

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

PEDRO ENRIQUE SALVADOR

Efeito da Pré-Deformação de 5% na Vida em Fadiga de Juntas Soldadas por Resistência a
Ponto dos Aços DP780 e TRIP780

Uberlândia

2025

PEDRO ENRIQUE SALVADOR

Efeito da Pré-Deformação de 5% na Vida em Fadiga de Juntas Soldadas por Resistência a Ponto dos Aços DP780 e TRIP780

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia Mecânica

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientadora: Prof^a. Dr^a Regina Paula Garcia Moura

Uberlândia

2025

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

S182 Salvador, Pedro Enrique, 2000-
2025 Efeito da Pré-Deformação de 5% na Vida em Fadiga de Juntas Soldadas por Resistência a Ponto dos Aços DP780 e TRIP780 [recurso eletrônico] / Pedro Enrique Salvador. - 2025.

Orientadora: Regina Paula Garcia Moura.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) - Universidade Federal de Uberlândia, Graduação em Engenharia Mecânica.

Modo de acesso: Internet.

Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica. I. Moura, Regina Paula Garcia, 1977-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091

Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074

PEDRO ENRIQUE SALVADOR

Efeito da Pré-Deformação de 5% na Vida em Fadiga de Juntas Soldadas por Resistência a Ponto dos Aços DP780 e TRIP780

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em engenharia mecânica

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Uberlândia, 25/09/2025

Banca Examinadora:

Prof^ª. Dr^a Regina Paula Garcia Moura,
Universidade Federal de Uberlândia

Prof. Dr Waldek Wladimir Bose Filho,
Universidade Federal de Uberlândia e Universidade de São Paulo

Eng. Bruno Felipe Monteiro Santos,
Universidade Federal de Uberlândia

AGRADECIMENTOS

Agradeço a professora Regina Paula Garcia Moura pelo incentivo e orientação nesta caminhada acadêmica.

Aos meus pais, Maria Aparecida e Liviston, e à minha irmã, Vitória, pelo carinho e apoio em toda esta trajetória.

Ao Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, pelo ensino e pela orientação.

Ao meu amigo Valdenilson Pereira, pelo apoio constante durante minha jornada acadêmica.

A todos os colegas do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD) pela colaboração na execução deste projeto, em especial a Bruno Santos e Gustavo Molina, pelo apoio direto nas etapas práticas.

Agradeço também ao meu supervisor, Matheus Vieira, por autorizar meu afastamento para que eu pudesse concluir este trabalho.

RESUMO

Este projeto avalia o efeito da pré-deformação de 5% na vida em fadiga de juntas soldadas por soldagem a ponto por resistência elétrica (RSW) dos aços DP780 e TRIP780, comparando-as a resultados sem pré-deformação da literatura. O objetivo foi verificar se a pré-deformação altera o desempenho da vida em fadiga. Para isso, foi feito ensaio de microdureza Vickers ao longo das regiões da solda para avaliar a resistência mecânica e; ensaios de fadiga τ -N em R = 0,1 e 10 Hz (três níveis de carga por aço) e análise fractográfica para identificação de sítios de nucleação e propagação de trincas. Observou-se aumento expressivo de dureza com a pré-deformação: no DP780, elevação média da ordem de 20%; no TRIP780, ~30%. Em fadiga, as curvas τ -N indicaram leve redução de vida com 5% de pré-deformação, porém dentro da dispersão experimental. O TRIP780 apresentou desempenho ligeiramente superior em baixa carga, enquanto o DP780 exibiu maior resistência inicial; em ambos, o concentrador de tensões criado pela junta soldada governou a nucleação da trinca e predominou o modo de falha *pullout*, com iniciação na periferia do botão e avanço pela ZTA. Os resultados mostram que a pré-deformação de 5% altera significativamente a dureza, sobretudo no TRIP, sem modificar de forma relevante o mecanismo de falha nem a resistência à fadiga das juntas RSW; assim, a composição química e geometria da solda permanecem mais determinantes para a fadiga.

