (GGZAC) pode fragilizá-los, provocando trincas intergranulares. Presume-se que o tamanho, a orientação dos grãos e a dureza dessa austenita exercem influência na susceptibilidade a esse tipo de trinca. Quando empregados parâmetros de soldagem a pontos inadequados, a ocorrência de trincas por LME independe do tipo de aço. Características como desalinhamento entre os eletrodos, elevado aporte de calor, desgaste excessivo dos eletrodos e resfriamento insuficiente da ponta do eletrodo são os principais fatores que determinam a ocorrência de trincas por LME, que são

sempre observadas na área de indentação. A facilidade da geração de trincas por LME em aços de alta resistência é atribuída ao elevado nível de tensões residuais na solda e ao aumento da sensibilidade à fragilização por zinco, devido à maior resistência das chapas de aço⁽¹⁰⁾.

2.3. Campo de soldabilidade

O principal método utilizado para a avaliação da soldabilidade a pontos de um aço é a determinação de seu campo de soldabilidade. Esse campo consiste na determinação de parâmetros de tempo de soldagem x corrente para os quais a soldagem pode ser efetuada com uma boa qualidade, sem que ocorra a expulsão do metal líquido ou uma lente frágil, conforme mostrado na figura 6.



Figura 6 – Gráfico corrente x tempo de soldagem (representação esquemática de um campo de soldabilidade – soldas aceitáveis)⁽¹¹⁾.

Para a determinação do campo de soldabilidade deve-se produzir lentes de solda com diferentes combinações entre tempo e corrente de soldagem. Esse processo é efetuado mantendo-se constante um dado tempo de soldagem e variando-se a corrente, ou seja, da corrente máxima a partir da qual começa a ocorrer a expulsão (I_{max}) até uma corrente abaixo da qual a qualidade da solda seja inaceitável (I_{min}). O mesmo deve ser feito para outros tempos de soldagem. Assim, o campo de soldabilidade estará determinado.

A norma AWS D8.9M:2012⁽¹²⁾ estabelece que a corrente I_{min} deve ser aquela capaz de produzir uma solda com diâmetro de botão igual a $4\sqrt{e}$, onde e é a menor espessura do material soldado. Já a corrente I_{max} deve ser de 100A abaixo da corrente de expulsão. O tempo de soldagem varia em função da espessura do material e o diâmetro do botão é medido após o ensaio de arrancamento, que será apresentado a seguir.

O campo de soldabilidade normalmente é afetado pela composição química, espessura e revestimento do aço. Materiais revestidos com Zn apresentam campos de soldabilidade

menores que materiais não revestidos, devido à baixa resistividade do Zn, o que exige maior corrente para que ocorra a soldagem.

Pichler⁽¹³⁾ et al. mostraram a influência da classe dos aços e/ou da condição superficial na posição e na largura do campo de soldabilidade. A soldagem de aços com valores mais altos de resistência mecânica implica no deslocamento do campo de soldabilidade, especialmente no caso de espessuras mais finas (1,00 mm), para correntes de soldagem mais baixas, como mostrado na figura 7.

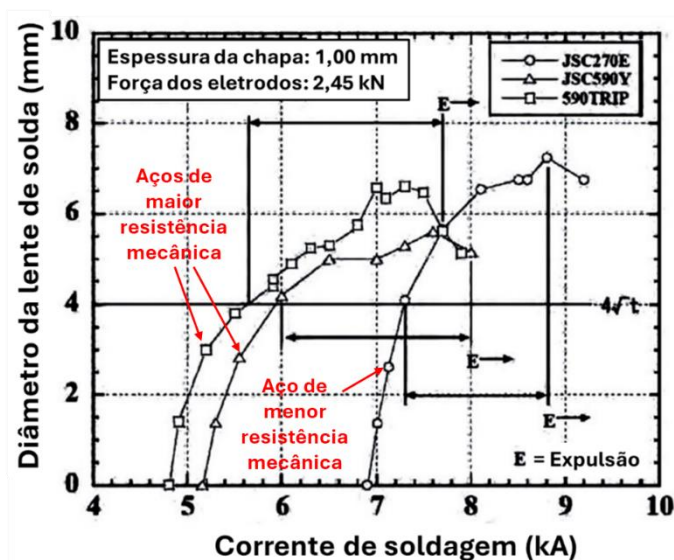


Figura 7 – Exemplo de campo de soldabilidade em função da classe do aço⁽¹⁴⁾.

A extensão do campo de soldabilidade demonstra se o material é ou não facilmente soldável. Quanto maior o campo de soldabilidade, maior é a janela de processamento, implicando em melhor soldabilidade do material. Além disso, é permitida uma maior variação da corrente sem que ocorra expulsão ou uma solda de baixa resistência mecânica. De um modo geral, materiais que requerem maior nível de corrente apresentam um campo de soldabilidade mais estreito, sendo, portanto, mais fácil soldar materiais que requerem menores correntes.

2.4. Ensaios estáticos e modos de fratura

Alguns ensaios são importantes para a avaliação da lente de solda. A partir desses ensaios é que se torna possível saber se a lente de solda tem propriedades mecânicas satisfatórias para a sua aplicação. Os três principais ensaios estáticos utilizados em soldagem a pontos são a tração cruzada (figura 8a), o arrancamento (figura 8b) e o cisalhamento (figura 8c). No caso da tração cruzada e do ensaio de arrancamento os esforços aplicados induzem tensões tratativas diretamente

na região soldada, sendo a carga registrada no ensaio atribuída exclusivamente à resistência a tração do ponto de solda. Já no ensaio de cisalhamento, as chapas são tracionadas em direções opostas e a carga registrada durante o ensaio é atribuída à resistência ao cisalhamento do conjunto lente de solda, ZAC e metal de base (MB).

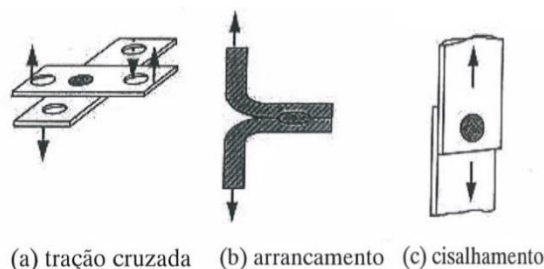


Figura 8 – Representação esquemática dos cps e do sentido de carregamento em ensaios mecânicos para a avaliação da resistência mecânica de lentes de solda⁽⁶⁾.

Nos testes de tração cruzada e de arrancamento ocorre o aparecimento de tensões trativas na raiz do entalhe, induzidas pelos esforços aplicados. A figura 9 apresenta, esquematicamente, a distribuição de tensões em torno da lente de solda em junta submetida a ensaio de tração. Nota-se que devido à ação do entalhe há atuação de maiores tensões nas extremidades da lente e, praticamente, não existe solicitação na região central da solda.

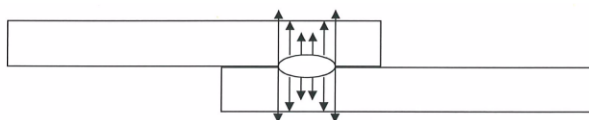


Figura 9 – Representação esquemática da distribuição de tensões na lente de solda durante ensaio de tração cruzada⁽¹⁵⁾.

Por meio dos ensaios estáticos referidos acima é possível avaliar o tipo de fratura que ocorre na lente de solda.

Existem basicamente quatro modos de fratura, ilustrados através da figura 10. As fraturas podem ocorrer interfacialmente ou em botão na zona fundida (ZF), na ZAC ou no MB. Na maioria das vezes, a fratura interfacial é frágil e ocorre quando as lentes são pequenas, quando há defeitos de soldagem na interface ou quando a microestrutura da lente de solda é frágil. Logo, esse tipo de fratura é, geralmente, indesejável. As fraturas em botão são, geralmente, dúcteis, devido ao cisalhamento a partir da extremidade do entalhe, sendo assim desejáveis, principalmente, quando são contornantes às lentes de solda, ou seja, quando a fratura ocorre no MB.

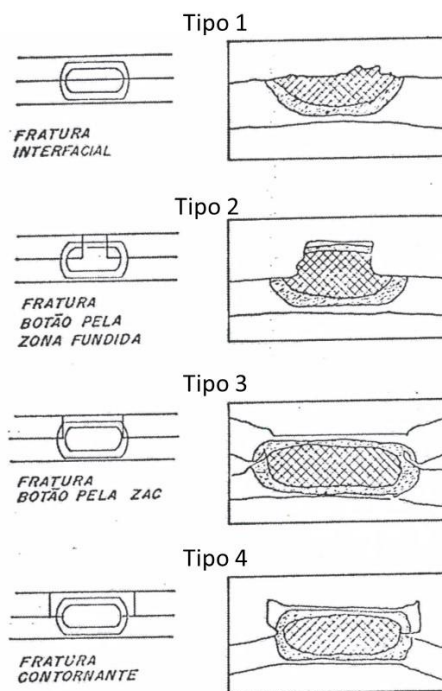


Figura 10 – Representação dos possíveis tipos de fraturas em uma lente de solda⁽¹⁶⁾.

A resistência à tração cruzada dos AHSS normalmente diminui com o aumento do teor de C e do carbono equivalente (CE) e é menos relacionada à resistência do MB. Fraturas em botão demonstram boa tenacidade da solda. Esse modo de fratura, entretanto, é mais difícil de ser obtido na soldagem dos AHSS, particularmente para graus de aços com altos valores de CE, como aços DP1000EG e CP1000EG. Ferrasse et al.⁽¹⁷⁾ relatam que o teste de tração cruzada é mais severo do que o de resistência ao cisalhamento devido à maior ocorrência de fratura interfacial no primeiro.

Durante ensaios estáticos, a combinação da microestrutura martensítica frágil com a concentração de tensões na ponta do entalhe da lente de solda pode causar fratura interfacial. Se a ZAC for amaciada (revenida), a fratura pode se propagar através da espessura das chapas, resultando em fratura em botão. Este amaciamento pode aumentar a ductilidade da solda, mas ele é responsável por uma estricção localizada, podendo limitar a resistência da solda. Assim, a resistência da lente de solda depende da diferença entre as resistências do MB e da ZAC. Ou seja, quanto menor a resistência da ZAC, maior a probabilidade de concentração de deformação nessa região e, consequentemente, de baixa resistência mecânica da junta soldada.

No caso de entalhes agudos na periferia da solda, como mostrado na figura 11(a), a concentração de tensões na ponta do entalhe é muito alta, levando à ocorrência preferencial de fratura interfacial. Ao contrário, para morfologia padrão de entalhe, mostrado na figura 11(b), a concentração de tensões é reduzida. Além disso, a tensão máxima, neste caso, está localizada

na periferia do entalhe, distante das interfaces. Sendo assim, as trincas iniciam principalmente nessas bordas e propagam-se diretamente para dentro da ZAC, através da espessura das chapas, causando fratura em botão.

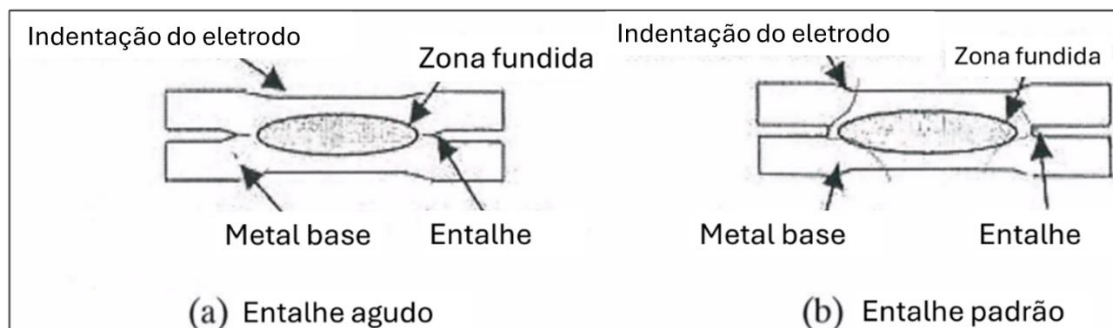


Figura 11 – Ilustração esquemática da geometria do entalhe⁽¹⁶⁾.

A morfologia do entalhe das soldas depende principalmente da força, do alinhamento entre eletrodos e da corrente de soldagem. Para AHSS, um entalhe padrão é mais difícil de ser produzido, em comparação a um aço ao carbono comum, devido à maior resistência à deformação desses materiais. A geometria do entalhe pode ser modificada de aguda para padrão por meio do aumento da força entre os eletrodos e da corrente e, conseqüentemente, do tamanho da lente de solda⁽¹⁶⁾.

Para a maioria das lentes de solda de AHSS, a presença de apenas martensita aumenta a susceptibilidade de propagação de trincas e geração de fraturas interfaciais. A geometria da junta, em termos da razão entre o diâmetro da lente e a espessura da chapa, também afeta o modo de fratura das lentes de solda. Para uma baixa razão, a concentração de tensões na periferia da solda é alta e a trinca interfacial pode ser iniciada. Uma alta razão reduz o grau de concentração de tensões na periferia da lente e pode promover falha em botão na ZAC.

2.5. Ensaios dinâmicos

Os ensaios de fadiga são geralmente realizados em corpos de prova (cps) similares aos utilizados no ensaio de cisalhamento ou de tração cruzada, mostrados nas figuras 8a e 8c, contendo um ou mais pontos de solda. Porém, ao invés de uma tensão cisalhante ou trativa com velocidade constante, eles são submetidos a carregamentos cíclicos em tração e/ou cisalhamento⁽¹⁷⁾.

Em estudo sobre juntas soldadas a pontos de aços de alta resistência (*Dual-Phase* e *Transformation-Induced Plasticity* (TRIP)), Rathbun et al.⁽¹⁸⁾ observaram que a vida em fadiga é exclusivamente controlada pela geometria do ponto de solda. Sob baixas cargas e alto número

de ciclos, a vida em fadiga dessas juntas independe da resistência ou da microestrutura do MB. Conforme esquematicamente apresentado na figura 12, segundo esses autores, ao estudar a fadiga de componentes soldados empregando corpos de prova do tipo tração cruzada e cisalhamento, foi verificado que a trinca geralmente nucleia-se no ponto A, região de entalhe entre as duas chapas, e propaga-se paralelamente à interface da solda, região B (ZAC). O ponto C representa um desvio do caminho da trinca devido ao estado de tensão na região da solda, resultado das mudanças do carregamento em função das mudanças na geometria associadas com o crescimento da trinca.

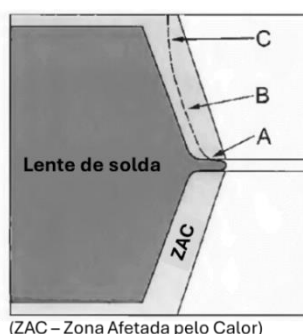


Figura 12 – Representação esquemática da propagação da trinca de fadiga em aços de alta resistência, (A) nucleação, (B) propagação paralela à interface, (C) desvio da trinca devido ao estado de tensão⁽¹⁸⁾.

Em outro estudo sobre fadiga de juntas soldadas a pontos em aços DP600, Ma et al.⁽¹⁹⁾ correlacionaram os quatro tipos de fratura, apresentados na figura 10, com a curva S-N (curva de Wohler), figura 13. As fraturas do tipo 1 e 2 ocorreram na região I do gráfico, onde as cargas são muito altas. O tipo 3 corresponde à etapa de transição da região II, na qual a trinca por fadiga inicia e se propaga dentro da ZAC (próximo ao contorno da lente) e a 10-50% da circunferência da lente e dentro do MB. O tipo 4 representa a região III próximo ao limite de fadiga, em que a trinca por fadiga inicia na ZAC (vizinha ao contorno da lente) e se propaga ao longo de uma linha reta no MB e normal à direção de carregamento.

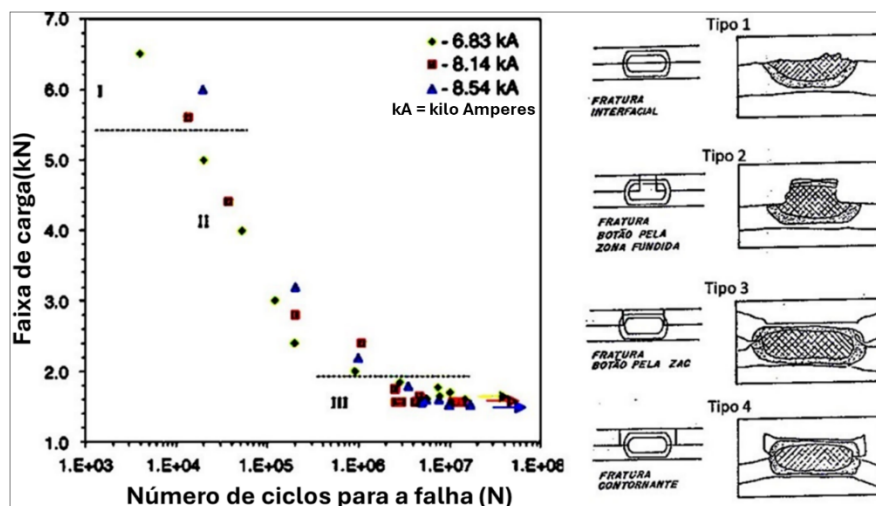


Figura 13 – Curva típica S-N para juntas soldadas a pontos de aços DP600. Adaptado⁽¹⁹⁾.

2.6. Soldabilidade de AHSS

Embora existam várias estratégias de liga para os AHSS, a maioria delas tem níveis consideráveis de C, Mn e/ou Si. A combinação de alta resistência e elevados níveis de liga tem uma influência prejudicial no desempenho mecânico da solda RSW. Os AHSS atingem suas propriedades como resultado do efeito conjugado de projetos de liga específicos com o emprego de tratamentos térmicos complexos. Durante a soldagem, a microestrutura e suas propriedades são localmente alteradas pelos ciclos de alta temperatura impostos. O teor de C, relativamente alto, em combinação com as altas taxas de resfriamento relacionadas ao processo de soldagem RSW, resulta em uma microestrutura martensítica de elevada dureza, uma característica que potencializa a fragilização da região soldada. Como consequência, esses materiais muitas vezes sofrem fratura frágil na ZF, alcançando baixos níveis de resistência quando submetidos aos testes de arrancamento ou tração cruzada⁽²⁰⁾.

Na ZAC, em região submetida a aquecimento na faixa de 500 a 700°C, especialmente para os aços DP, ocorre o revenimento da martensita do MB, resultando na diminuição da sua resistência mecânica⁽²¹⁾. No caso dos aços CP, um fenômeno de amaciamento também pode ser observado, porém, em decorrência da recuperação dos microconstituintes do MB, reduzindo a densidade de discordâncias nas regiões IC/SCZAC, propositalmente geradas na microestrutura metaestável desses aços como forma de aumento da sua resistência mecânica.

Os desafios em relação à falha frágil da lente de solda em estruturas soldadas, compreendendo os AHSS de 3ª geração, impulsionam a investigação de ciclos térmicos de soldagem adequados para otimizar o comportamento mecânico das juntas soldadas⁽²²⁾. Nesse contexto, o reaquecimento da solda RSW através da técnica de múltiplos pulsos de corrente é uma

alternativa que tem sido adotada para modificar a microestrutura da lente de solda e, assim, obter juntas com melhores propriedades mecânicas.

A adição de um pulso de corrente de baixa intensidade, imediatamente após o tempo de solda, pode ser aplicada ao ciclo básico de soldagem, de forma a se obter um resfriamento controlado da lente de solda, de acordo com Shi e Westgate⁽²³⁾. Isto reduz a taxa de resfriamento e, assim, a dureza da lente de solda, reduzindo também o risco de microtrincas na solda ou na ZAC devido a tensões térmicas. Ao contrário do processo de revenimento convencional, no qual as soldas são revenidas após um tempo de resfriamento suficiente (ou seja, após a conclusão da transformação martensítica da solda), o processo de pós aquecimento incorpora um tempo de resfriamento curto. Sendo assim, não causará um declínio significativo na produtividade em decorrência do aumento do tempo de soldagem.

No tocante à composição química, dois elementos que afetam o desempenho mecânico e o modo de falha de componentes soldados dos AHSS são o S e o P. Para materiais martensíticos, a presença, mesmo que em pequenas quantidades desses elementos, pode ter um efeito prejudicial sobre a integridade mecânica das soldas. Um fenômeno que ocorre durante a solidificação da lente de solda é a segregação do P e do S entre as dendritas durante a solidificação, propiciando a formação de constituintes de baixo ponto de fusão e, devido à maior contração térmica da rede cristalina austenítica, trincas a quente podem ser provocadas. Dependendo do teor P, o modo de fratura da junta soldada a pontos, após teste de tração cruzada, pode ter uma porcentagem maior de ruptura interfacial (não desejável). A mudança do modo de fratura, segundo Den Uijl⁽²⁴⁾, pode ser feita através da utilização de 3 pulsos de corrente, objetivando a quebra das dendritas alongadas. No seu estudo, as arestas de solda (bordas da ZF) foram refundidas usando um segundo pulso de solda. Ao remodelar a borda, as dendritas foram destruídas e substituídas por uma estrutura isenta de longos grãos colunares ao longo da interface da solda. Embora o material refundido ainda contivesse fósforo no contorno de grão, o efeito não seria tão prejudicial devido a essa nova estrutura. Outro passo foi dar um novo pulso (o terceiro), fazendo com que o material chegasse a uma temperatura abaixo de Ac1. Dessa forma, a martensita contendo P foi revenida e o resultado foi uma região com dureza menor do que a confeccionada com um único pulso de corrente.

Outra alternativa de ciclo de soldagem a ponto, com foco na melhoria das propriedades mecânicas dos componentes soldados, é o emprego de duplo pulso de corrente elétrica, como utilizado pelos pesquisadores Eftekhari Milani et al⁽²⁵⁾ e Yi Jing et al⁽²⁶⁾. A função do primeiro pulso é de produzir a lente de solda e, a do segundo pulso, de refundi-la parcialmente e, ao

mesmo tempo, recozer a região remanescente não refundida. Os ganhos em resistência mecânica oriundos da refusão e do recozimento são associados ao refinamento da estrutura martensítica original e ao aumento da fração de contornos de grão de alto ângulo de desorientação, respectivamente.