Palavras-chave: solda a ponto; aços avançados de alta resistência; pré-deformação; fadiga; microdureza Vickers.

ABSTRACT

This project evaluates the effect of 5% pre-straining on the fatigue life of resistance spot welded (RSW) joints in DP780 and TRIP780 steels, comparing them to literature results without pre-straining. The objective was to verify whether pre-straining alters fatigue performance. To this end, Vickers microhardness tests were conducted along the weld regions to assess mechanical strength, τ -N fatigue tests at $R = 0.1$ and 10 Hz (three load levels per steel), and fractographic analysis for identifying crack nucleation sites and propagation paths. A significant hardness increase was observed with pre-straining: in DP780, an average elevation on the order of 20%; in TRIP780, ~30%. In fatigue, the τ -N curves indicated a slight reduction in life with 5% pre-straining, but within the experimental scatter. TRIP780 showed slightly superior performance at low loads, while DP780 exhibited higher initial resistance; in both, the stress concentrator created by the welded joint governed crack nucleation, with the *pullout* failure mode predominating, initiation at the nugget periphery, and propagation through the HAZ. The results show that 5% pre-straining significantly alters hardness, especially in TRIP, without relevantly modifying the failure mechanism or fatigue resistance of RSW joints; thus, the chemical composition and weld geometry remain more determinant for fatigue.

Keywords: resistance spot welding; advanced high-strength steels; pre-deformation; fatigue; Vickers microhardness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Representação RSW	16
Figura 2 – Geometria do indentador e indentação Vickers	17
Figura 3 – Relação tempo-tensão a) senoidal b) não senoidal	20
Figura 4 – Fluxograma do projeto	22
Figura 5 – Corpos de prova para ensaio de fadiga do tipo cisalhamento por tração (dimensões em mm).....	23
Figura 6 – Linha de medição do ensaio de microdureza Vickers ao longo da junta soldada...	25
Figura 7 – a) Mapa de dureza e o b) perfil médio do aço DP780 5% de pré-deformação	27
Figura 8 – a) Mapa de dureza e o b) perfil médio do aço DP780 sem pré-deformação.....	28
Figura 9 – a) Mapa de dureza e o b) perfil médio do aço TRIP780 com 5% de pré-deformação	29
Figura 10 – a) Mapa de dureza e o b) perfil médio do aço TRIP780 sem pré-deformação	29
Figura 11 – Perfil médio do aço DP780 e TRIP780 com 5% de pré-deformação	30
Figura 12 – Curva τ -N dos aços DP780 e TRIP780 com 5% de pré-deformação.....	31
Figura 13 – Vida em fadiga dos aços DP780 sem pré-deformação e com 5% de pré-deformação	32
Figura 14 – Vida em fadiga dos aços TRIP780 sem pré-deformação e com 5% de pré-deformação	33
Figura 15 – Juntas soldadas após o ensaio de fadiga do DP780 com $F_a =$ a) 4,5 kN b) 2,5 kN c) 2 kN	34
Figura 16 – Delimitação das regiões metalúrgicas na junta soldada do material DP780: material base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF)	35
Figura 17 – Juntas soldadas após o ensaio de fadiga do TRIP780 com $F_a =$ a) 3,9 kN b) 3 kN c) 1,6 kN	35
Figura 18 – Delimitação das regiões metalúrgicas na junta soldada do material TRIP780: metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF)	36

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química DP780 e TRIP780.....	23
Tabela 2 – Parâmetros de força utilizados nos ensaios de fadiga para o aço DP780	25
Tabela 3 – Parâmetros de força utilizados nos ensaios de fadiga para o aço TRIP780.....	26
Tabela 4 – Equação de potência	31

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	Advanced High Strength Steels
ASTM	American Society for Testing and Materials
DP	Dual Phase
ISO	International Organization for Standardization
LTAD	Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste
MB	Metal Base
RSW	Resistance Spot Welding
TRIP	Transformation Induced Plasticity
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	12
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1	Aços Avançados de Alta Resistência	14
2.1.1	<i>Aços Dual Phase (DP) e Transformation Induced Plasticity (TRIP).....</i>	<i>14</i>
2.2	Soldagem.....	15
2.2.1	<i>Zona Termicamente Afetada (ZTA)</i>	<i>15</i>
2.2.2	<i>Zona Fundida (ZF)</i>	<i>15</i>
2.3	Soldagem a ponto por resistência elétrica (RSW)	16
2.4	Microdureza	17
2.5	Fadiga.....	18
2.5.1	<i>Tensões flutuantes.....</i>	<i>18</i>
2.5.2	<i>Curvas Vida em Fadiga, S-N.....</i>	<i>20</i>
2.6	Encruamento	21
3	METODOLOGIA.....	22
3.1	Materiais.....	22
3.2	Métodos.....	24
3.2.1	<i>Ensaio de Microdureza.....</i>	<i>24</i>
3.2.2	<i>Ensaio de Fadiga.....</i>	<i>25</i>
3.2.3	<i>Fractografia.....</i>	<i>26</i>
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	27
4.1	Microdureza	27
4.1.1	<i>Perfil de dureza e mapa de dureza DP780.....</i>	<i>27</i>
4.1.2	<i>Perfil de dureza e mapa de dureza TRIP780.....</i>	<i>28</i>
4.2	Fadiga.....	30
4.3	Modo de falha e Fractografia	33
4.3.1	<i>Trinca do DP780</i>	<i>33</i>
4.3.2	<i>Trinca do TRIP780</i>	<i>35</i>
5	CONCLUSÃO	37
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	38
	REFERÊNCIAS.....	39
	APÊNDICE A – CÓDIGO MATLAB DA MICRODUREZA	42

1 INTRODUÇÃO

Devido ao cenário global de intensificação da crise de energia e degradação ambiental, as questões de segurança e eficiência energética se tornaram as problemáticas em foco para a indústria automobilística (Zhu; Ma, 2004). Nesse sentido, a solução encontrada foi a adesão do uso de aços avançados de alta resistência (AHSS) visando não somente a redução do peso (chapas finas), e subsequentemente a economia de combustível, mas também aprimorar a segurança veicular em colisões (Bleck; Phiu-on, 2005).

Os AHSS em foco nesse trabalho são o Dual Phase (DP780) e Transformation-Induced Plasticity (TRIP780).

O DP780 apresenta uma microestrutura com martensitas dispersas em uma matriz de ferrita. Tal fato resulta em uma boa ductibilidade (ferrita) e alta resistência mecânica (martensita) o que permite a produção de chapas mais finas, mas mantendo a resistência (Silva et al., 2023).

Além disso, o TRIP780 tem sua microestrutura formada por ferrita, bainita, martensita e, em foco, austenita retida. Dessa forma, a austenita retida, quando o material sofre deformação plástica, se transforma em martensita, promovendo ao aço alta capacidade de absorção de energia, a qual é requerida em um componente estrutural (Silva et al., 2023).

Esses aços são amplamente utilizados nos componentes automotivos, como câmbio, monobloco, assento e suspensão (Zhang; Xu, 2022). Outrossim, em peças estruturais, como colunas, frames e “Body in White” (estrutura da carroceria do veículo antes da pintura e montagem de componentes).

O processo de fabricação, como estampagem, desses componentes tem como consequência inevitável a deformação plástica o que acarreta mudanças na microestrutura e propriedades mecânicas do material. Além disso, segundo Mukhopadhyay, Bhattacharya e Ray (2009), o grau de deformação de um painel de porta automotiva estampado equivale a uma pré-deformação por tração uniaxial de 1,1% a 7,5%. Assim, é evidente a importância do estudo da pré-deformação nos materiais para estimar o estado desses componentes em cenários reais.