Os AHSS produzidos pela Usiminas, especificamente os aços de concepção *Dual Phase* e *Complex Phase*, da classe de 1000 MPa de limite de resistência, eletrogalvanizados (DP1000EG e CP1000EG), quando soldados a ponto sob condições convencionais de soldagem apresentam desempenho mecânico satisfatório, segundo as normas de soldagem para o setor automotivo. No entanto, com foco na melhoria de tal desempenho visando a evolução da segurança veicular, estes aços carecem de uma avaliação da soldabilidade sob condições de soldagem a ponto não convencionais como as apresentadas nos parágrafos anteriores. Tal carência é a motivação para a realização do presente estudo.

3 - MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia empregada neste trabalho está sintetizada no fluxograma apresentado na figura 14. O detalhamento de cada etapa está apresentado nos subitens a seguir.

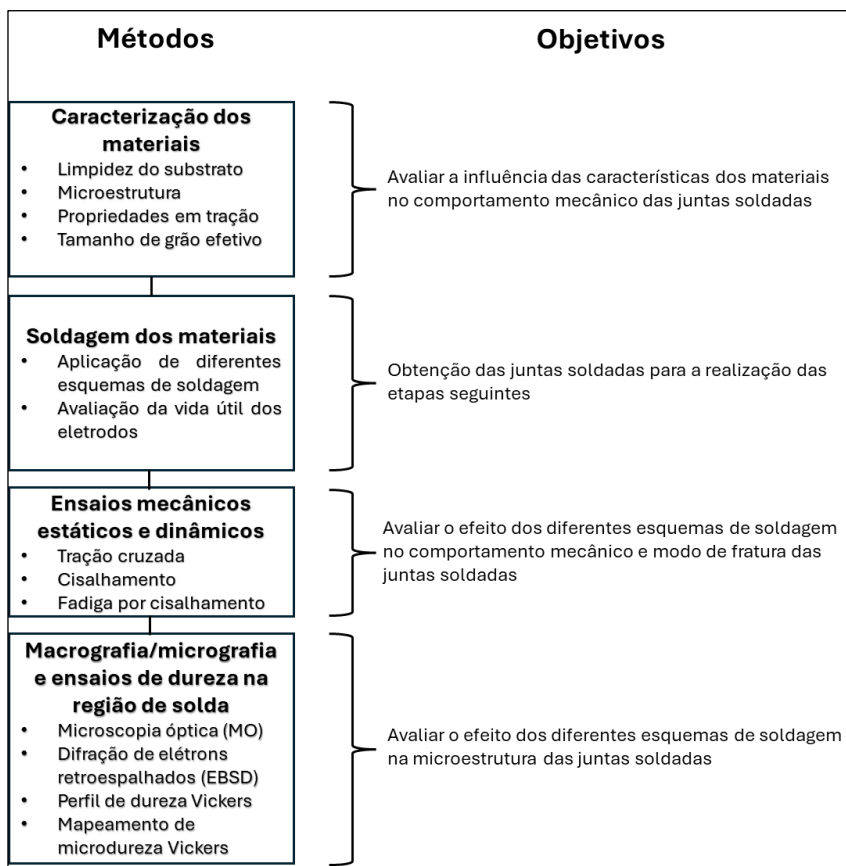


Figura 14 – Síntese da metodologia proposta.

3.1. Caracterização dos Materiais

Foram avaliados como metal base (MB) os aços *Complex Phase* e *Dual Phase*, ambos da classe de 1000 MPa de limite de resistência (CP1000EG e DP1000EG, respectivamente), amostrados de bobinas eletro galvanizadas produzidas industrialmente na Usiminas, com camada de revestimento visada de 60 g/m². Na tabela 1 está mostrada a faixa de composição química típica para estes materiais.

Tabela 1 – Faixa de composição química dos aços em estudo (% em massa).

Aço	C	Si	Mn	Ti+Nb+V+Ni+B+Cr+Cu+Mo	CE*
DP1000EG	≤0,30	≤2,20	≤2,50	<0,08	<0,50
CP1000EG				<0,70	

(*) *Carbono Equivalente* = $\%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn}{20} + 2\%P + 4\%S$ ⁽¹⁴⁾.

Para a determinação do grau de limpidez dos aços, foram retiradas amostras com orientação longitudinal à direção de laminação das chapas e avaliados os tipos e a distribuição das inclusões, via microscopia óptica (microscópio ZEISS Axio Imager 2, figura 15), de forma comparativa com a carta padrão I da norma ASTM E45⁽²⁷⁾, em seção polida no plano da espessura.



Figura 15 – Microscópio óptico ZEISS Axio Imager 2. Fonte: Autor.

A determinação das quantidades de ferrita, martensita e bainita também foi realizada por meio de microscopia óptica, de forma automatizada, usando o software analisador de imagens ImageJ. Para a revelação e quantificação da martensita (M), as amostras foram atacadas com reativo químico metabissulfito de sódio. Essa solução revela a M em tons claros destacando-a do restante da matriz, que se apresenta em tons escuros. Após a quantificação da M, as amostras foram atacadas com solução Nital 4%, para a quantificação do constituinte ferrita. Por fim, a fração de bainita foi calculada como a diferença entre as frações totais de segunda fase e de

martensita. Para a quantificação da quantidade de austenita retida foi utilizada a técnica de difração de raios-X (Difratômetro D8 Advance Bruker, figura 16).



Figura 16 – Difratômetro D8 Advance Bruker. Fonte: Autor.

Também foi realizada análise de tamanho de grão efetivo, via difração de elétrons retroespalhados EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*), considerando-se o grau de desorientação entre os grãos maiores do que 8° . Para tal foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV Ultra Plus), mostrado na figura 17.



Figura 17 – MEV Ultra Plus. Fonte: Autor.

As propriedades mecânicas em tração do metal base foram determinadas empregando-se corpos de prova (cps) *sub-size* conforme a norma ASTM A370⁽²⁸⁾, utilizando a máquina de tração Instron 5882, com capacidade de 10 t (figura 18). Foram ensaiados, para cada aço, três cps para as orientações longitudinal e transversal à direção de laminação. A partir dos ensaios foram determinados os limites de escoamento, de resistência e alongamento total das amostras.



Figura 18 – Máquina para ensaios de tração Instron 5882. Fonte: Autor.

3.2. Soldagem dos Aços

Para a soldagem dos aços foi utilizada uma máquina estacionária de corrente contínua (MFDC – *Mid Frequency Direct Current*), do fabricante Serra do Brasil, modelo Beta 27, de 170 kVA de potência nominal, com acionamento pneumático do eletrodo e controle da força aplicada (figura 19).



Figura 19 – Máquina estacionária de corrente contínua (MFDC) do fabricante Serra do Brasil, modelo Beta 27.

Para aferição dos parâmetros de soldagem, tais como corrente, força e tempo de soldagem, foi utilizado um equipamento de monitoramento da marca Miyachi, modelo MM 370-A (figura 20).



Figura 20 – Equipamento de monitoramento da marca Miyachi, modelo MM 370.

Para o controle da refrigeração dos eletrodos, foi utilizado um medidor de vazão de água da marca IFM, modelo SN6000 (figura 21).



Figura 21 – Medidor de vazão de água da marca IFM, modelo SN6000.

Foram empregados eletrodos constituídos da liga CuCrZr, do tipo F1-16-20-50-5,5 ilustrados na figura 22, conforme ISO 5821⁽²⁹⁾.

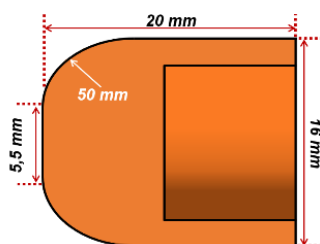


Figura 22 – Representação esquemática dos eletrodos empregados na soldagem dos aços, conforme ISO 5821⁽²⁹⁾.

A etapa de soldagem consistiu na aplicação de um, dois ou três pulsos de corrente de soldagem, variando a intensidade da corrente e o tempo de soldagem. Nas tabelas 2 e 3 são apresentadas as matrizes experimentais que foram avaliadas para a soldagem dos aços DP1000EG e CP1000EG, respectivamente.

Tabela 2 – Condições de soldagem aplicadas no aço DP1000EG.

Condição	Tempo Upslope (ms)	Corrente 1º pulso (kA)**	Tempo 1º pulso (ms)	Corrente 2º pulso (kA)**	Tempo 2º pulso (ms)	Corrente 3º pulso (kA)**	Tempo 3º pulso (ms)	Tempo resfriamento entre pulsos (ms)
D1*	-	7,5	240	-	-	-	-	-
D2	-		120	7,5	120	7,5	120	40
D3	180		240	7,5	480	-	-	120
D4	-		240	5,6	240	-	-	-
D5	-		240	5,6	240	-	-	40
(*) - Condição convencional conforme a ISO 18278-2:2016 ⁽³⁰⁾ . (**) - Definida por meio de testes preliminares visando valores próximos aos de expulsão, seguindo as orientações da norma ISO 18278-2:2016 ⁽³⁰⁾ , por ser a prática mais utilizada industrialmente.								

Tabela 3 – Condições de soldagem a serem aplicadas no aço CP1000EG.

Condição	Tempo Upslope (ms)	Corrente 1º pulso (kA)	Tempo 1º pulso (ms)	Corrente 2º pulso (kA)	Tempo 2º pulso (ms)	Corrente 3º pulso (kA)	Tempo 3º pulso (ms)	Tempo resfriamento entre pulsos (ms)
C1*	-	8,7	320	-	-	-	-	-
C2	-		200	8,7	200	8,7	200	40
C3	180		320	8,7	480	-	-	160
C4	-		320	6,5	320	-	-	-
C5	-		320	6,5	320	-	-	40
(*) - Condição convencional conforme a ISO 18278-2:2016 ⁽³⁰⁾ . (**) - Definida por meio de testes preliminares visando valores próximos aos de expulsão, seguindo as orientações da norma ISO 18278-2:2016 ⁽³⁰⁾ , por ser a prática mais utilizada industrialmente.								

As condições D1 e C1 serão as condições de referência, cujos parâmetros de soldagem são determinados conforme a norma ISO 18278-2:2016⁽³⁰⁾, compostas por um único pulso de corrente.

As condições D2 e C2 são compostas por três pulsos de corrente de igual magnitude e tempo, com um curto intervalo entre eles. Neste caso, o segundo pulso visa a quebra da estrutura dendrítica obtida no primeiro pulso e o terceiro pulso visa o revenimento da martensita formada no segundo pulso, similar ao resultado obtido por Den Uijl⁽²⁴⁾, apresentado no item 2.6.

As condições D3 e C3 são compostas por dois pulsos, sendo o primeiro de menor tempo e precedido por *upslope* (rampa ascendente de corrente) e o segundo, de igual magnitude, aplicado após um longo intervalo (tempo de resfriamento). O propósito do *upslope* é de expulsar gradualmente o revestimento de Zn da interface de solda, a fim de melhorar o contato entre as chapas para a fusão dada pelo primeiro pulso. O intervalo e o segundo pulso de corrente tiveram como objetivo permitir a formação da lente de solda e, em seguida, refundí-la, proporcionando

modificações microestruturais na zona fundida obtida pelo primeiro pulso, conforme observado nos estudos de Eftekharimilani et al⁽²⁵⁾ e Yi Jing et al⁽²⁶⁾, apresentados no item 2.6.

As condições D4 e C4 são compostas por dois pulsos de corrente de tempos iguais, sendo o segundo de menor magnitude e sem intervalo entre eles, com o propósito de reduzir a taxa de resfriamento da solda⁽²³⁾.

As condições D5 e C5 são semelhantes às condições D4 e C4, porém com a aplicação de um curto intervalo entre os pulsos, com o objetivo de permitir a formação de martensita, a qual seria, em seguida, revenida pelo segundo pulso⁽²³⁾.

Além das variáveis listadas nas tabelas 2 e 3, na tabela 4 são apresentados os parâmetros que não foram alterados durante a execução desse trabalho. Tais valores foram selecionados segundo a resistência mecânica e espessura dos aços em estudo, conforme descrito na norma ISO 18278-2:2016⁽³⁰⁾. Os ciclos de soldagem estão representados graficamente nas figuras 23 e 24 para os aços DP1000EG e CP1000EG, respectivamente.

Tabela 4 – Parâmetros fixos empregados conforme a norma ISO 18278-2:2016⁽³⁰⁾.

Material	Força de soldagem (kN)	Tempo de retenção (ms)	Vazão de refrigeração (L/min)	Tempo de aperto (ms)
DP1000EG	3,5	160	4	400
CP1000EG	4,0	200		

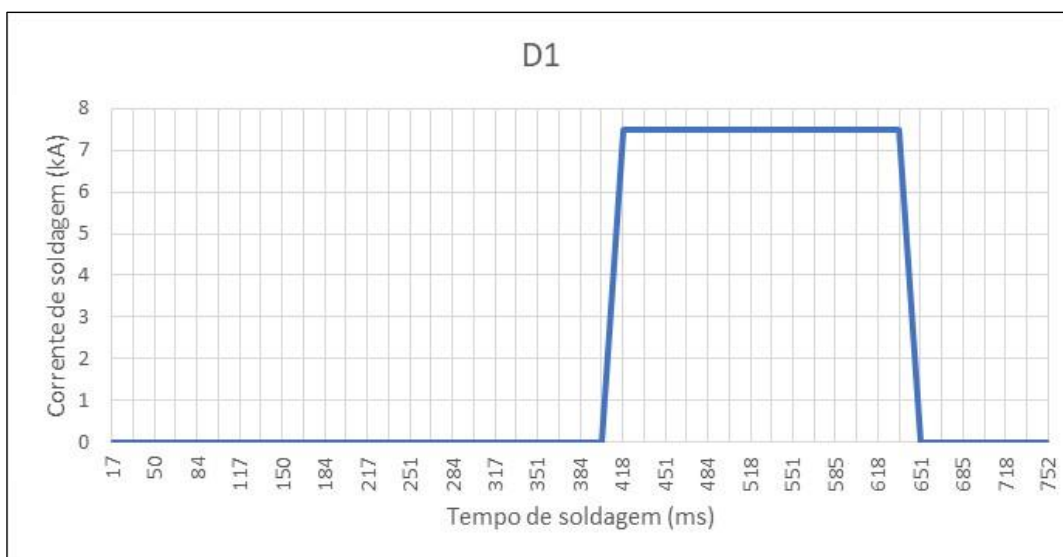


Figura 23 – Ciclos de soldagem a serem empregados no aço DP1000EG.

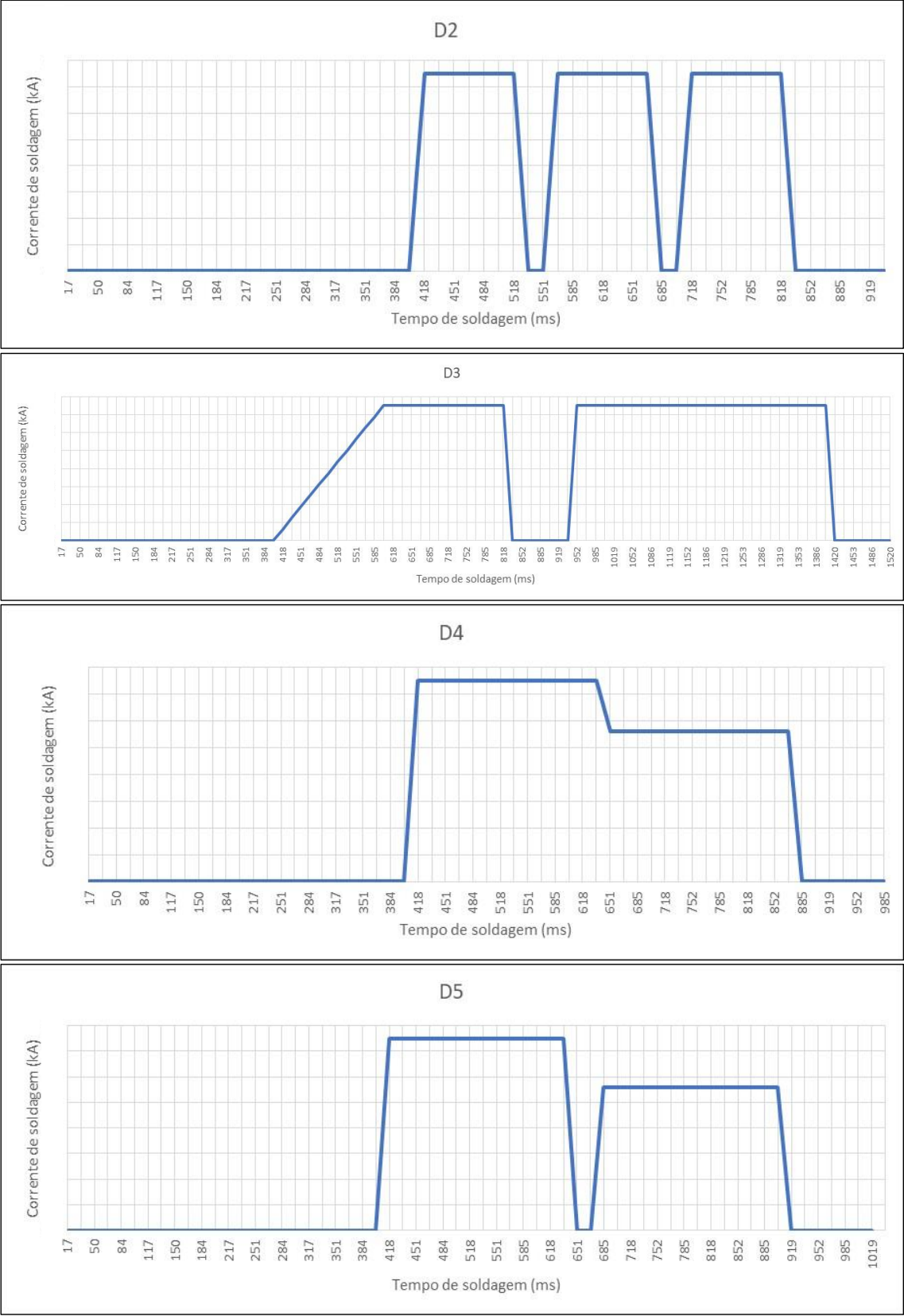


Figura 23 – Continuação.

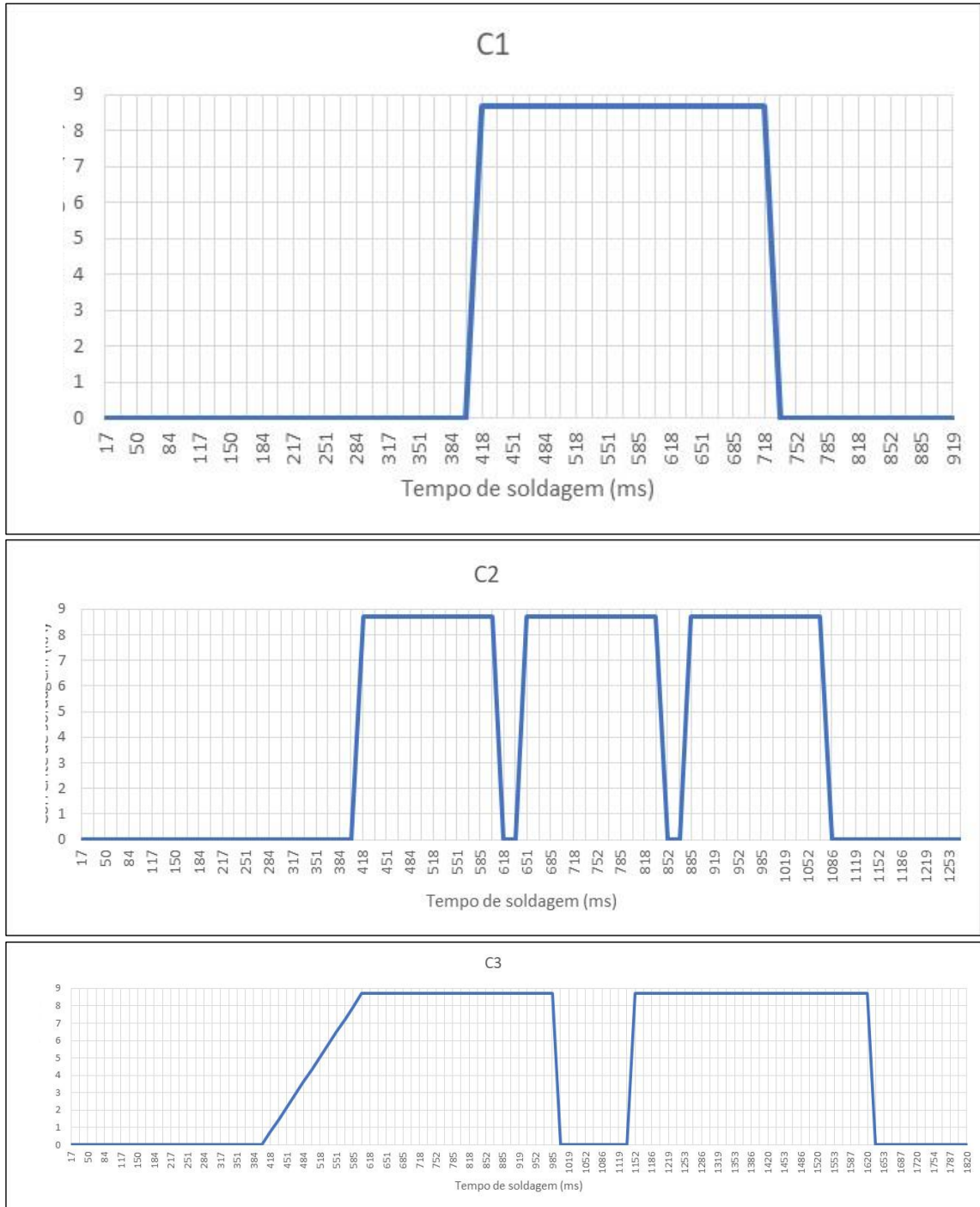


Figura 24 – Ciclos de soldagem a serem empregados no aço CP1000EG.