Após serem estampados, esses componentes precisam ser unidos, e na indústria automotiva um dos processos mais adequados para a união de chapa finas de aços é a soldagem a ponto por resistência elétrica (RSW), em torno de 90% das soldas da carroceria. Nesse cenário, um veículo padrão pode ter mais de 3000 pontos de solda e alcançando 8000 pontos de solda na carroceria de ônibus. Destarte, a preferência por este método se justifica por ser um

processo rápido, que dispensa material de adição e preserva com alta fidelidade a dimensão das peças devido ao aquecimento localizado (Ertas et al., 2009).

A RSW de AHSS tem se consolidado como uma alternativa viável a metais de baixa densidade, como o alumínio, na fabricação de componentes automotivos (Kuziak; Kawalla; Waengler, 2008). Contudo, um veículo está sujeito a vibrações de diversas fontes, que submetem as juntas soldadas a ciclos de carregamento estático e dinâmico. Nessas condições, os pontos de solda atuam como concentradores de tensão, tornando a estrutura suscetível a falhas prematuras por fadiga.

Dessa forma, a fadiga nos pontos de solda nesses componentes torna a principal falha observada, representando aproximadamente 80% dos casos de falha por fadiga em componentes automotivos, que ocorrem ao redor de um ponto de solda. Assim, a resistência de todo o conjunto é limitada pela resistência a fadiga das juntas soldadas e por isso muitos estudos têm o foco nesse assunto que é tão importante para a segurança veicular (ERTAS et al., 2009).

Posto isso, este trabalho tem o objetivo de avaliar o efeito da pré-deformação de 5% na vida em fadiga dos aços DP780 e TRIP780 em juntas soldadas entre os aços e comparar com resultados sem a pré-deformação da literatura de Santos et al (2025) por meio de:

- Analisar os perfis e mapas de microdureza na região da solda
- Construir curvas τ -N (tensão vs. número de ciclos) para a vida em fadiga das juntas de solda.
- Realizar a análise fractográfica das superfícies de fratura para identificar os mecanismos de falha.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Avançados de Alta Resistência

Os aços avançados de alta resistência (AHSS, do inglês Advanced High-Strength Steels) representam uma categoria inovadora de materiais estruturais desenvolvidos principalmente para a indústria automotiva, combinando elevados níveis de resistência mecânica com ductilidade superior, permitindo a redução de peso em componentes veiculares sem comprometer a segurança e o desempenho em colisões (Noder et al., 2021).

2.1.1 Aços Dual Phase (DP) e Transformation Induced Plasticity (TRIP)

Os aços Dual Phase (DP), também conhecidos como bifásicos, são caracterizados por uma microestrutura composta principalmente por uma matriz de ferrita dúctil, reforçada por ilhas de martensita, o que proporciona uma combinação de alta resistência mecânica e boa conformabilidade. Esses aços dependem de um tratamento intercrítico para a formação da austenita enriquecida em carbono, seguido de resfriamento rápido que transforma a austenita em martensita, enquanto a ferrita permanece (Colpaert, 2008, p. 421-422).

Os aços Transformation Induced Plasticity (TRIP) se destacam pela capacidade de induzir a transformação da austenita retida em martensita durante a deformação mecânica, aumentando a plasticidade uniforme e a resistência ao alongamento. Essa transformação é aproveitada em aços com composição ajustada para reter austenita estável à temperatura ambiente, que se converte em martensita sob tensão, melhorando propriedades como a conformabilidade e a tenacidade. O tratamento termomecânico envolve um estágio intercrítico seguido de resfriamento controlado para formar bainita, preservando uma fração de austenita retida (cerca de 5-15%), diferentemente dos aços DP que vão diretamente ao resfriamento rápido para martensita (Colpaert, 2008, p. 433). Essa microestrutura multifásica, incluindo ferrita, bainita e austenita retida, permite aplicações em peças automotivas que demandam alta ductilidade e resistência, com o efeito TRIP promovendo um endurecimento adicional durante o uso.

2.2 Soldagem

A soldagem é um processo amplamente utilizado pela sua praticidade e disponibilidade em linhas de produção. Entretanto, apresenta uma grande problemática gerada pela concentração de uma elevada quantidade de energia em um pequeno volume do material, o que pode levar a alterações estruturais e de propriedades no perímetro da solda, formando regiões metalúrgicas, as quais as principais para esse trabalho são a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF) (Nunes et al., 2011).

2.2.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A Zona Termicamente Afetada (ZTA) em juntas de solda RSW refere-se à região do metal base adjacente à zona fundida que sofre alterações microestruturais pelo ciclo térmico sem atingir fusão, subdividindo-se em zonas subcrítica, intercrítica e supercrítica, com variações em dureza e ductilidade influenciadas pela temperatura de pico e composição do aço (Stadler et al., 2021).

Ademais, a ZTA afeta significativamente o desempenho mecânico da junta, devido a sua heterogeneidade da microestrutura, promovendo falhas prematuras sob carga, além de concentrações de tensão por indentação de eletrodos. Ademais, em aços AHSS, a ZTA contribui para endurecimento por martensita, elevando a dureza, mas potencialmente diminuindo a ductilidade e alterando modos de falha interfacial em ensaios de cisalhamento-tracionamento (Nadimi et al., 2023).

2.2.2 Zona Fundida (ZF)

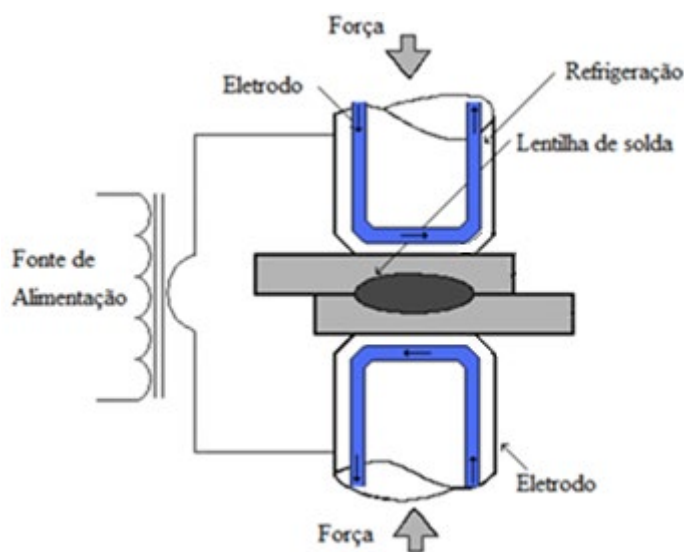
A Zona Fundida (ZF), também conhecida como zona de fusão, em processos de soldagem refere-se à região onde o metal base e dependendo do processo o metal de adição são completamente fundidos durante o aquecimento, formando a junta soldada principal e influenciando diretamente a integridade estrutural, as propriedades mecânicas e a resistência à fadiga da união. Essa zona é caracterizada por uma microestrutura que varia conforme o tipo de processo de soldagem, os parâmetros operacionais e os materiais envolvidos (Figueirôa et al., 2017).

2.3 Soldagem a ponto por resistência elétrica (RSW)

A RSW é um processo essencial na indústria, especialmente na fabricação automotiva devido ao fato de permitir a automação em linhas de produção. (Ertas et al., 2009).