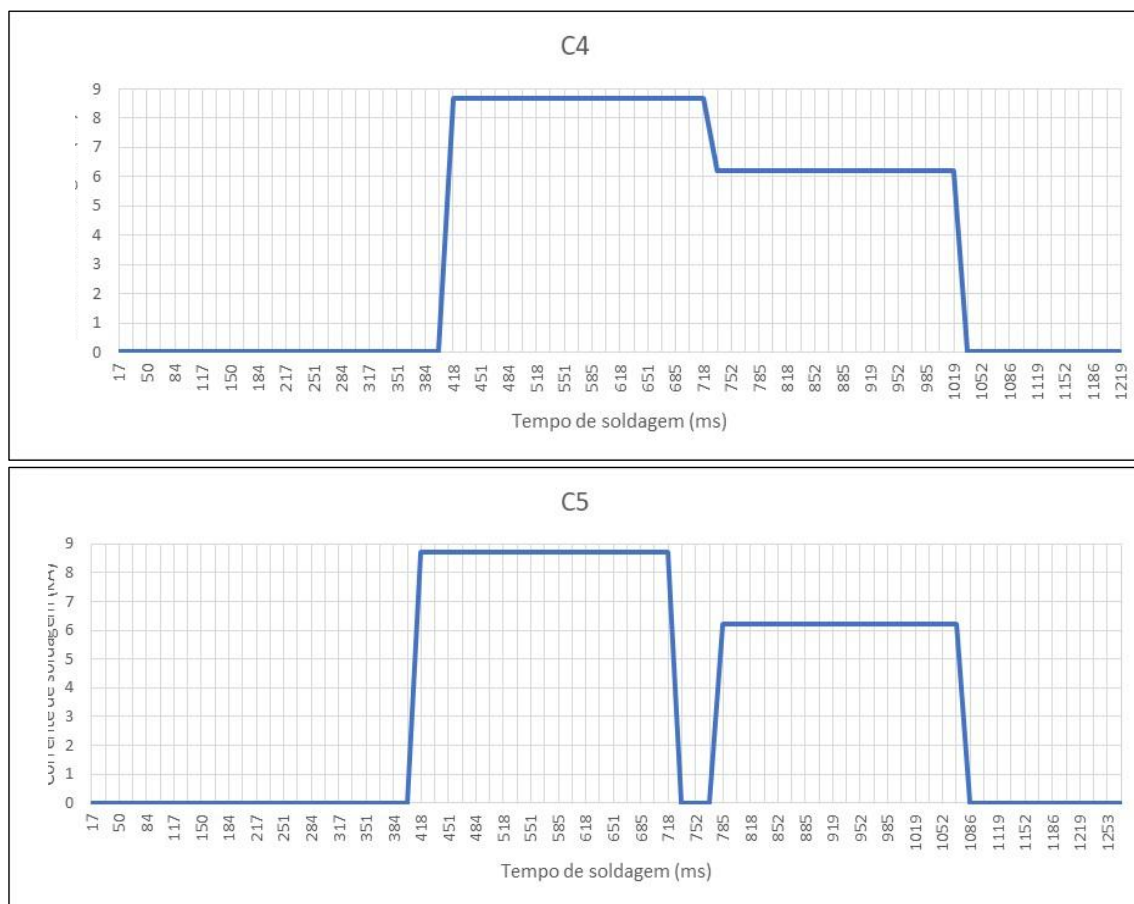


Figura 24 – Continuação.

3.3. Análises Metalográficas, Cristalográficas e de Dureza das Juntas Soldadas

Para avaliação da microestrutura da região soldada e das dimensões das lentes de solda, foi realizada análise metalográfica via microscopia óptica (MO) em seção transversal à solda, após ataque com os reagentes Nital 4% e Superpicral (ácido pícrico + ácido clorídrico), respectivamente. A microestrutura da região soldada também foi avaliada via Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia por Energia Dispersiva (MEV/EDS).

Para correlacionar as características microestruturais e cristalográficas com as propriedades mecânicas do local onde a falha é iniciada, a seção transversal à lente de solda, no plano da espessura das juntas soldadas, representada esquematicamente na figura 25, foi analisada via EBSD e através do ensaio de microdureza. Os dados de EBSD foram analisados para determinar a densidade e dispersão dos contornos de grão de alto ângulo da microestrutura, característica que confere ao material a combinação de alta tenacidade e resistência mecânica⁽²⁵⁾. Nessa mesma região, foi realizado um mapeamento de microdureza na escala Vickers, com carga de penetração de 100 gf e distância entre pontos de 0,05 mm. Também foi determinado o perfil de dureza na escala Vickers, com carga de penetração de 1 kgf e distância entre pontos de 0,25

mm, no MB, zona fundida (ZF) e zona afetada pelo calor (ZAC), conforme perfil apresentado na figura 25.

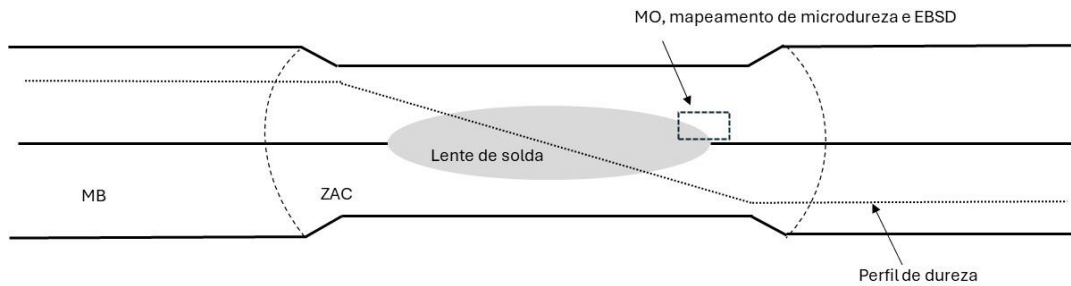


Figura 25

- Representação esquemática da região de análise de dureza e de EBSD.

3.4. Ensaios Mecânicos Estáticos

Uma vez produzidas as juntas soldadas sob as cinco condições apresentadas para cada aço, objetivando avaliar suas propriedades mecânicas, foram confeccionados 3 cps para teste de tração cruzada (*Cross Tension Test*), de acordo com a ISO 14272⁽³¹⁾, e 3 cps para teste de tração em cisalhamento (*Tensile Shear Test*), de acordo com a ISO 14273⁽³²⁾. Para tal, foi utilizada uma máquina servo-hidráulica Instron, modelo 5882, com capacidade máxima de carga de 10 t. Na tabela 5 e figura 26 encontram-se as dimensões e a representação esquemática dos cps para o *Cross Tension Test* e na tabela 6 e figura 27, a representação esquemática dos cps para o *Tensile Shear Test*.

Tabela 5 – Dimensões dos cps para o ensaio de tração cruzada, conforme a ISO14272⁽³¹⁾.

L (mm)	W (mm)	O (mm)	HS (mm)
150	50	50	100

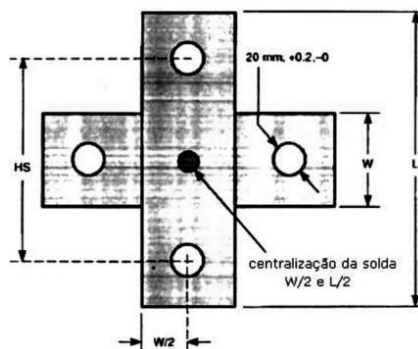


Figura 26 – Representação esquemática dos cps para ensaio de tração cruzada⁽³¹⁾.

Tabela 6 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de cisalhamento, conforme a ISO14273⁽³²⁾.

L (mm)	W (mm)	O (mm)	SL (mm)	UL (mm)
105	45	35	175	95

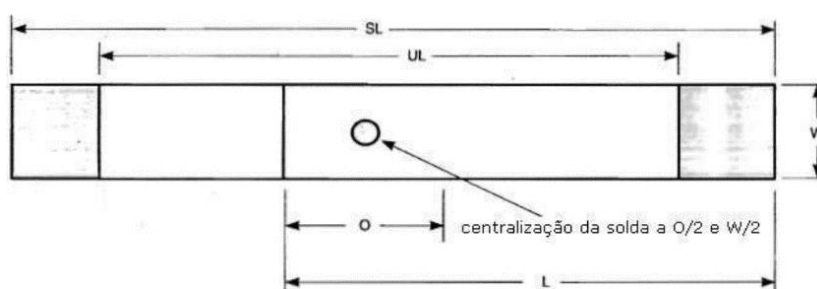


Figura 27 – Representação esquemática de corpo de prova para ensaio de cisalhamento⁽³²⁾.

Os valores de carga máxima (F_{max}), deslocamento máximo (D_{max}) e de energia absorvida ou tenacidade (E_{max}) foram obtidos conforme o diagrama mostrado na figura 28.

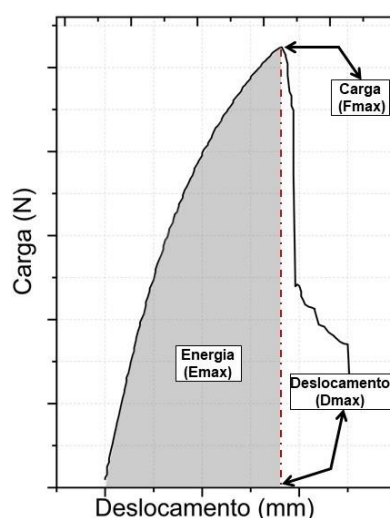


Figura 28 – Determinação da F_{max} , D_{max} e E_{max} .

3.5. Ensaio de fadiga

Por se tratar de aços de alta resistência empregados na confecção de peças automotivas de alto rigor de segurança, as quais são sujeitas a carregamentos cíclicos durante a vida do automóvel, se faz importante entender o comportamento das condições de soldagem aqui avaliadas em ensaios de fadiga.

As juntas soldadas sob a condição que proporcionaram os melhores resultados nos ensaios de tração por cisalhamento foram submetidas ao ensaio de fadiga por cisalhamento, comparativamente às juntas soldadas sob a condição convencional, realizado conforme a norma JIS Z 3138⁽³³⁾. Para tal, foi utilizada uma máquina servo-hidráulica Instron, modelo 8872, com capacidade máxima de carga de 2,5 t. Os carregamentos foram realizados por tração-tração, curva senoidal, frequência de 25 Hz e com razão de carregamento igual a 0,1. Na tabela 7 e figura 29 encontram-se as dimensões e a representação esquemática dos cps utilizados no ensaio, respectivamente, conforme a norma JIS Z 3138⁽³³⁾. As cargas utilizadas neste ensaio

foram definidas com base nos resultados obtidos nos ensaios de cisalhamento, de modo a não exceder a carga máxima obtida para a condição convencional. Para cada nível de carga aplicado, foram utilizados três cps.

Tabela 7 – Dimensões dos cps para o ensaio de fadiga por cisalhamento, conforme a norma JIS Z 3138⁽³³⁾.

L (mm)	W (mm)	O (mm)	SL (mm)	UL (mm)
140	40	40	240	160

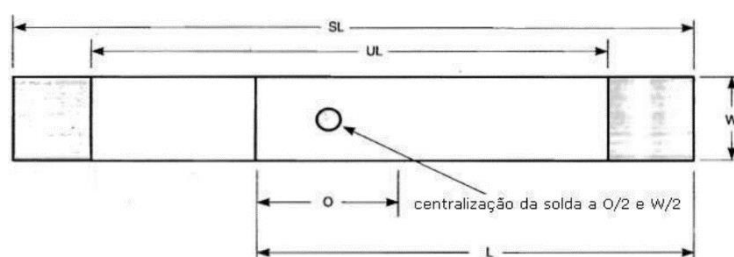


Figura 29 – Representação esquemática dos cps para o ensaio de fadiga por cisalhamento⁽³³⁾.

3.6. Vida útil dos eletrodos

Esse teste prevê a quantidade de pontos que um par de eletrodos de cobre suporta, sem a necessidade de alteração de parâmetros de soldagem e/ou troca/fresagem. O teste foi realizado em cps de 300 x 400 mm, como esquematizado na figura 30, para a condição de soldagem que exibiu os melhores resultados nos testes anteriores, comparativamente à condição convencional. A cada 92 pontos de solda, um cp contendo 8 soldas foi submetido ao *peel test* para a medição do diâmetro médio dos botões de solda. Conforme a SEP1220-2⁽³⁴⁾, o teste deve ser interrompido aos 2000 pontos de solda efetuados, no entanto, devido à quantidade de amostras disponíveis, o teste foi limitado a 1000 pontos de solda.

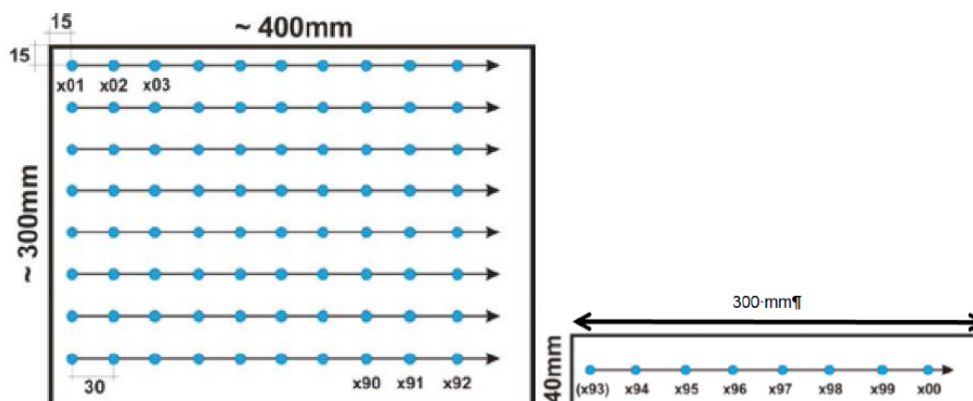


Figura 30 – Representação esquemática dos cps para o teste de vida útil dos eletrodos e para os cps de *peel test*⁽³⁴⁾.

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Aço DP1000EG

4.1.1 Metal Base

Na figura 31 é mostrado o aspecto típico das inclusões verificadas ao longo da espessura da amostra do aço DP1000EG. O resultado da classificação de inclusões está mostrado na tabela 8. O aço DP1000EG apresentou nível de limpeza condizente com o grau em questão, sendo observadas inclusões globulares distribuídas aleatoriamente ao longo da espessura da amostra e inclusões de sulfeto e alumina. Esse nível de limpeza é consequência das práticas utilizadas de refino durante o processamento do aço líquido favorecendo a formação de inclusões globulares adequadas para a integridade e aplicação do aço em questão.



Figura 31 – Aspecto típico das inclusões observadas na amostra do aço DP1000EG. Amostra como polida.

Tabela 8 – Resultado da classificação das inclusões no aço DP1000EG, de acordo com a carta padrão I da norma ASTM E45/97⁽²⁷⁾.

Aço	Inclusões							
	Sulfeto		Alumina		Silicato		Óxidos globulares	
	F	G	F	G	F	G	F	G
DP1000EG	1,5	-	1,5	-	-	-	2,0	-

A microestrutura do aço DP1000EG pode ser vista na figura 32. Trata-se de uma microestrutura refinada, composta majoritariamente por ferrita (aproximadamente 40%) e, em menores quantidades, martensita (32%), bainita (17%) e austenita retida (11%).

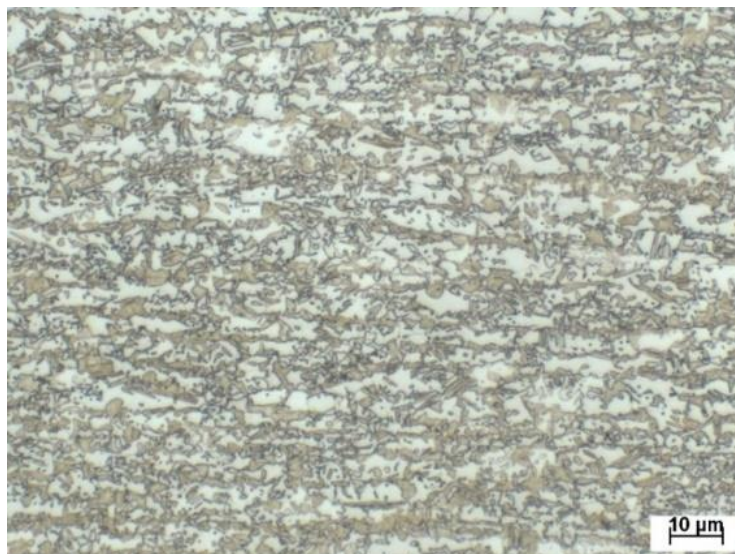


Figura 32 – Microestrutura do aço DP1000EG, vista a ¼ da espessura. Ataque: Nital 4%.

O resultado da análise de tamanho médio de grão efetivo (TGe) do aço DP1000EG, via EBSD, está representado graficamente na figura 33, o qual apresenta uma distribuição lognormal com TGe igual a $2,63 \pm 1,93 \mu\text{m}$. O elevado refinamento microestrutural obtido já era esperado e está associado ao processamento termomecânico do aço em questão, conferindo altas reduções a frio e processos de recristalização e recuperação o que, associado às frações de martensita do material e austenita retida, conferem elevada resistência mecânica e ductilidade ao aço, respectivamente. Na tabela 9 estão mostrados os valores de limite de escoamento (LE), de resistência (LR) e de alongamento total (AL) obtidos no ensaio de tração realizado no aço DP1000EG. As amostras do aço DP1000EG apresentaram propriedades mecânicas conforme o especificado.

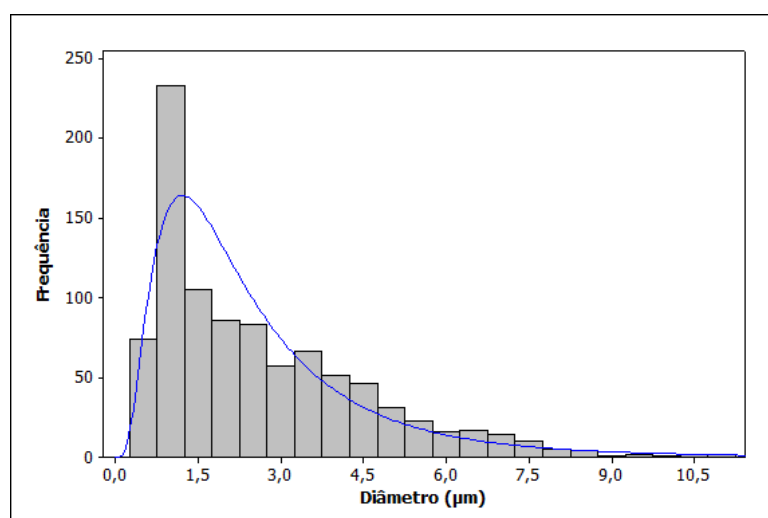


Figura 33 – Resultados da análise via EBSD para a determinação do TGe do aço DP1000EG.

Tabela 9 – Resultados do ensaio de tração do MB e valores de LE, LR e AL especificados para o aço DP1000EG.

Direção	CP	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)
Transversal	1	565	1077	18,1
	2	567	1085	19,7
	3	566	1082	19,0
Longitudinal	1	552	1067	21,2
	2	549	1061	19,5
	3	553	1068	19,3
Especificação (Transversal)		480 - 650	≥ 980	≥ 15,0

4.1.2 Macrografia das juntas soldadas do aço DP1000EG

Na tabela 10 são listados os parâmetros geométricos das lentes de solda do aço DP1000EG, produzidas sob as cinco condições listadas na tabela 2. As macrografias das seções transversais das soldas estão mostradas na figura 34, após ataque com reativo Superpicral, utilizado para a visualização das lentes de solda. Embora não tenha sido objeto deste estudo, não foi observada em nenhuma das condições de soldagem empregadas, a ocorrência do defeito LME (*Liquid metal embrittlement* – fragilização por metal líquido), normalmente encontrado em pontos de solda de aços galvanizados. Ressalta-se que os pares de eletrodos foram substituídos e devidamente alinhados a cada nova condição de soldagem, eliminando a principal fonte de tal defeito, que é o desgaste e o desalinhamento dos eletrodos⁽³⁵⁾.

De modo geral, as dimensões das zonas fundidas foram similares. Ressalta-se que as medições foram realizadas via microscopia óptica e, portanto, são sensíveis ao posicionamento do corte transversal ao ponto de solda, ao lixamento e polimento das amostras, podendo afetar a sua precisão.

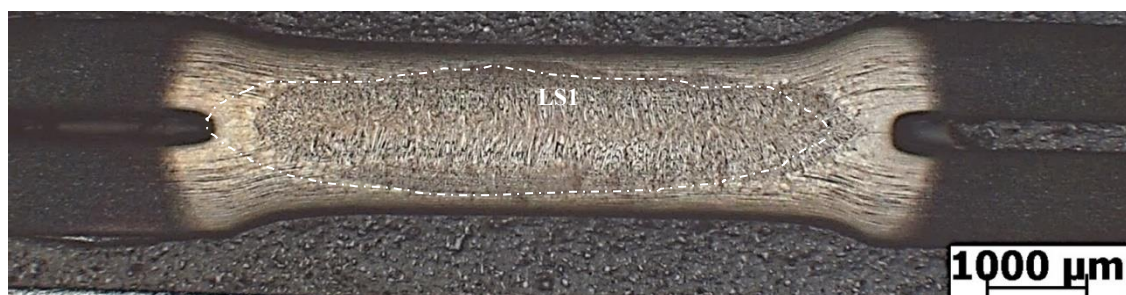
Na figura 34a observa-se que a lente de solda (LS1) da junta convencional (D1) preenche boa parte da seção transversal da região soldada. Na figura 34b, condição D2, percebe-se a presença de 3 lentes de solda. Durante o primeiro pulso, a lente de solda primária (LS1) é formada. O segundo pulso resulta em uma zona refundida dentro da lente primária, formando uma lente de solda secundária (LS2) e, na sequência, a aplicação do terceiro pulso resultou em uma lente de solda terciária (LS3), formada dentro da LS2. Nesta junta soldada, a LS1 possui dimensões semelhantes à da figura 34a e, em menores dimensões, a LS2 e LS3, posicionadas internamente à LS1. A menor extensão da LS2 e/ou LS3 está associada à redução da resistividade elétrica total do sistema. No momento da formação da LS1, a resistividade de contato entre as chapas

(Rc3), ilustrada na figura 2, é a de maior contribuição para a fusão e coalescimento subsequente dos materiais⁽¹⁾. A ausência da Rc3 no sistema reduz o calor gerado durante a soldagem, minimizando a região refundida e, dessa forma, as dimensões da LS2 e, sucessivamente, da LS3.