O procedimento da RSW, esboço mostrado na Figura 1, envolve a aplicação de corrente elétrica e pressão em chapas metálicas, gerando calor por resistência elétrica para fundir os materiais no ponto de contato. Raut e Achwal (2014, p. 507) descrevem que "na soldagem a ponto por resistência, duas peças metálicas são unidas pela aplicação de corrente elétrica e pressão na zona a ser soldada", sem a necessidade de materiais de adição ou fluxos, diferentemente de outros métodos como a soldagem a arco. Os eletrodos comprimem as chapas, e o calor é gerado formando um núcleo líquido que solidifica sob pressão. O ciclo do processo inclui etapas como compressão, soldagem, manutenção da pressão e liberação, garantindo uma união robusta.

Figura 1 – Representação RSW.



Fonte: Adaptado de RWMA (1989).

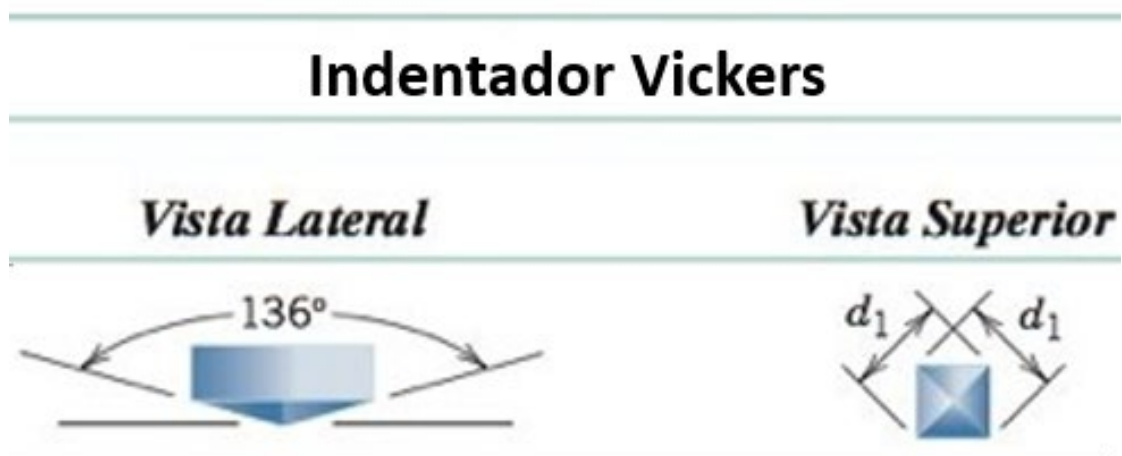
Os principais parâmetros que influenciam a qualidade da RSW são a corrente de soldagem, o tempo de soldagem, a força dos eletrodos e a geometria dos eletrodos (Oliveira Júnior et al., 2024). Choudhari et al. (2025) quantificam que a corrente de soldagem contribui com cerca de 25% para a qualidade da solda, seguida pelo tempo e força dos eletrodos, com aproximadamente 20% cada, sendo necessária otimização para evitar defeitos como respingos ou fragilidade. Ademais, além dos parâmetros de solda é importante se atentar aos modos de falhas da solda que determinam a qualidade dela.

Segundo Chao (2003), as juntas soldadas por RSW podem falhar de duas formas principais: por ruptura interfacial ou por arrancamento do botão de solda (modo *pullout*). Na falha interfacial, a fratura ocorre ao longo da interface soldada, separando as chapas exatamente na região unida (geralmente decorrente de um diâmetro de solda insuficiente ou de parâmetros de soldagem inadequados). Já a falha por arrancamento caracteriza-se pelo arrancamento do botão de solda de uma das chapas, deixando um furo circular nessa chapa e mantendo o botão aderido à outra. Diferenciar esses modos de ruptura é importante porque cada um reflete a qualidade mecânica da junta: soldas que falham por *pullout* suportam cargas maiores em ensaios de tração (o metal base rompe antes da solda), enquanto rupturas interfaciais indicam uma solda de menor resistência. Assim, do ponto de vista mecânico, o modo de falha *pullout* é o mais desejável, pois demonstra uma união soldada de melhor desempenho estrutural (Chao, 2003).

2.4 Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers é um importante parâmetro para avaliar a qualidade da solda, pois permite identificar os mecanismos de endurecimento da microestrutura que influencia diretamente na resistência e durabilidade da solda (Nadimi et al., 2023). Esse ensaio é realizado com um indentador piramidal de diamante, conforme mostrado na Figura 2, e aplica-se uma carga por tempo definido até a deformação plástica estável para permanecer a indentação. Destarte, o cálculo da microdureza Vickers é feito por meio da Equação 1. (Callister Jr; Rethwisch, 2012)

Figura 2 – Geometria do indentador e indentação Vickers.



Fonte: Adaptada de Callister Jr e Rethwisch (2012, p. 151).

$$HV = 1,854 \cdot \frac{P}{d_1^2} \quad (1)$$

Em que:

- P é a carga aplicada em kgf;
- d_1^2 é a média das diagonais da indentação em mm;
- HV é o valor da microdureza Vickers.

2.5 Fadiga

O comportamento de máquinas e equipamento é muito diferente quando é aplicado tensões ou deformações repetidas ou flutuantes durante um período. Nesse cenário, a fadiga é definida falhando o material mesmo com tensões abaixo do limite de resistência.

Segundo Budynas e Nisbett (2016), em peças que falham com carregamento estáticos sofrem uma deformação grande, a qual é perceptível e feita a troca antes da falha. No entanto, no caso da fadiga a falha ocorre repentinamente e total sendo mais difícil de prever do que uma falha estática. Com isso, é evidente a importância de entender melhor como ocorre a falha por fadiga para prevê-la.

A fratura de uma falha por fadiga apresenta características que se concentram em três estágios: estágio I mostra a nucleação de uma ou mais microtrincas em função da deformação plástica, no estágio II (fratura) as microtrincas torna-se macrotrincas e por último o estágio III que ocorre a fratura abrupta devido ao material restante não resistir as cargas (Budynas; Nisbett, 2016).

2.5.1 Tensões flutuantes

Conforme Budynas e Nisbett (2016), máquinas regularmente apresentam tensões flutuante com padrão senoidal. Destarte foi descoberto que a forma da onda não é o principal (sem necessidade de seguir uma função, como a senoidal) e sim os picos das forças máximas ($F_{máx}$) e mínimas ($F_{mín}$), por isso são usados para caracterizar o padrão da força e assim uma componente de amplitude (F_a), componente média (F_m) e razão de carga (R) pode definir melhor essa perspectiva, como mostram as Equações 2, 3 e 4, respectivamente.

$$FA = \left| \frac{F_{\text{máx}} - F_{\text{mín}}}{2} \right| \quad (2)$$

$$FM = \frac{F_{\text{máx}} + F_{\text{mín}}}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{F_{\text{mín}}}{F_{\text{máx}}} \quad (4)$$

Essas forças são mais bem interpretadas se divididas pela área transversal do corpo de prova e obtém-se a tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e tensão mínima ($\sigma_{\text{mín}}$). Com isso, as Equações 5, 6 e 7 mostram parâmetros importantes para a análise de fadiga (Dowling, 2013).

$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad (5)$$

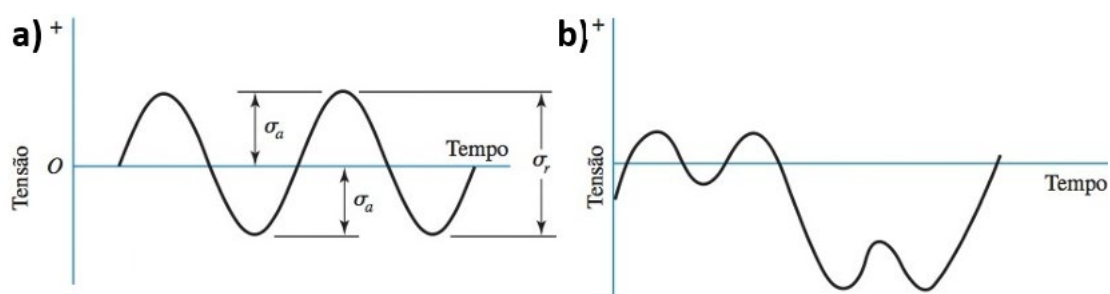
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (6)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (7)$$