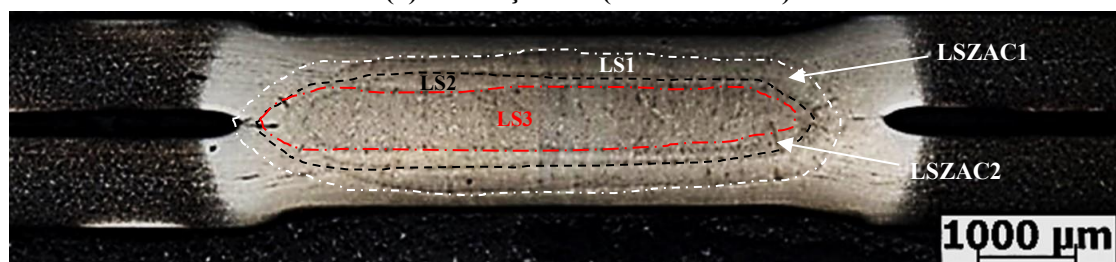
Tabela 10 - Parâmetros geométricos das lentes de solda no aço DP1000EG.

Condição	Lente de Solda	Diâmetro (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)
D1	LS1	5,91	1,32	6,11
D2	LS1	5,78	1,50	5,96
	LS2	5,61	0,94	3,68
	LS3	5,22	0,67	2,33
D3	LS1	5,88	1,33	6,76
	LS2	4,89	0,58	2,60
D4	LS1	-	1,38	-
	LS2	6,00	1,11	5,62
D5	LS1	-	1,33	-
	LS2	6,00	1,05	5,32

Na junta soldada na condição D3, figura 34c, nota-se a presença de duas lentes de solda, sendo a maior (LS1 – lente primária), similar às anteriores e, a menor (LS2 – lente secundária), posicionada internamente à LS1. Mesmo com o emprego de um segundo pulso mais longo, as dimensões da LS2 foram menores que as da LS1. Na soldagem RSW, os eletrodos estão sempre em contato com as chapas, ou seja, existe uma competição entre o aquecimento por efeito Joule e a dissipação de calor devido ao sistema de resfriamento dos eletrodos. O aumento no tempo de soldagem alcança o propósito de aumentar o heat input, mas também aumenta o tempo de resfriamento do eletrodo em contato com a água. Acredita-se, portanto, que a formação e crescimento da lente de solda secundária obtida na condição D3 foi mais afetada pela redução da resistência de contato entre as chapas (causada pela formação da LS1) do que pelo aumento do tempo de soldagem.



(a) Condição D1 (Convencional).



(b) Condição D2 (Três pulsos).



(c) Condição D3 (Dois pulsos, longo tempo de resfriamento).



(d) Condição D4 (Dois pulsos, sem tempo de resfriamento).



(e) Condição D5 (Dois pulsos, curto tempo de resfriamento).

Figura 34 - Macrografias das seções transversais das soldas do aço DP1000EG.

Nas juntas soldadas nas condições D4 e D5 também é possível notar a presença de duas lentes de solda. No entanto, ambas exibiram comprimento na direção horizontal praticamente idêntico. A ausência ou o curto tempo de resfriamento entre os dois pulsos de soldagem

proporcionou um maior aquecimento na região de solda comparado à condição D3, de longo tempo de resfriamento entre pulsos, proporcionando o maior crescimento da LS2.

A região entre as fronteiras das lentes de solda, locais não refundidos, é uma zona afetada pelo calor proveniente do pulso de soldagem subsequente (LSZAC), a qual, como será apresentado a seguir, contribuirá positivamente para o comportamento mecânico das juntas soldadas do aço DP1000EG.

4.1.3 Perfis de dureza das juntas soldadas do aço DP1000EG

Na figura 35 são mostrados os perfis de dureza realizados ao longo das juntas soldadas do aço DP1000EG. Não foram observadas variações significativas nos valores de dureza ou na extensão da ZAC que pudessem ser associadas às diferentes condições de soldagem. Na ZF, as condições de soldagem de duplo ou triplo pulso resultaram em um ligeiro aumento de dureza em relação à condição convencional, o que foi associado ao refinamento da estrutura martensítica, como será mostrado adiante. Em todos os perfis, percebe-se que o fenômeno de amaciamento da ZAC (redução da dureza em relação ao MB) é insignificante, indicando que uma região estreita do material foi submetida ao aquecimento entre as temperaturas intercrítica e de revenimento do MB.

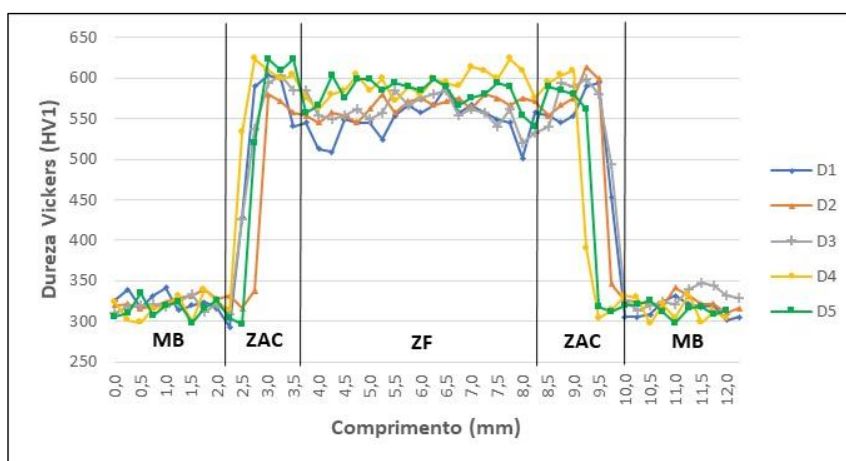


Figura 35 - Perfis de dureza das juntas soldadas do aço DP1000EG.

4.1.4 Ensaios de tração cruzada das juntas soldadas do aço DP1000EG

Na figura 36 são apresentados os resultados dos ensaios de tração cruzada através das curvas carga versus deslocamento para as cinco condições de soldagem do aço DP1000EG. A norma AWS D8.1:2007⁽³⁶⁾ apresenta um guia para a carga mínima no ensaio de tração cruzada (CT_{min}) para a soldagem RSW de aços aplicados no setor automotivo usando como referência a

espessura do material. Dessa forma, conforme descrito na referida norma, o valor mínimo do CT_{min} para a soldagem a ponto do aço DP1000EG de 0,90 mm de espessura é de 0,99 kN. Todos os cps confeccionados nas cinco condições de soldagem em estudo apresentaram valores de carga máxima superiores ao CT_{min} , indicando que as condições de soldagem empregadas foram adequadas para a soldagem do aço em questão.

Os valores de força máxima e energia absorvida (tenacidade) em tração cruzada estão sintetizados na figura 37. É possível observar que as condições de duplo e triplo pulso de corrente, especialmente a condição D3, apresentaram valores de força máxima (F_{max}) e tenacidade (E_{max}) maiores que a condição de soldagem convencional (D1).

Na condição D3, foi obtido um aumento de 106% na força máxima e de 496% na tenacidade comparativamente à condição convencional (D1). Embora o tempo total de soldagem nessa condição seja duas vezes maior que o da condição convencional, o que impacta na produtividade, o expressivo ganho em resistência mecânica pode ser um fator determinante na aplicação industrial do duplo pulso de corrente.

Na sequência, a condição D2 exibiu um aumento de 32% de força máxima e de 157% de tenacidade. As condições D4 e D5 exibiram um aumento de 22% e 6% de força máxima e de 66% e 48% de tenacidade, respectivamente.

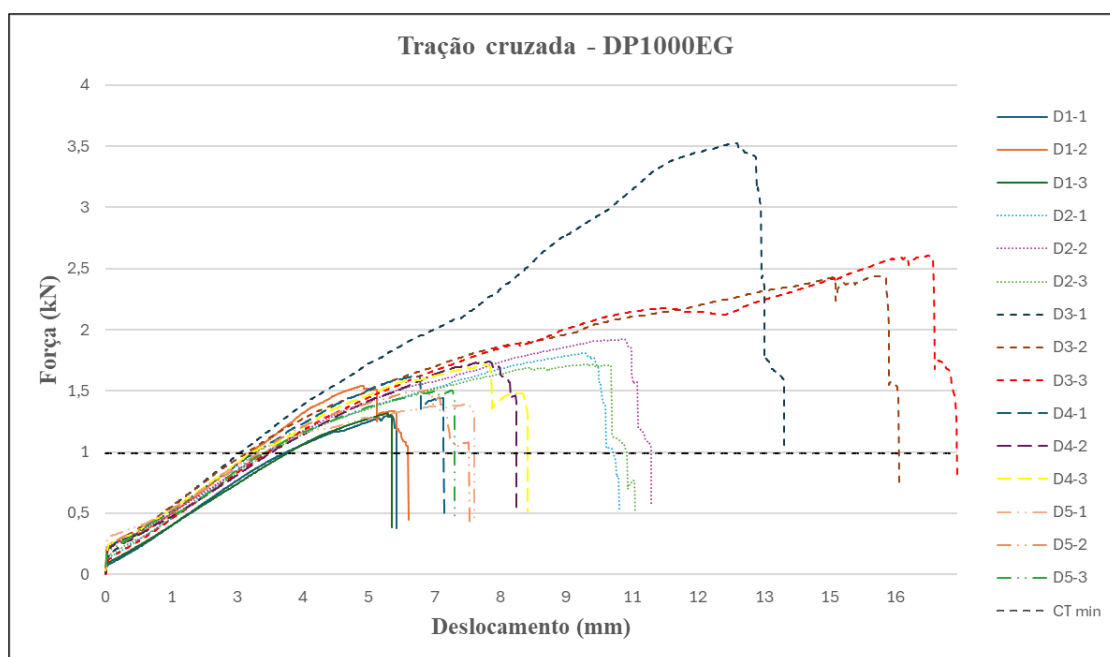


Figura 36 – Curvas obtidas no ensaio de tração cruzada das juntas soldadas do aço DP1000EG.

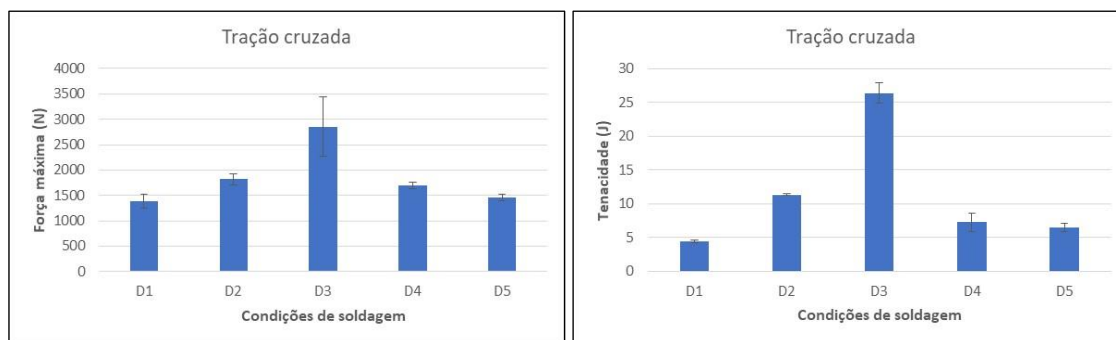


Figura 37 – Valores de força máxima e tenacidade em tração cruzada obtidos nas condições de soldagem avaliadas do aço DP1000EG.

4.1.5 Ensaio de cisalhamento das juntas soldadas do aço DP1000EG

Na figura 38 são apresentados os resultados dos ensaios de cisalhamento através das curvas carga versus deslocamento para as cinco condições de soldagem do aço DP1000EG. A norma AWS D8.1:2007⁽³⁶⁾ apresenta um guia para a carga mínima no ensaio de cisalhamento (ST_{min}) para a soldagem RSW de aços aplicados no setor automotivo usando como referência a espessura e limite de resistência do material. Dessa forma, conforme descrito na referida norma, o valor mínimo do ST_{min} para a soldagem a ponto do aço DP1000EG de 0,90 mm de espessura é de 5,8 kN. Todos os cps confeccionados nas cinco condições de soldagem em estudo apresentaram valores de carga máxima superiores ao ST_{min} , indicando que as condições de soldagem empregadas foram adequadas para a soldagem do aço em questão.

Os valores de força máxima e energia absorvida (tenacidade) em cisalhamento estão sintetizados na figura 39. É possível observar que as condições de duplo e triplo pulso de corrente, especialmente a condição D3, apresentaram valores de força máxima (F_{max}) e tenacidade (E_{max}) maiores que a condição de soldagem convencional (D1).

Na condição D3, foi obtido um aumento de 45% na força máxima e de 156% na tenacidade comparativamente à condição convencional (D1).

Na sequência, a condição D2 exibiu um aumento de 37% de força máxima e de 89% de tenacidade. As condições D4 e D5 exibiram um aumento de 6% e 3% de força máxima e de 22 e 10% de tenacidade, respectivamente.

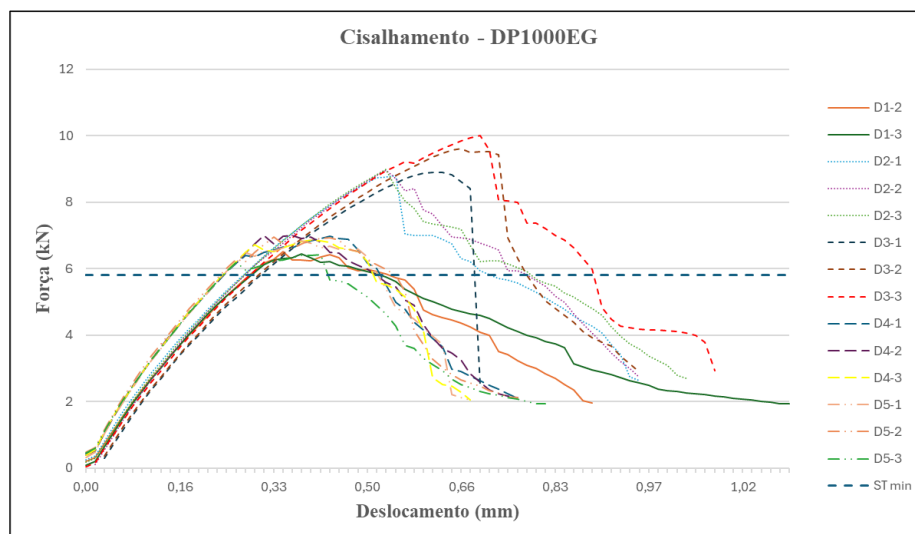


Figura 38 – Curvas obtidas no ensaio de cisalhamento das juntas soldadas do aço DP1000EG.

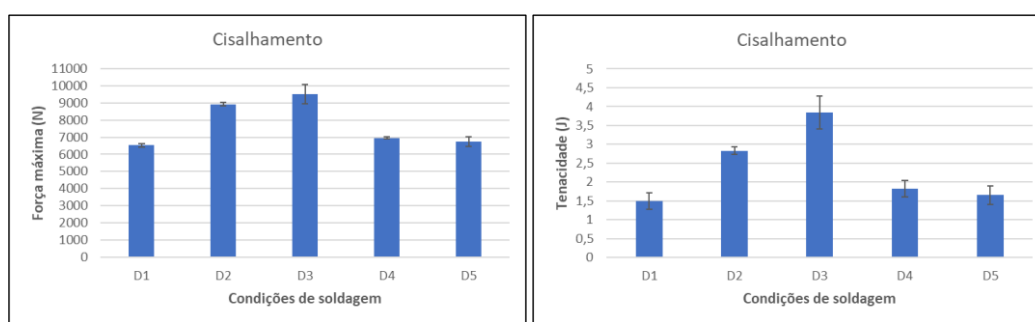


Figura 39 – Valores de força máxima e tenacidade em cisalhamento obtidos nas condições de soldagem avaliadas do aço DP1000EG.

Os resultados de propriedades mecânicas obtidos em tração cruzada e cisalhamento indicam que a melhoria das propriedades mecânicas das soldas submetidas a dois ou três pulsos está mais relacionada a fatores metalúrgicos do que a fatores geométricos das lentes de solda, como será mostrado adiante, já que as dimensões da região soldada foram similares às da condição convencional, como mostrado na tabela 10.

Conforme mostrado na tabela 1, o aço DP1000EG apresenta um valor de CE acima do valor crítico de 0,24⁽³⁷⁾. Este valor crítico se refere ao ponto em que, se ultrapassado, torna a presença de S e P suficiente para segregar para os contornos de grão e aumentar a susceptibilidade ao trincamento durante a solidificação, favorecendo a ocorrência de fratura interfacial. No entanto, apesar do elevado CE do aço DP1000EG, nenhuma das condições de soldagem avaliadas, inclusive a convencional, resultaram em fratura interfacial, tanto nos ensaios de tração cruzada, quanto ao cisalhamento.

As macrografias representativas das soldas D1 e D3, submetidas aos ensaios de tração cruzada, estão exibidas na figura 40. Percebe-se que a fratura da solda D1 se propagou parcialmente pelo interior da LS1, diferentemente do caminho da fratura na solda D3, que percorreu a periferia da

LS1. Esses resultados estão em concordância com a morfologia favorável da austenita prévia na região LSZAC da solda D3, como será mostrado a seguir.



(a) Solda convencional (D1).



(b) Solda D3.

Figura 40 - Macrografias representativas das soldas D1 e D3, submetidas aos ensaios de tração cruzada.

4.1.6 Microestrutura das juntas soldadas do aço DP1000EG

A microestrutura na região de solda das juntas produzidas sob as cinco condições de soldagem do aço DP1000EG está mostrada na figura 41. Nota-se que, tanto a lente de solda primária (LS1) quanto as lentes de solda secundária e terciária (LS2 e LS3), exibem estrutura dendrítica com uma orientação típica de solidificação (grãos colunares), no entanto, mais refinada nas soldas produzidas com duplo e triplo pulso de soldagem. Fenômeno semelhante foi relatado por Sajjadi-Nikoo e outros⁽³⁸⁾, ao aplicar pulsos de PWHT (*postweld heat treatment*) na soldagem de aços TRIP (*Transformation-induced plasticity*). Estes autores sugeriram que esse refinamento se deve ao processo de reversão martensita-austenita através do rápido aquecimento e resfriamento durante o PWHT. Durante o aquecimento, a densidade de austenita nucleada aumenta significativamente, levando ao refinamento dos grãos de austenita prévia, que por sua vez, resulta em pacotes de martensita mais finos. O refinamento da estrutura promove uma maior densidade de deslocamentos, proporcionando melhoria nas propriedades mecânicas⁽²⁵⁾, fatos também observados nas análises desse trabalho e que serão apresentados nas avaliações via EBSD a seguir.

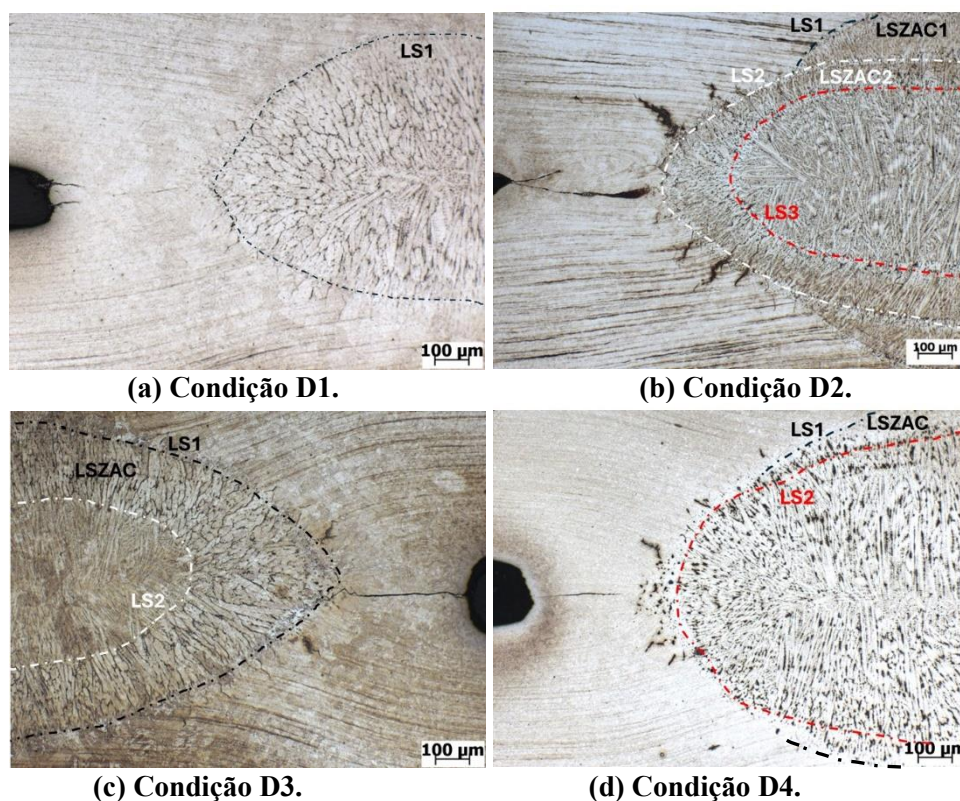


Figura 41 – Micrografias das regiões de solda das juntas do aço DP1000EG. Ataque: Superpicral.

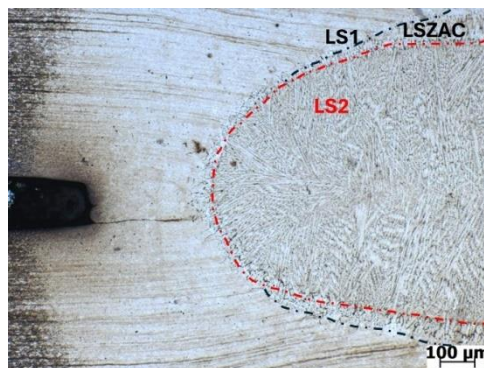
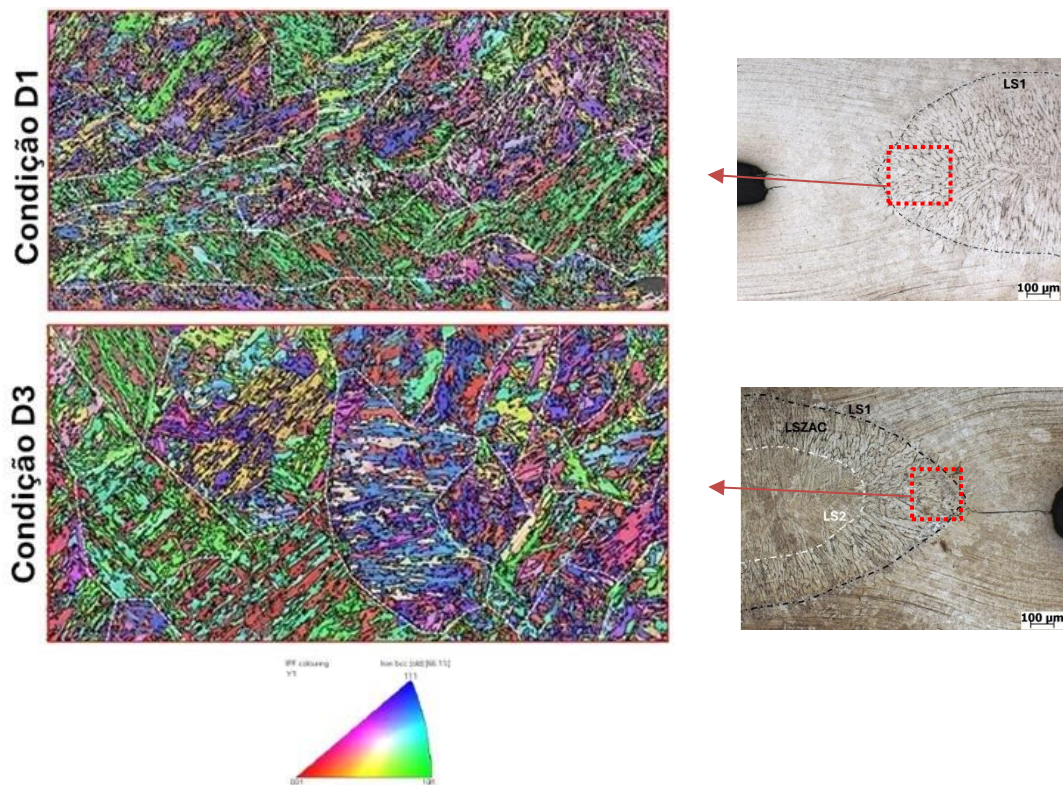


Figura 42 – Continuação.

4.1.7 Cristalografia das juntas soldadas do aço DP1000EG

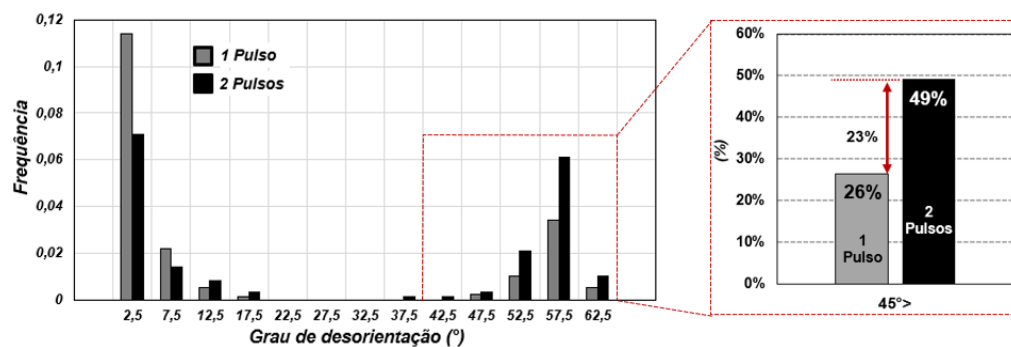
Na Figura 42 são apresentados os mapas de figura de polo inversa (*Inverse Pole Figure - IPF*) e a estatística do grau de desorientação na lente de solda primária (LS1) da junta D1 e na LSZAC da junta D3. A região entre a LS1 e LS2 (LSZAC) da junta D3 exibiu grãos da austenita prévia (PAG) mais equiaxiais (qualitativamente delimitados através dos contornos com grau de desorientação superior a 15°) em relação aos da condição D1, indicando que o segundo pulso de corrente reaustenizou a LSZAC na junta D3, semelhante ao que foi observado por Sajjadi-Nikoo e outros⁽³⁸⁾. De acordo com Betiku et al⁽³⁹⁾, grãos equiaxiais à frente do entalhe em soldas

a ponto oferecem maior resistência à propagação de trincas do que grãos colunares. Estudos na literatura demonstram que a equiaxialidade dos PAG leva à redução no tamanho dos blocos martensíticos contribuindo para um aumento na densidade de contornos de alto ângulo⁽⁴⁰⁾, o que está de acordo com os resultados obtidos neste estudo. Segundo a literatura⁽²⁵⁾, grãos austeníticos mais equiaxiais possuem maiores frações de contornos de alto ângulo de desorientação, o que favorece as propriedades mecânicas do material, especialmente a tenacidade da solda. Esse fato foi evidenciado na figura 42b, onde é possível verificar que a região reaustenitizada da condição D3 (LSZAC) propiciou a formação de unidades cristalinas com uma maior fração de grau de desorientação maior que 45° (49%) em relação à condição D1 (26%), o que dificulta a propagação de trincas.



(a) Figuras de polo inversa da região LS1 (D1) e LSZAC (D3).

Figura 43 – Análise cristalográfica via EBSD nas condições D1 e D3 do aço DP1000EG.



(b) Grau de desorientação da região LS1 (D1) e LSZAC (D3).

Figura 44 – Continuação.

4.1.8 Mapeamento de microdureza nas juntas soldadas do aço DP1000EG

Os mapas de microdureza em escala Vickers envolvendo parte das lentes de solda e parte da ZAC das soldas D1 e D3, como esquematizado na figura 25, estão exibidos na figura 43, sobrepostos às macrografias correspondentes. As diferenças microestruturais observadas entre as soldas não resultaram em alterações significativas de dureza na região analisada. Em ambas as soldas foi observada uma queda de dureza localizada (regiões em azul escuro) no entorno da LS1, não detectada via perfis de dureza convencionais. Tal fenômeno, chamado de “*halo ring-like*”, já é conhecido na literatura e ocorre em uma zona parcialmente fundida (PMZ - *Partially Melted Zone*) devido à difusão de solutos na interface sólido/líquido, especialmente de carbono⁽²⁶⁾. Sua localização induz a nucleação e propagação de trincas para fora da interface entre as chapas, favorecendo a ocorrência de falha do tipo botão e, consequentemente, elevando a força necessária para romper a solda (desejável).

As regiões de dureza mais elevada (regiões em vermelho) correspondem, provavelmente, às regiões de ocorrência de trincas de liquação, locais de maior segregação de elementos de liga, em conformidade com a literatura⁽²⁶⁾. A figura 44 apresenta os contornos de grãos austeníticos nas adjacências da lente de solda primária das soldas D1 e D3, visualizados via MEV. Na solda D3, nota-se a presença de um filme de menor intensidade de contagem dos elementos Si e P comparativamente à solda D1, fato que pode estar associado à reaustenitização promovida pelo segundo pulso de soldagem, que conforme a literatura⁽²⁶⁾, promove a redistribuição de elementos ora segregados nos contornos de grãos da austenita prévia original. Tais elementos são dispersos na nova estrutura formada durante o resfriamento subsequente, minimizando caminhos preferenciais para a propagação de trincas. Além disso, este filme apresenta-se parcialmente destruído na solda D3, exibindo um aspecto esborrado, o que pode ter contribuído para a resistência mecânica da solda.

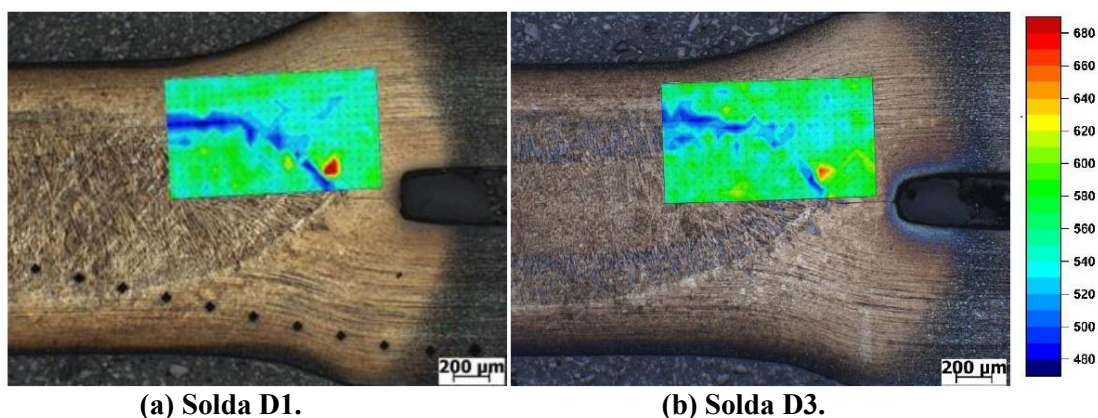
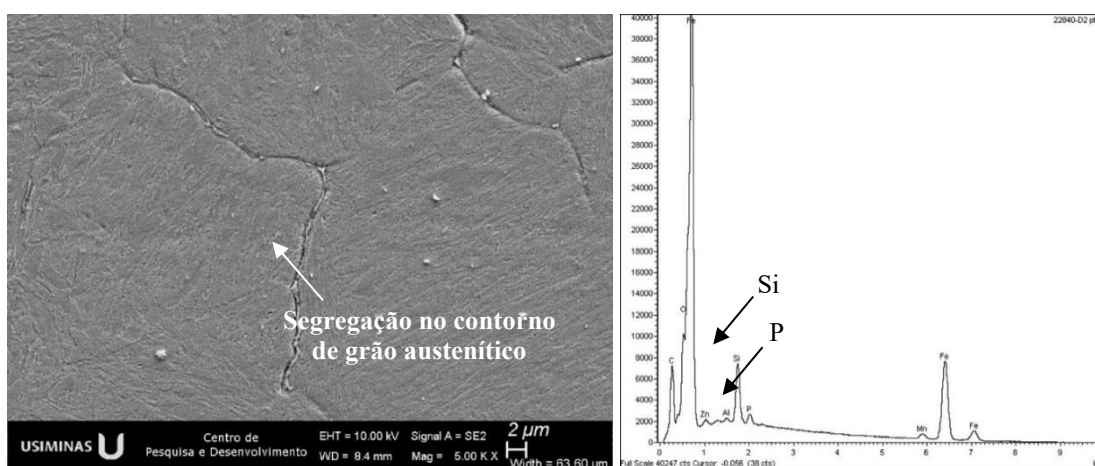
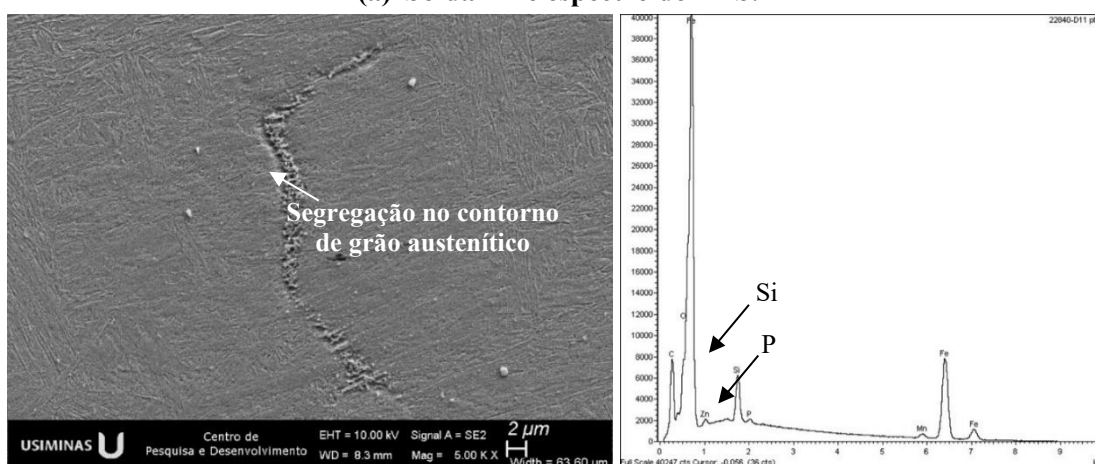


Figura 45 – Mapas de microdureza na escala Vickers (HV0,1) nas soldas D1 e D3.



(a) Solda D1 e espectro de EDS.



(b) Solda D3 e espectro de EDS.

Figura 46 – Contornos de grãos austeníticos na lente de solda primária das juntas D1 e D3.

Através das análises macroestrutural, cristalográfica e de microdureza foi possível associar os melhores valores de resistência mecânica à aplicação de duplo pulso de soldagem. A propagação da fratura durante o ensaio de tração cruzada nas juntas soldadas D1 e D3 está representada, esquematicamente, na figura 45. Em síntese, a melhoria da resistência mecânica da junta D3 se deve, provavelmente, ao refinamento da estrutura de solidificação e aos maiores obstáculos à propagação da trinca presentes na região reaustenitizada pelo 2º pulso de soldagem (LSZAC), local de maior fração de contornos de alto ângulo de desorientação e, portanto, de melhor tenacidade.

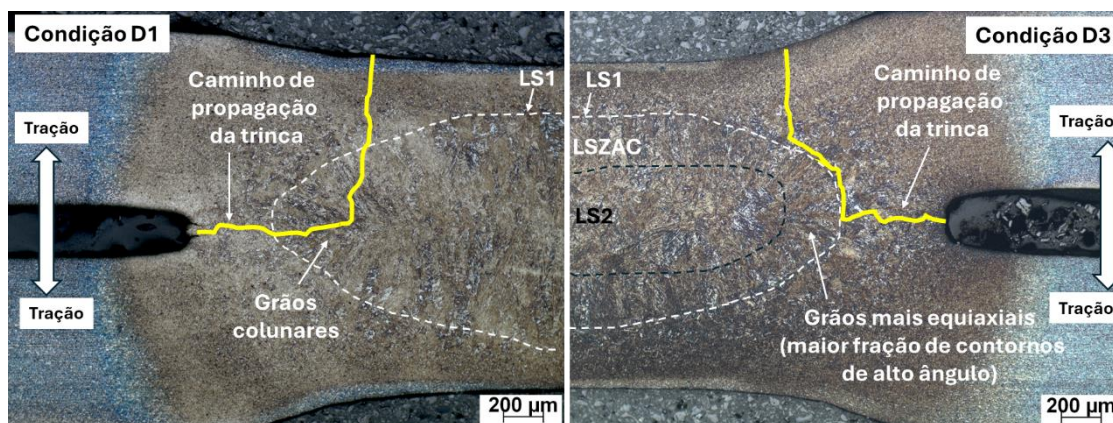


Figura 47 – Representação esquemática da propagação da trinca no aço DP1000EG, durante o ensaio de tração cruzada.

4.1.9 Ensaio de fadiga das juntas soldadas do aço DP1000EG

Os ensaios de fadiga por cisalhamento foram realizados em cps soldados nas condições D1 e D3. Os carregamentos impostos aos cps estão mostrados na tabela 11.

Tabela 11 – Carregamentos impostos aos cps de fadiga por cisalhamento do aço DP1000EG.

Carga Máxima (N)	Carga mínima (N)	Carga média (N)	Amplitude (N)
4000	400	2200	1800
3250	325	1788	1463
2500	250	1375	1125
1750	1750	963	788
1000	100	550	450

Na figura 46 são mostrados os resultados de fadiga, na forma de carga máxima aplicada e número de ciclos para a fratura. Não foi observada diferença significativa de vida em fadiga entre as duas condições de soldagem, tanto para carregamentos de níveis mais elevados quanto em níveis mais baixos. No entanto, os cps da condição D3, carregados a 1000 N, ultrapassaram 2 milhões de ciclos sem a ocorrência de fratura, momento em que o ensaio foi interrompido. Para todos os níveis de carregamento, em ambas as condições de soldagem, nenhum dos cps rompidos exibiram fraturas do tipo interfacial. Estes resultados corroboram com a literatura⁽¹⁸⁾, a qual considera que a vida em fadiga de juntas soldadas a ponto é mais influenciada por fatores geométricos do que pela resistência ou microestrutura do material. Observando qualitativamente os entalhes, figuras 34a e 34c, observa-se que são semelhantes, fazendo com que a vida em fadiga dos cps também tenha sido semelhante.

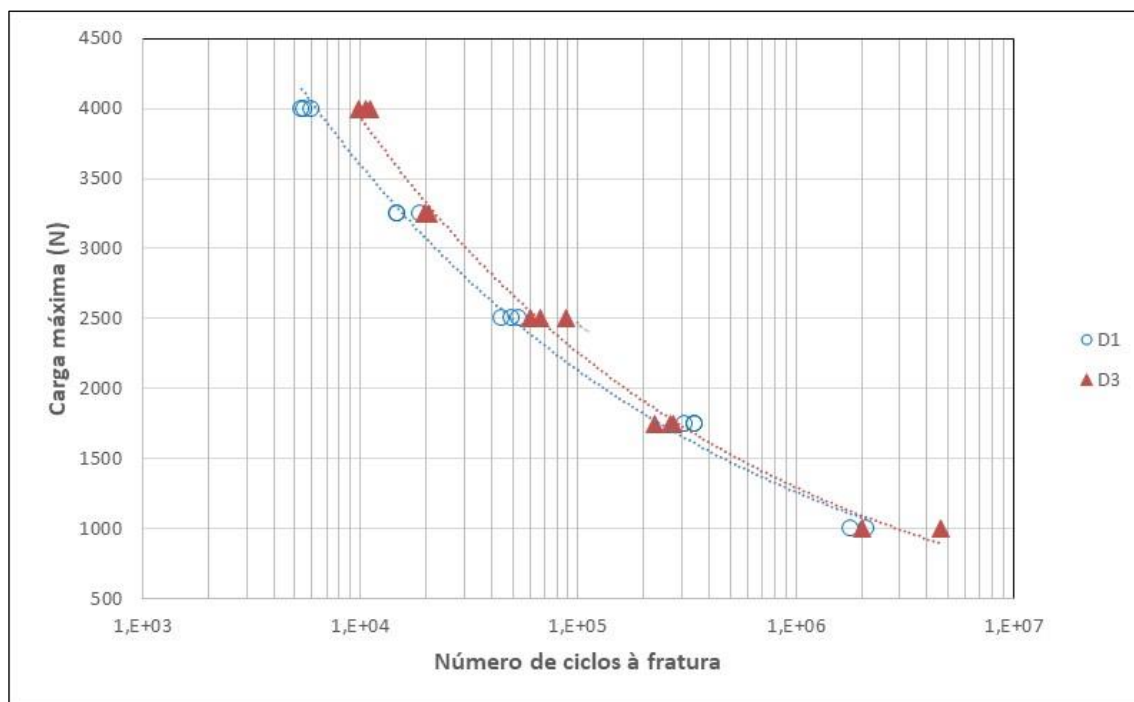
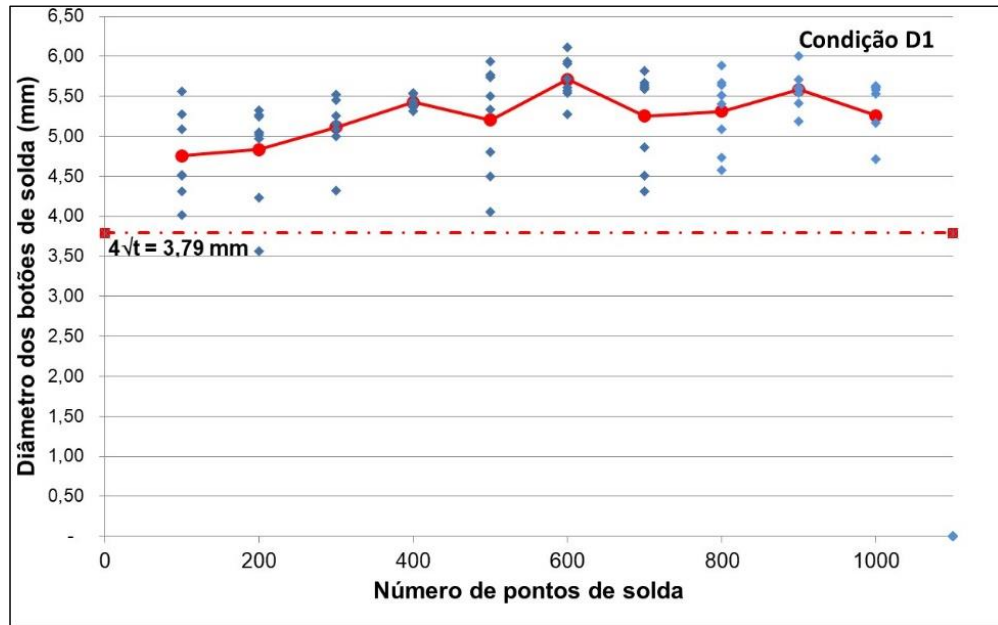


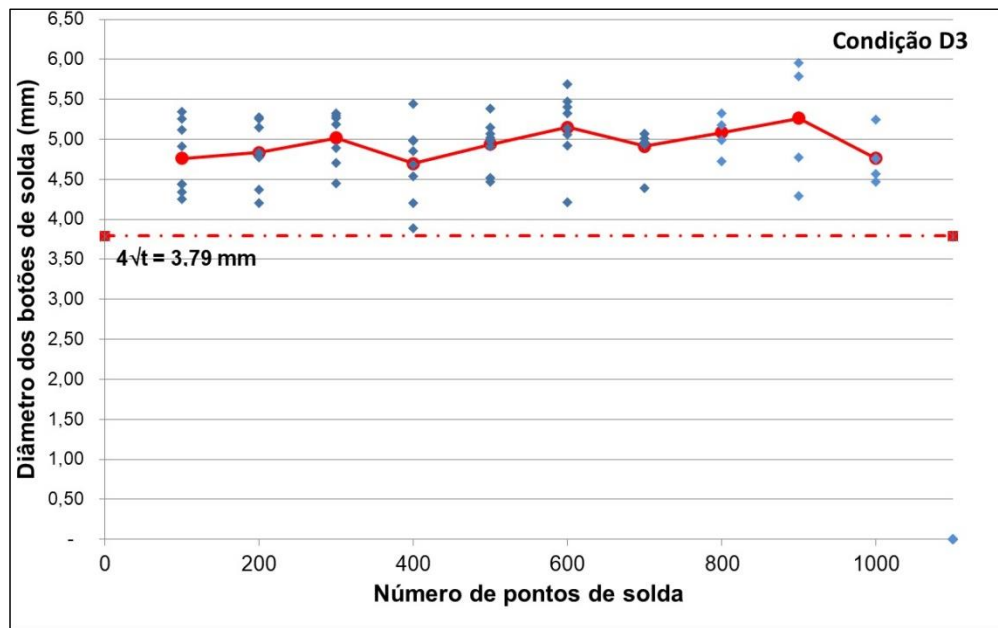
Figura 48 – Curvas de fadiga dos cps soldados nas condições D1 e D3.

4.1.10 Avaliação da vida útil dos eletrodos durante a soldagem do aço DP1000EG

Os gráficos apresentados na figura 47 mostram a variação do diâmetro dos botões de solda em função do número de pontos de solda produzidos nas condições de soldagem D1 e D3. Apesar do maior tempo de soldagem da condição D3, houve uma ligeira queda nos valores médios do diâmetro dos botões de solda ao final do teste (4,75 mm), comparativamente à condição D1 (5,17 mm), indicando que a aplicação de duplo pulso de soldagem no aço DP1000EG, de 0,90 mm de espessura, não reduz significativamente a vida útil dos eletrodos.



(a) Condição D1.



(b) Condição D3.

Figura 49 – Variação dos diâmetros de solda em teste de vida útil dos eletrodos no aço DP1000EG.

4.2 Aço CP1000EG

4.2.1 Metal base

Na figura 48 é mostrado o aspecto típico das inclusões verificadas ao longo da espessura da amostra do aço CP1000EG. O resultado da classificação das inclusões observadas na amostra está mostrado na tabela 12. Foram observadas inclusões globulares distribuídas aleatoriamente ao longo da espessura da amostra e inclusões de sulfeto e alumina. No entanto, assim como no aço DP1000EG, o CP1000EG apresentou nível de limpidez condizente com o grau em questão.



Figura 50 – Aspecto típico das inclusões observadas na amostra do aço CP1000EG. Amostra como polida.

Tabela 12 – Resultado da classificação das inclusões no aço CP1000EG, de acordo com a Carta padrão I da norma ASTM E45/97⁽²⁷⁾.

Aço	Inclusões							
	Sulfeto		Alumina		Silicato		Óxidos globulares	
	F	G	F	G	F	G	F	G
CP1000EG	1,0	-	0,5	-	-	-	2,5	-

A microestrutura do aço CP1000EG pode ser vista na figura 49. Trata-se de uma microestrutura refinada, composta majoritariamente por bainita (aproximadamente 64%) e, em menores quantidades, ferrita (28%) e martensita (8%).

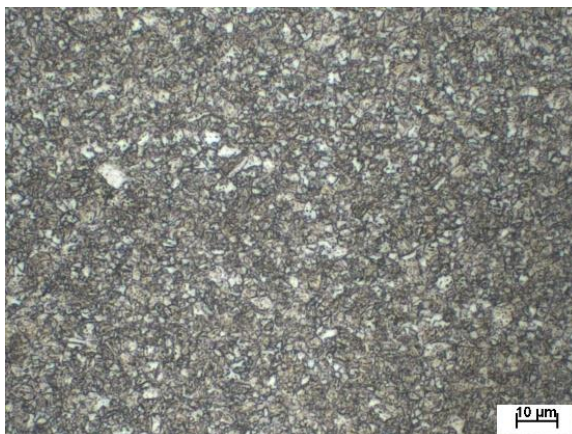


Figura 51 – Microestrutura do aço CP1000EG a ¼ da espessura. Ataque: Nital 4%.

O resultado da análise de tamanho médio de grão efetivo (TGe) do aço CP1000EG, via EBSD, está representado graficamente na figura 50, o qual apresenta uma distribuição lognormal com TGe igual a $1,32 \pm 0,74 \mu\text{m}$. A resistência mecânica do aço CP1000EG é favorecida pelo maior refinamento microestrutural, quando comparada à do aço DP1000EG ($\text{TGe} = 2,63 \pm 1,93 \mu\text{m}$) avaliado neste estudo, cuja resistência mecânica é mais influenciada pela maior fração de martensita (32%). Os dois materiais comportam-se, portanto, de forma distinta em função dessas diferenças.

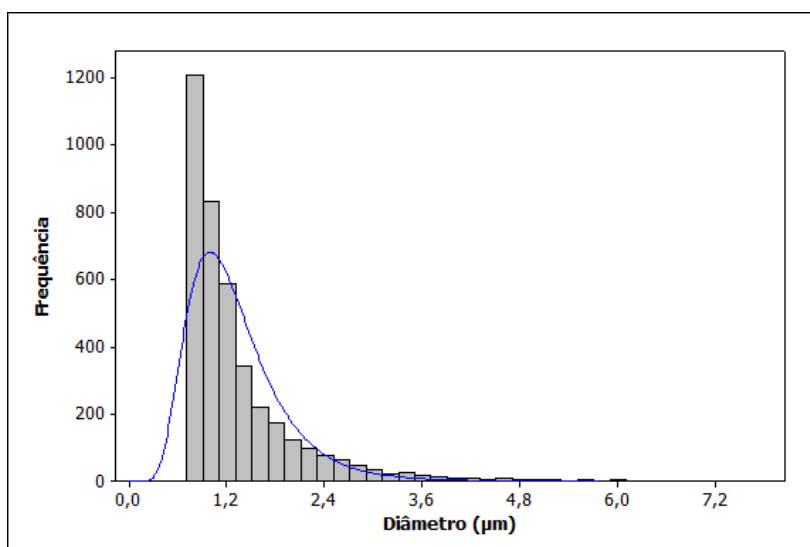


Figura 52 – Resultados da análise via EBSD para a determinação do TGe no aço CP1000EG.

Na tabela 13 estão mostrados os valores de limite de escoamento (LE), de resistência (LR) e de alongamento total (Al) obtidos no ensaio de tração realizado no aço CP1000EG. As amostras do aço CP1000EG apresentaram propriedades mecânicas conforme o especificado.

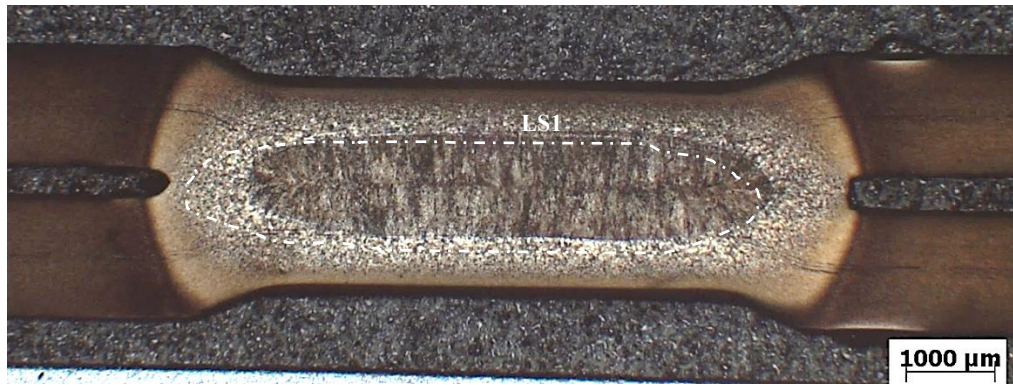
Tabela 13 – Resultados do ensaio de tração do MB e valores de LE, LR e Al especificados para o aço CP1000EG.

Direção	CP	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)
Transversal	1	924	1110	9,4
	2	926	1109	9,5
	3	929	1108	10,4
Longitudinal	1	906	1097	10,7
	2	920	1097	10,5
	3	918	1090	10,5
Especificação (Transversal)		≥ 780	≥ 980	≥ 8,0

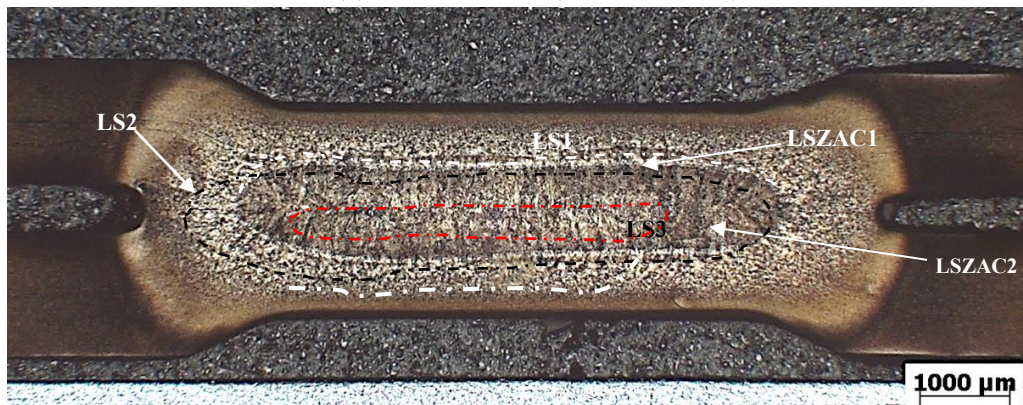
4.2.2 Macrografia das juntas soldadas do aço CP1000EG

As macrografias das seções transversais das soldas do aço CP1000EG, produzidas sob as cinco condições de soldagem listadas na tabela 3, estão mostradas na figura 51, após ataque com reativo Superpicral, utilizado para a visualização das lentes de solda. Na tabela 14 são listados os parâmetros geométricos das lentes de solda analisadas. Assim como no aço DP1000EG, as juntas soldadas nas condições C2, C3 e C5 exibiram sobreposição de lentes de solda sucessivamente menores ($LS1 > LS2 > LS3$), no entanto, mais difíceis de serem visualizadas por meio do ataque utilizado devido, possivelmente, à composição química menos carregada do CP1000EG. Na condição C5, a visualização de tal sobreposição de lentes de solda só foi possível com aumento de ampliação, destacada na figura 51e.

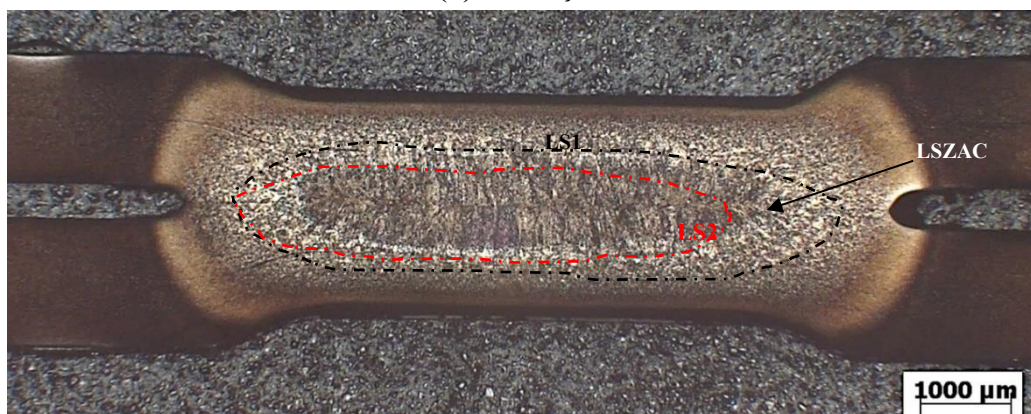
Na junta soldada da condição C4 não foi possível notar a presença de duas lentes de solda, como visualizadas nas juntas soldadas em condição semelhante no aço DP1000EG. Possivelmente, a ausência de tempo de resfriamento entre os dois pulsos tenha impedido ou minimizado a formação de uma interface entre as lentes de solda primária e secundária.



(a) Condição C1 (Convencional).



(b) Condição C2.

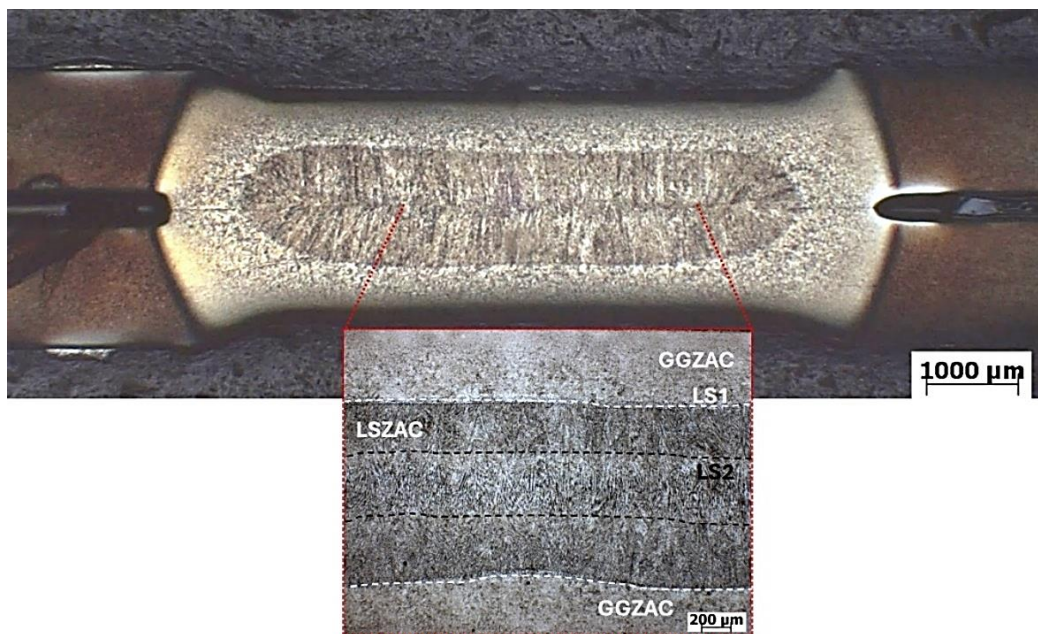


(c) Condição C3.



(d) Condição C4.

Figura 53 - Macrografias das seções transversais das soldas do aço CP1000EG.



(e) Condição C5.

FIGURA 51 – Continuação.

Tabela 14 - Parâmetros geométricos das lentes de solda no aço CP1000EG.

Condição	Lente de Solda	Diâmetro (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)
C1	LS1	5,94	1,22	6,38
C2	LS1	6,00	1,24	6,76
	LS2	6,00	1,10	5,01
	LS3	3,86	0,38	1,34
C3	LS1	5,95	1,10	5,79
	LS2	4,95	0,86	3,62
C4	LS1	6,00	1,19	6,65
	LS2	-	-	-
C5	LS1	5,95	1,28	6,58
	LS2	3,86	0,38	1,34

4.2.3 Perfis de dureza das juntas soldadas do aço CP1000EG

O CP1000EG é mais afetado pelo ciclo térmico porque perde parte do refinamento de grão, não recuperando a resistência mecânica devido a uma composição química menos favorável à formação de constituintes de maior resistência, diferentemente do DP1000EG, o qual possui um teor de carbono mais elevado, lhe permitindo maior formação de martensita, “compensando” a perda de resistência mecânica devido ao menor refino de grão.

Na figura 52 são mostrados os perfis de dureza realizados ao longo das juntas soldadas do aço CP1000EG. Comparativamente às juntas soldadas do aço DP1000EG, as regiões ZAC e ZF apresentaram menores valores de dureza devido ao menor teor de Carbono equivalente (CE) do aço CP1000EG, o que lhe confere menor temperabilidade durante o resfriamento da solda. Mesmo com as elevadas taxas de resfriamento da soldagem a ponto, que favorecem a formação de constituintes de baixa temperatura de transformação, a martensita formada na ZAC desse aço, devido ao seu baixo teor de carbono (0,10%), apresenta uma menor dureza em relação à martensita de alto carbono (0,25%) do aço DP1000EG.

Na ZF, as condições de soldagem de duplo ou triplo pulso resultaram em uma ligeira queda de dureza em relação à condição convencional devido, provavelmente, à formação de constituintes de 2ª fase menos duros, decorrentes de uma menor taxa de resfriamento.

O aço CP1000EG exibiu o fenômeno de amaciamento (redução da dureza em relação ao MB) na região da ZAC mais próxima ao MB, indicando que essa região do material foi submetida a temperaturas de recuperação, recristalização e revenimento dos constituintes do MB provocando, dessa forma, perda da parcela de resistência mecânica adquirida pela densidade de discordâncias e pelo refino de grão. Esse amaciamento ocorreu em menor grau na condição convencional (C1) devido ao *heat input* mais baixo aplicado nela. Dentre as condições de soldagem, a C3 exibiu a maior extensão amaciada, como mostrado na tabela 15. Dentre todas as condições, a C1 foi a que empregou o menor aporte de calor e, portanto, a que gerou a menor manifestação de amaciamento do material. Por outro lado, na condição C3, a somatória dos tempos de pico de corrente foi a maior dentre todas as condições (aproximadamente 800 ms), proporcionando o maior aporte de calor e favorecendo o crescimento da região amaciada.

De forma comparativa, os mapas de microdureza em escala Vickers envolvendo parte das lentes de solda e parte da ZAC das soldas C1 e C3 estão exibidos na figura 53, sobrepostos às macrografias correspondentes. É notável o efeito do segundo ciclo e do maior tempo total de soldagem na dureza da solda C3, onde é possível verificar que o material apresenta amaciamento (região em tons de verde) em praticamente toda a área mapeada quando comparado com os resultados obtidos na mesma região da solda C1. Além disso, o fenômeno “*halo ring-like*”, observado nas soldas do aço DP1000EG, foi quase imperceptível na solda C1 e, possivelmente, suprimido pelos menores valores de dureza da GGZAC na solda C3.

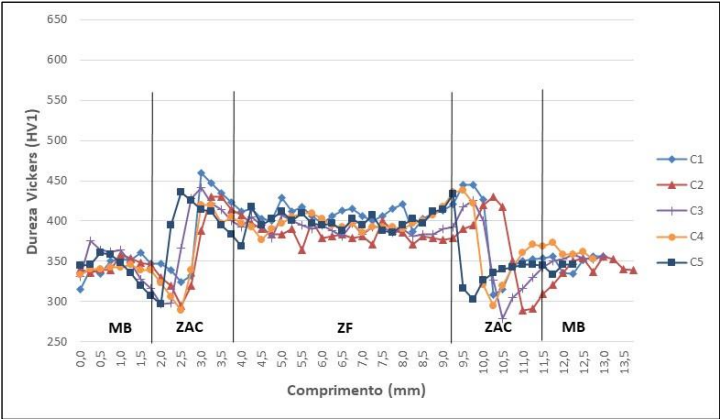
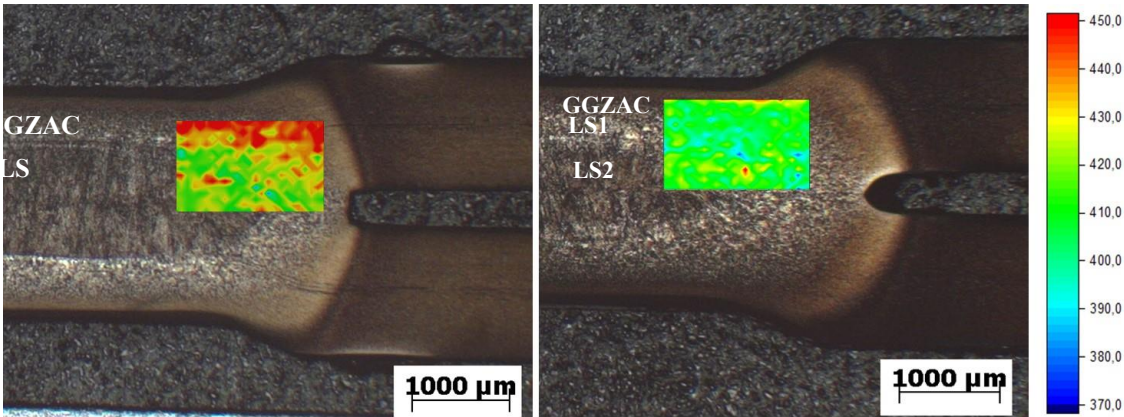


Figura 54 - Perfis de dureza das juntas soldadas do aço CP1000EG.

Tabela 15 – Extensão e dureza na ZAC amaciada das juntas soldadas do aço CP1000EG.

Condições	C1	C2	C3	C4	C5
Dureza na ZAC amaciada	324	330	328	323	335
	332	319	316	306	319
	308	295	297	289	308
	315	319	298	321	297
		289	326	295	316
		291	279	319	303
		309	304		326
		321	316		
			330		
	Média				
	320	309	310	309	315
Extensão da ZAC amaciada (mm)	1,00	2,00	2,25	1,50	1,75



(a) Solda C1. (b) Solda C3.

Figura 55 – Mapas de microdureza na escala Vickers (HV0,1) nas soldas C1 e C3.

4.2.4 Ensaio de tração cruzada das juntas soldadas do aço CP1000EG

Na figura 54 são apresentados os resultados dos ensaios de tração cruzada através das curvas carga versus deslocamento para as cinco condições de soldagem do aço CP1000EG. Os valores de força máxima e energia absorvida (tenacidade) em tração cruzada estão sintetizados na figura 55. Ao contrário do observado no aço DP1000EG, a condições C3 foi a que apresentou os menores valores de força máxima (F_{max}) e tenacidade (E_{max}) dentre as condições avaliadas, sendo obtida uma queda de aproximadamente 25 e 30%, respectivamente, em relação à condição de soldagem convencional (C1). Esse comportamento foi atribuído à maior extensão da ZAC amaciada obtida nessa condição de soldagem. Apesar dessa queda, todos os cps confeccionados na condição C3 apresentaram valores de carga máxima superiores ao CT_{min} (2,23 kN), conforme a norma AWS D8.1:2007⁽³⁶⁾, para soldagem a ponto do aço CP1000EG de 1,30 mm de espessura. As demais condições (C2, C4 e C5) apresentaram resultados similares aos da condição C1.

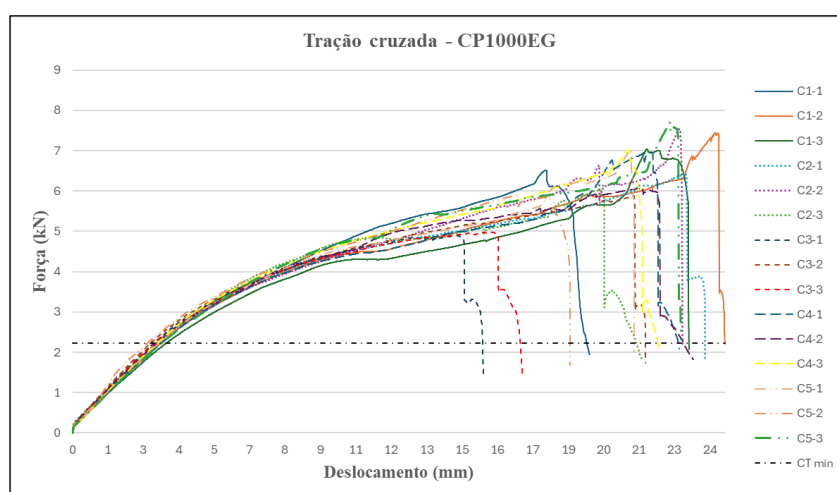


Figura 56 - Curvas obtidas no ensaio de tração cruzada das juntas soldadas do aço CP1000EG.

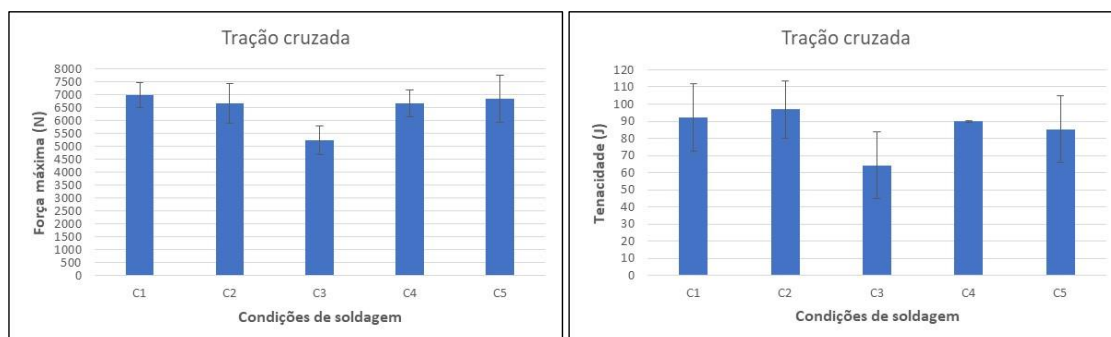


Figura 57 – Valores de força máxima e tenacidade em tração cruzada obtidos nas condições de soldagem avaliadas para o aço CP1000EG.

Na figura 56 estão exibidos os aspectos representativos dos cps fraturados em tração cruzada do aço CP1000EG. Todas as condições de soldagem avaliadas resultaram em fratura do tipo

Botão (FB), a qual é geralmente associada à elevada tenacidade, confirmando que as condições de soldagem empregadas foram adequadas para a soldagem do aço em questão.

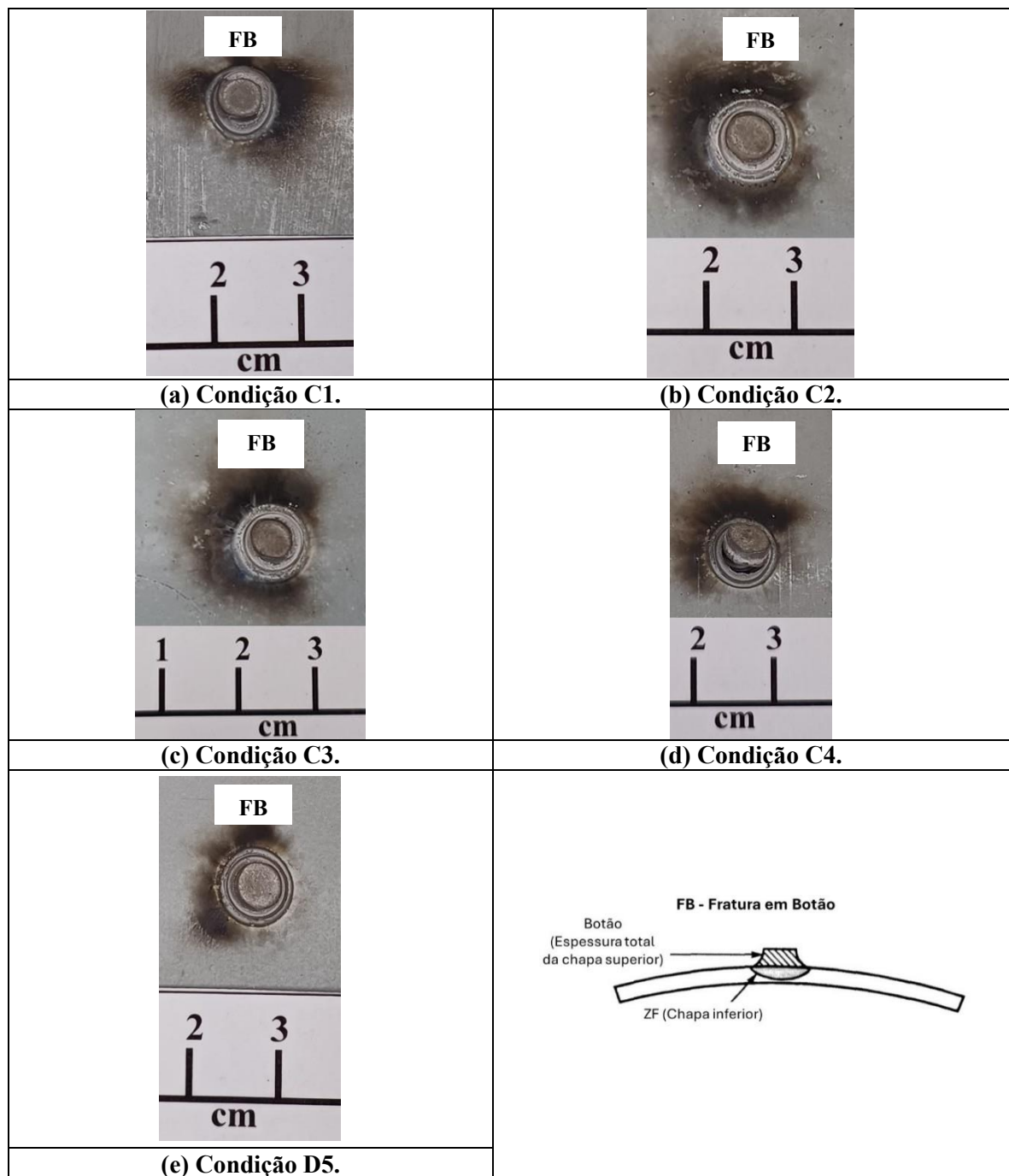


Figura 58 - Aspectos representativos dos cps fraturados em tração cruzada do aço CP1000EG.

As macrografias representativas das soldas C1 e C3, submetidas aos ensaios de tração cruzada, estão exibidas na figura 57. Percebe-se que a fratura da solda C1 se propagou parcialmente pelo interior da LS1. Já na solda C3, a fratura se propagou pela periferia da LS1. Provavelmente, o mais baixo nível de dureza na região GGZAC da solda C3 induziu a propagação da fratura para fora da lente de solda, como mostrado no mapeamento de microdureza.

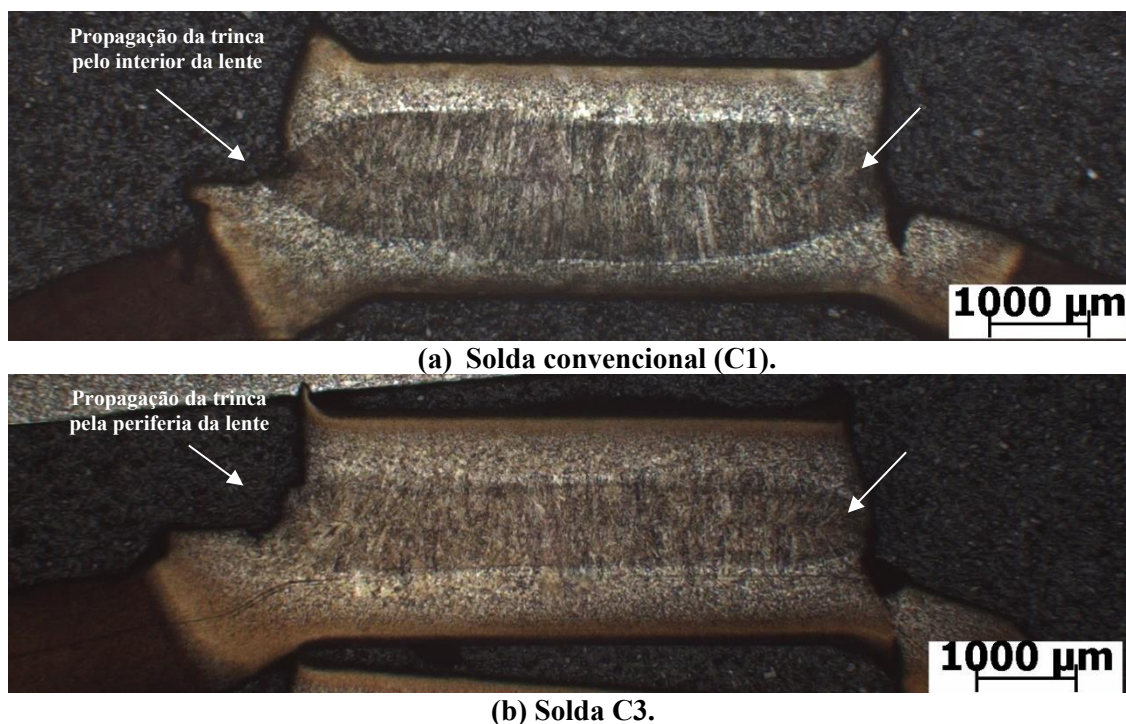


Figura 59 – Macrografias representativas das soldas C1 e C3, submetidas aos ensaios de tração cruzada.

4.2.5 Ensaio de cisalhamento das juntas soldadas do aço CP1000EG

Na figura 58 são apresentados os resultados dos ensaios de cisalhamento através das curvas carga versus deslocamento para as cinco condições de soldagem do aço CP1000EG. O valor do ST_{min} , conforme descrito na norma AWS D8.1:2007⁽³⁶⁾, para a soldagem a ponto do aço DP1000EG de 0,90 mm de espessura é de 10,1 kN. Todos os cps confeccionados nas cinco condições de soldagem em estudo apresentaram valores de carga máxima superiores ao ST_{min} , indicando que as condições de soldagem empregadas foram adequadas para a soldagem do aço em questão.

Os valores de força máxima e energia absorvida (tenacidade) em cisalhamento estão sintetizados na figura 59. É possível observar que as condições C2 e C3 apresentaram valores de força máxima (F_{max}) e tenacidade (E_{max}) menores que os da condição de soldagem convencional (C1). As condições C4 e C5 exibiram resultados similares aos da condição C1.

Na condição C3, foi obtida uma queda de, aproximadamente, 17% na força máxima e de 38% na tenacidade comparativamente à condição convencional (C1). Na sequência, a condição C2 exibiu uma queda de, aproximadamente, 10% de força máxima e de 23% de tenacidade. As condições C4 e C5 exibiram resultados similares aos da condição C1.

A queda das propriedades mecânicas das soldas submetidas às condições C2 e C3 pode estar relacionada a fatores metalúrgicos, entre eles, as maiores extensões da zona amaciada, como mostrado na tabela 15.

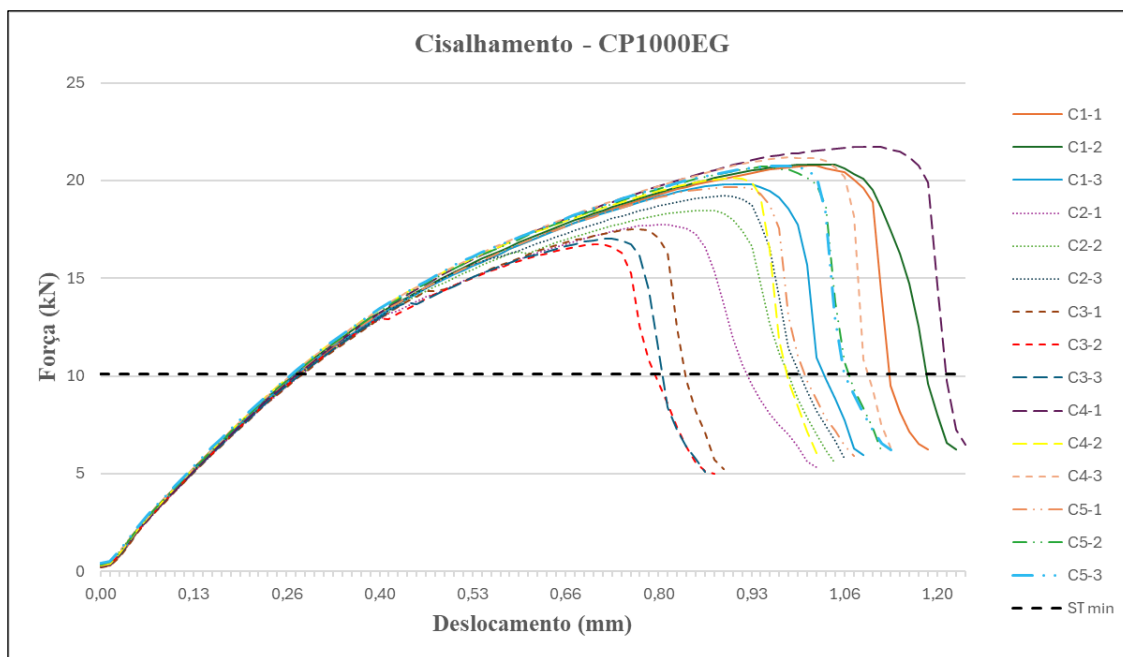


Figura 60 - Curvas obtidas no ensaio de cisalhamento das juntas soldadas do aço CP1000EG.

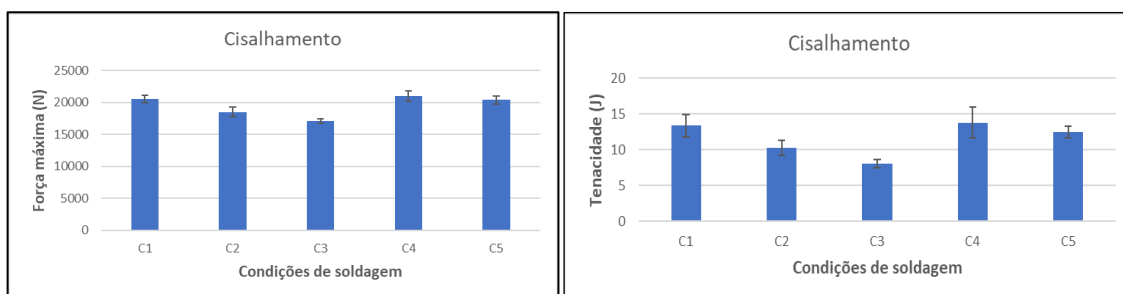


Figura 61 – Valores de força máxima e tenacidade em cisalhamento obtidos nas condições de soldagem avaliadas para o aço CP1000EG.

4.2.6 Microestrutura das juntas soldadas do aço CP1000EG

A microestrutura na região de solda das juntas produzidas sob as cinco condições de soldagem do aço CP1000EG está mostrada na figura 60. Assim como visto nas soldas do aço DP1000EG, tanto a lente de solda primária (LS1) quanto as lentes de solda secundária e terciária (LS2 e LS3) exibiram estrutura dendrítica com uma orientação típica de solidificação (grãos colunares). No entanto, não foi observado o refinamento da estrutura martensítica em função das diferentes condições de soldagem, como notado no aço DP1000EG, soldado em condições semelhantes. Na LSZAC e região de grãos grosseiros (GGZAC) da condição C3 (de menor

resistência à tração cruzada), figura 60c, nota-se, qualitativamente, uma microestrutura mais grosseira em relação à condição C1 (figura 60a), aparentemente com maior fração de ferrita.

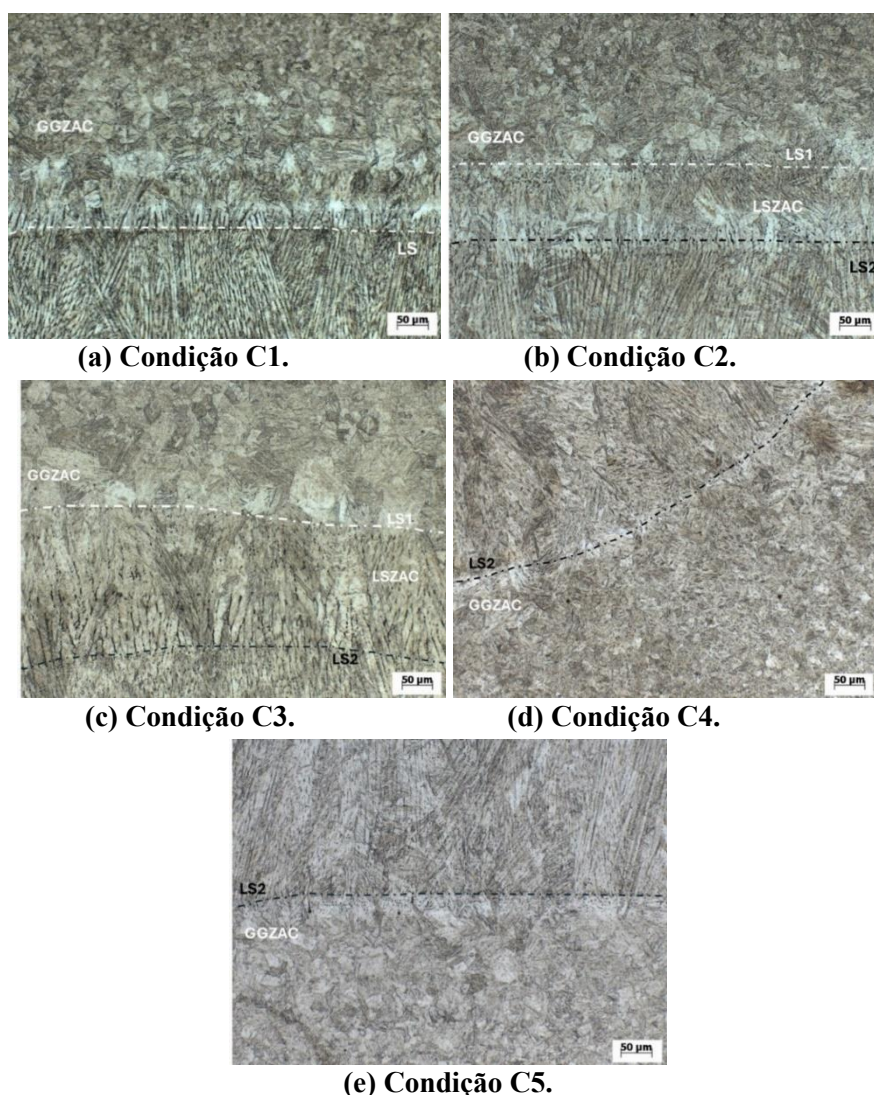


Figura 62 – Micrografias das regiões de solda das juntas do aço CP1000EG. Ataque: Superpicral.

4.2.7 Cristalografia das juntas soldadas do aço CP1000EG

Na figura 61 são apresentados os mapas *IPF* e a estatística do grau de desorientação na lente de solda primária (LS1) da junta C1 e na LSZAC da junta C3. Também foi notada maior equiaxialidade na LSZAC da solda C3, como visto em condição de soldagem semelhante no aço DP1000EG, porém, a fração de unidades cristalinas com grau de desorientação maior que 45° na solda C3 (33%) foi ligeiramente superior à da solda C1 (29%), indicando que o segundo pulso de soldagem da condição C3 não proporcionou um aumento significativo de barreiras à propagação de trincas durante o carregamento mecânico de tração. Esse fato pode ser consequência da transformação de constituintes intermediários de menor densidade de

deslocações, favorecidos pela menor temperabilidade do aço CP1000EG associada à aplicação de mais de um ciclo de soldagem (maiores tempos em elevadas temperaturas).

Através dos resultados desse estudo foi possível verificar que para aços com alto teor de carbono e valores de CE com uma fração significativa de martensita em sua microestrutura, como no caso do DP1000EG, o emprego de condições de soldagem com mais de um pulso de corrente confere características microestruturais e cristalográficas à região soldada que favorecem a resistência em tração. Por outro lado, materiais que possuem em sua concepção o refino de grão como o principal mecanismo de ganho de resistência mecânica, como o aço CP1000EG, apresentam menor resistência em tração quando empregado mais de um pulso de corrente. Nesse sentido, é possível concluir que técnicas com mais de um pulso de soldagem devem ser empregadas a depender do material a ser soldado. Isso pode ser avaliado através da composição química do material e da sua microestrutura inicial. Contudo, mais estudos devem ser feitos com o intuito de determinar em quais materiais de alta resistência mecânica o emprego de mais de um pulso de soldagem passa a ser crucial para o aperfeiçoamento de sua soldabilidade.

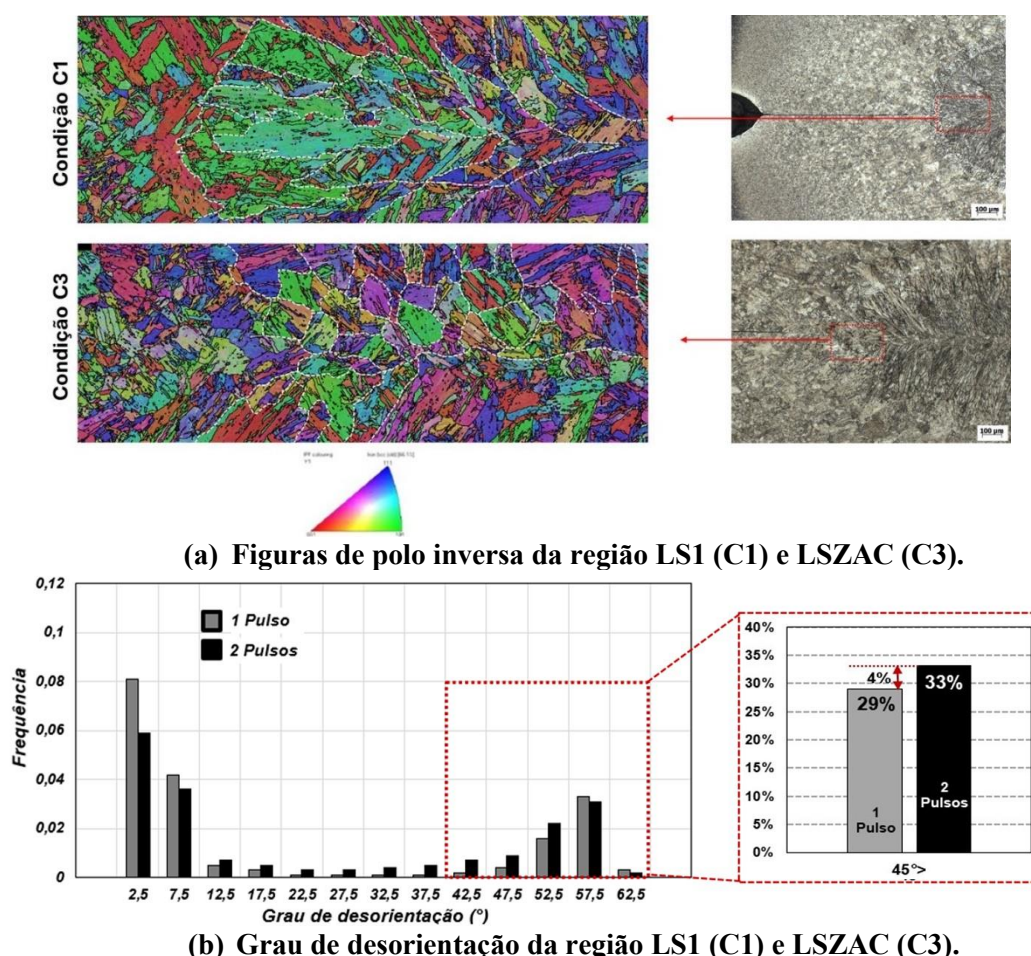


Figura 63 – Análise cristalográfica via EBSD das condições C1 e C3 do aço CP1000EG.

4.2.8 Ensaio de fadiga das juntas soldadas do aço CP1000EG

Os ensaios de fadiga por cisalhamento foram realizados em cps soldados nas condições C1 e C3. Os carregamentos impostos aos cps estão mostrados na tabela 16.

Na figura 62 são mostrados os resultados de fadiga, na forma de carga máxima aplicada e número de ciclos para a fratura. Assim como no aço DP1000EG, não foi observada diferença significativa de vida em fadiga entre as duas condições de soldagem, tanto para carregamentos de níveis mais elevados quanto em níveis mais baixos. Os entalhes produzidos pelas duas condições de soldagem, conforme mostrados nas figuras 51a e 51c, também são qualitativamente semelhantes, resultando nos comportamentos similares na vida em fadiga.

Tabela 16 – Carregamentos impostos aos cps de fadiga por cisalhamento do aço CP1000EG.

Carga Máxima (N)	Carga mínima (N)	Carga média (N)	Amplitude (N)
10500	1050	5775	4725
8500	850	4675	3825
6500	650	3575	2925
4500	450	2475	2025
2500	250	1375	1125

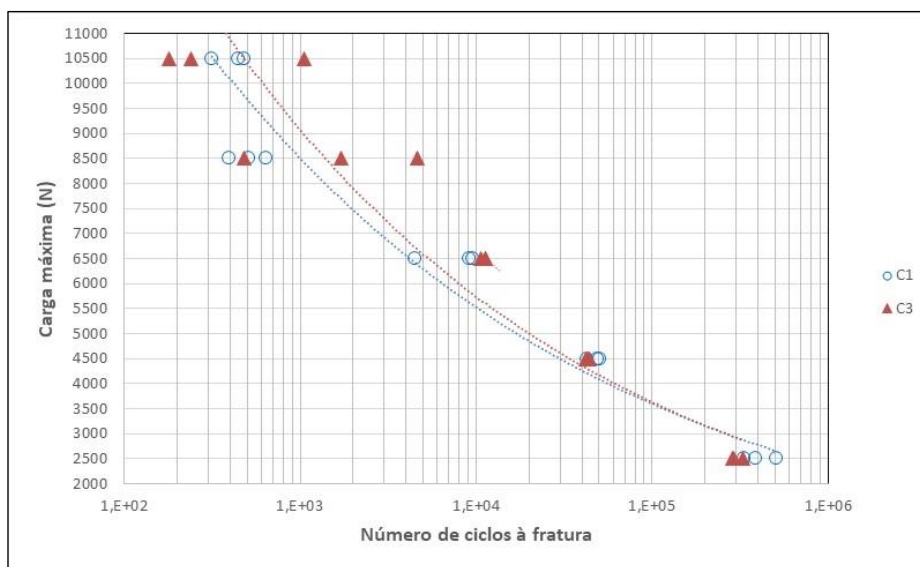
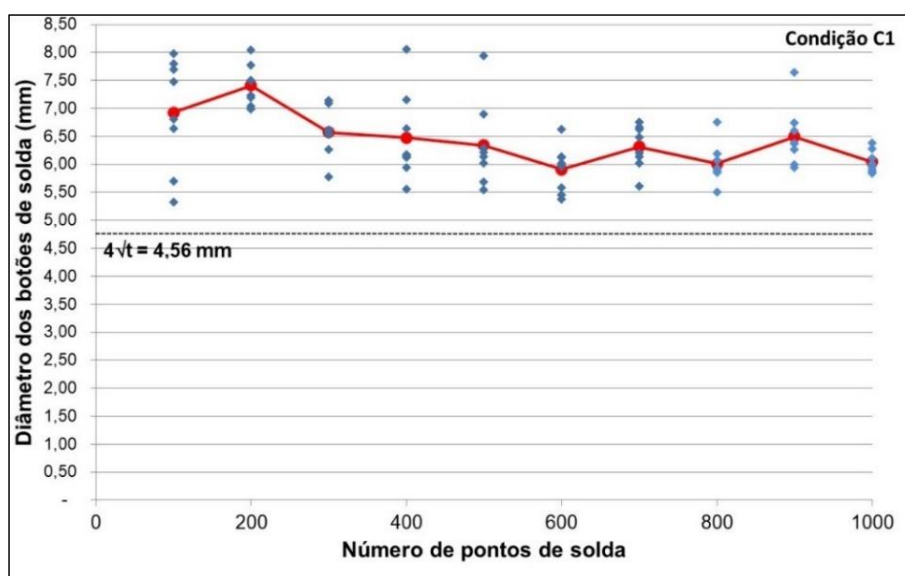


Figura 64 – Curvas de fadiga dos cps soldados nas condições C1 e C3.

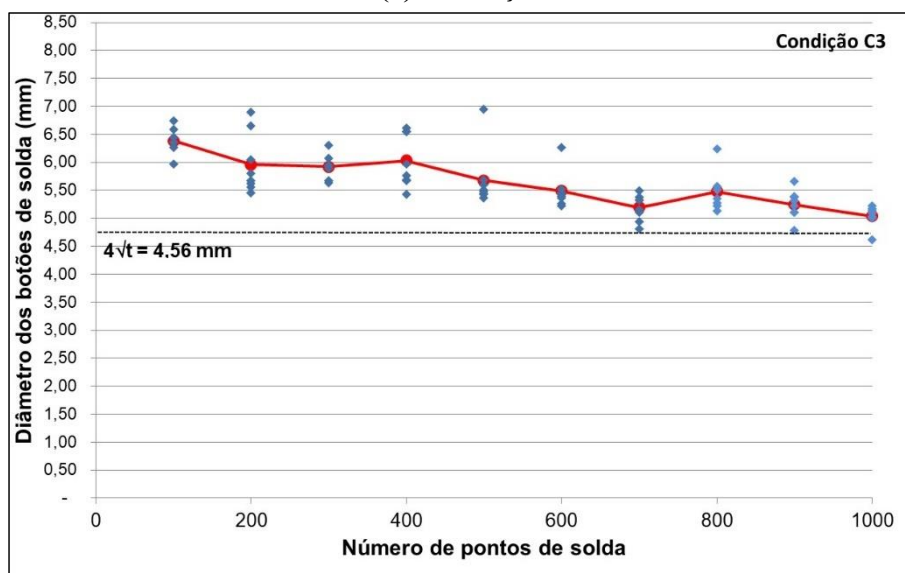
4.2.9 Avaliação da vida útil dos eletrodos durante a soldagem do aço CP1000EG

Os gráficos apresentados na figura 63 mostram a variação do diâmetro dos botões de solda em função do número de pontos de solda produzidos nas condições de soldagem C1 e C3. Assim

como no aço DP1000EG, a condição C3, de maior tempo de soldagem, exibiu diâmetro médio dos botões de solda (5,09 mm) ligeiramente menores que os da condição C1 (5,95 mm), indicando que a aplicação de duplo pulso de soldagem não reduz significativamente a vida útil dos eletrodos. O maior desgaste do eletrodo na condição C3, assim como na condição D3 do aço DP1000EG, está associado ao maior tempo de soldagem total aplicado nessa condição. Para cada ponto de solda confeccionado, o eletrodo é submetido a um maior tempo em aquecimento, aplicação de carga e de interação com o revestimento de Zn, condições que aceleram a sua degradação.



(a) Condição C1.



(b) Condição C3.

Figura 65 – Variação dos diâmetros de solda em teste de vida útil dos eletrodos no aço CP1000EG.

5 – CONCLUSÕES

Foi investigado o efeito da soldagem a ponto por resistência dos aços DP1000EG e CP1000EG utilizando duplo e triplo pulso de corrente, com foco na melhoria das propriedades mecânicas dos componentes soldados.

No aço DP1000EG a aplicação de um segundo pulso de corrente promoveu a redução do formato elíptico dos grãos da austenita prévia na borda da lente de solda primária, tornando-os mais equiaxiais. Consequentemente, ocorreu o aumento de barreiras à propagação de trincas durante o carregamento mecânico, elevando a carga necessária para a ruptura da junta soldada. Esse ganho de resistência não foi observado no aço CP1000EG para condições de soldagem semelhantes, devido à transformação de constituintes intermediários de menor densidade de deslocamentos, favorecida pela menor temperabilidade do material.

A soldagem do aço DP nas condições de duplo pulso proporcionou aumentos nas cargas máximas obtidas por tração cruzada e cisalhamento de até 106% e 45%, respectivamente. Quanto à tenacidade, foram obtidos aumentos de até 496% e 156%, sob tração cruzada e cisalhamento, respectivamente.

Embora implique em acréscimo no tempo de soldagem, o que impacta a produtividade, os ganhos advindos do aumento da tenacidade tendem a ser um fator determinante, haja vista se tratar de um aço aplicado em componentes de segurança, vários deles com grande responsabilidade no tocante à absorção de energia ao impacto.

Em contrapartida, para o aço CP, as condições de múltiplos pulsos resultaram em quedas de até 25% e 17% nas cargas máximas obtidas por tração cruzada e cisalhamento, respectivamente. Quanto à tenacidade, as quedas foram de 30% e 38%, sob tração cruzada e cisalhamento, respectivamente. A ocorrência de amaciamento significativo na região da ZAC provavelmente contribuiu para tal resultado. Apesar dessa queda, todos os corpos de prova ensaiados apresentaram valores de carga máxima superiores ao mínimo recomendado pela norma AWS D8.1:2007.

Quanto à vida em fadiga das juntas soldadas de ambos os aços, a condição de duplo pulso de soldagem não resultou em melhoria significativa, tanto para carregamentos de níveis mais elevados quanto em níveis mais baixos. Estes resultados estão associados à geometria das juntas soldadas, que permaneceu inalterada, independentemente da condição de soldagem aplicada.

Em resumo, verificou-se que o emprego de condições de soldagem com mais de um pulso de corrente confere características microestruturais e cristalográficas que favorecem a resistência à tração cruzada de aços com alto teor de carbono e fração significativa de martensita, como é

o caso do aço DP1000EG. Por outro lado, materiais que possuem em sua concepção o refino de grão como o principal mecanismo de ganho de resistência mecânica, como é o caso do CP1000EG, apresentam menor resistência à tração cruzada quando soldados com mais de um pulso de corrente. Nesse sentido, a aplicação de técnicas de soldagem com mais de um pulso de corrente deve ser avaliada caso a caso, dependendo do material a ser soldado. Isso pode ser avaliado através da composição química do aço e da sua microestrutura inicial.

Os resultados deste estudo contribuem para a engenharia de aplicação dos AHSS, em particular no tocante à evolução da segurança veicular.

REFERÊNCIAS

1. MARRA, K.M., et al.. As Três Gerações de Aços AHSS Para Aplicação em Veículos Automotores. Contribuição técnica ao 47º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos - ABM, outubro de 2010, Belo Horizonte, MG.
2. GUPTA, P., GHOSH, P.K., NATH, S.K., RAY, S.. Resistance spot weldability of plain carbon and alloy dual phase steels. Z. Metalkunke, v.81, n.7, 1990, p.502-508.
3. CATÁLOGO DE PRODUTOS USIMINAS. Disponível em <<https://www.usiminas.com/pages/catalogos>>. Acessado em 19/09/2024.
4. VAN DER, E.M., et al. Improved resistance spot weldability of 3rd generation AHSS for automotive applications. Disponível em <<https://www.researchgate.net/publication/283205364>>. Acessado em 07/11/2022.
5. SHI, G., WESTGATE, S.A.. Resistance spot welding of high strength steel. Int. J. for the Joining of materials, v.16, p.9-14, 2004.
6. WELDING HANDBOOK, Editor Connor, L.P, American Welding Society, eight edition, v.1, 1987, p.16.
7. RESISTANCE WELDING MANUAL, RWMA, fourth edition. 1989.
8. Soumyajit Koley, Trishita Ray, Itishree Mohanty, Soumya Chatterjee e Mahadev Shome. Prediction of electrical resistivity of steel using artificial neural network, Ironmaking & Steelmaking, 2017. DOI: 10.1080/03019233.2017.1403109.
9. MARRA, K. M., ARAÚJO, C. S.. Estudo Sobre a Soldabilidade de Aços Galvanizados a Quente. Relatório final de P&D PATZ0645. Usiminas, 1997.
10. Wook-Sang Jeon, Ashutosh Sharma e Jae Pil Jung. Fragilização de metal líquido de aços TRIP galvanizados em soldagem a ponto por resistência. Metais 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/met10060787>.
11. AZAMBUJA, S., BARCELOS, E.J., ROSAS, W.R.. Soldagem a ponto por resistência elétrica. Informe Técnico – Chapas Zincadas. Volta Redonda: CSN SGPD – 043/87. Setembro/1987.
12. NORMA AWS D8.9M:2012. Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials. Edição 2012.
13. PICHLER, A., HRIBERNING, G., TRAGL, E., ANGERER, R., RADLMAYR, K., SZINYUR, J., TRAJNT S., WERNER, E., STIASZINI, P.. Aspects of the production of dual phase and multiphase strip steel. Proc 41st MWSP, Vol XXXVII, 1999, p.37-60.
14. H. Oikama, G. Murayama, S.Himatashi, K. Matsuyama. Resistance Spot Weldability of High Strength Steel Sheets for Automobiles and Quality Assurance of Joints. Welding in the world, Vol. 51, nº ¾, 2007.
15. SAWHILL, J. e FURR, S.T.. SAE Technical Paper Series nº 810352, 1981, 12p.
16. SILVA, R.F., VIEIRA, S.L.. Estudo da soldabilidade a pontos de aço da classe DP1000 processado via CAPL. Projeto de Pesquisa PPVG005744 - Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas. Dez. 2008.
17. FERRASSE, S., VERRIER, P., MEESEMAECKER, F.. Resistance spot weldability of high strength steels for use in car industry. Welding in the world, v.41, p.177-195, 1998.

18. RATHBUN, R.W., MATLOCK, D.K., SPEER, J.G.. Fatigue behavior of spot welded high-strength sheet steels. *Welding journal*. August 2003: 207-218.
19. Ma, C, et al.. Microstructure and fracture characteristics of spot-welded DP600 steel. *Materials Science and Engineering A* 2008: 334-346.
20. Ennis, Bernard. A Review of the Effects of Chemical and Phase Segregation on the Mechanical Behaviour of Multi-Phase Steels. Tata Steel Research and Development, Tata Steel. 2014. p. 54.
21. GUPTA, P., GHOSH, P.K., NATH, S.K., RAY, S.. Resistance spot weldability of plain carbon and alloy dual phase steels. *Z. Metallkunde*, v.81, n.7, 1990, p.502-508.
22. VAN DER, E.M., et al. Improved resistance spot weldability of 3rd generation AHSS for automotive applications. Disponível em <<https://www.researchgate.net/publication/283205364>>. Acessado em 07/11/2022.
23. SHI, G., WESTGATE, S.A.. Resistance spot welding of high strength steel. *Int. J. for the Joining of materials*, v.16, p.9-14, 2004.
24. Uijl, N.D., Smith, D.. Resistance spot welding of advanced high strength steels for the automotive industry. *Proceedings of the 4th International Seminar on advances in Resistance Welding*. 2006.
25. P. Eftekhari Milani, E.M. van der Aa, M.J.M. Hermans & I.M. Richardson. Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel, *Science and Technology of Welding and Joining*, 22:7, 545-554, 2017, DOI:10.1080/13621718.2016.1274848.
26. Yi Jing et al. Microstructural characterization and mechanical properties in resistance spot welding of Q&P980 steel involving “effective softening” at the fusion boundary. Elsevier Inc. 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113041>>.
27. NORMA ASTM E45 – Test methods for determining the inclusion content of steel. Edição 2005; Revisão E1. Versão anterior: 1997.
28. NORMA ASTM A370. Test methods and definitions for mechanical testing of steel products. 2008.
29. International Organization for Standardization. Resistance welding - Spot welding electrode caps. ISO 5821:2009.
30. International Organization for Standardization. Resistance welding Weldability Part 2: Alternative procedures for the assessment of sheet steels for spot welding. ISO 18278- 2:2016.
31. International Organization for Standardization. 2000. ISO 14272. Specimen dimensions and procedure for cross tension testing resistance spot and embossed projection welds.
32. International Organization for Standardization. 2000. ISO 14273. Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds.
33. JIS Z 3138. Japanese Industrial standard – Method of Fatigue Testing for Spot Welding Joint. 1989.
34. Verlag Stahleisen GmbH. 2011. SEP 1220-2. Testing And Documentation Guideline For The Joinability Of Thin Sheet Of Steel - Part 2: Resistance Spot Welding.

35. ANJOS, M.A., VIEIRA, S.L.. Avaliação da influência do pré-aquecimento sobre a vida útil dos eletrodos em soldagem a pontos de aços pré-fosfatizados e galvanizados. Projeto de Pesquisa PPVG000529 - Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas. Mar. 2002.
36. NORMA AWS D8.1M:2007. Specification for Automotive Weld Quality Resistance Spot Welding of Steel. Edição 2007.
37. MARYA, M., GAYDEN, X.Q.. Development of requirements for resistance spot welding dual-phase (DP600) steels. Part 1 – The causes of interfacial fracture. Welding Journal, v.84, n.11, novembro de 2005. P.172-182.
38. S. Sajjadi-Nikoo, M. Pouranvari, A. Abedi & A. A. Ghaderi.. In situ postweld heat treatment of transformation induced plasticity steel resistance spot welds. Disponível em <<http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2017.1323174>>.
39. Betiku, OT. et al. Improving the Mechanical Performance of Press-Hardened Steel Resistance Spot Welds via in-situ Grain Refinement, J. Mater. Process. Technol. 320. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.118122>. 2023.
40. Morito, S. et al. Effect of Austenite Grain Size on the Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Low Carbon Steels, ISIJ Int.45. <https://doi.org/10.2355/ISIJINTERNATIONAL.45.91>. 2005.