Na Equação 5, $\Delta\sigma$ é a diferença entre as tensões máxima e mínima do ciclo e expressa a severidade da variação cíclica: quanto maior esse intervalo, mais intenso o efeito de fadiga e menor a vida útil. A Equação 6 define a tensão média (σ_m), que “desloca” o nível de carregamento em relação ao eixo neutro e influencia a fadiga: valores médios trativos costumam reduzir a resistência, enquanto valores médios compressivos tendem a prolongá-la. Já a Equação 7 estabelece a amplitude de tensão (σ_a), medida direta da solicitação cíclica que governa o acúmulo de dano e, por isso, parâmetro central nas avaliações. Em conjunto, essas grandezas descrevem o carregamento cíclico e dão suporte à previsão do desempenho em fadiga de componentes. (Santos et al, 2025)

A Figura 3 apresenta o diagrama de tensões flutuantes, sendo as representações gráficas fundamentais para análise de fadiga.

Figura 3 – Relação tempo-tensão: a) senoidal; b) não senoidal.



Fonte: Adaptado de Budynas e Nisbett (2016, p. 304).

A Figura 3 (a), destaca uma variação senoidal, com uma onda simétrica e periódica que oscila em torno de uma tensão média nula, marcada pela amplitude σ_a , já na Figura 3 (b), observa-se uma forma de onda não senoidal, caracterizada por uma configuração irregular e assimétrica que decresce ao longo do tempo, refletindo comportamentos mais complexos e realistas. Essa comparação evidencia a relevância de analisar diferentes perfis de tensão para uma avaliação mais precisa da durabilidade e desempenho estrutural.

2.5.2 Curvas Vida em Fadiga, S-N

A resistência de materiais no cenário da fadiga é encontrada por meio de ensaios que submetem o material a forças de magnitude pré-determinadas enquanto são contabilizados os ciclos até a falha. Assim, com diversos resultados com forças diferentes é possível traçar a curva S-N, geralmente em log-log ou semilog devido ao alto número de ciclos, na qual é utilizado a tensão em vez da força para a consideração da área do material, onde a abscissa é o número de ciclos (N_f) e a ordenada é σ_a (Budynas; Nisbett, 2016).

Em muitas situações, a curva S-N se comporta de maneira aproximadamente linear e o N_f é representado em escala logarítmica. Nesses casos, ela pode ser descrita por uma relação definida pela Equação 8 (Dowling, 2013).

$$\log \sigma_a = C + D \cdot \log N_f \quad (8)$$

Em que C é o intercepto (ordenada na origem) e D é o coeficiente angular da curva S-N na escala log, isto é, um modelo log-linear. Nesse cenário, se aplicar logaritmo a ambos os eixos, obtém-se uma aproximação do tipo potência na Equação 9.

$$\sigma_a = A \cdot N_f^B \quad (9)$$

Em que A e B são constantes próprias do material: A é o coeficiente de resistência à fadiga e B é o coeficiente de inclinação da curva S–N em coordenadas log–log.

Ambas as formulações permitem estimar a vida em fadiga (N_f) a partir da amplitude de tensão (σ_a) e são ferramentas fundamentais de projeto para componentes sujeitos a carregamentos cíclicos.

No caso para juntas soldadas por RSW a Equação 9 sobre uma alteração, pois a FA não é dividida pela área transversal do corpo de prova e sim a área longitudinal do botão de solda, a qual é a área que está sob tensão, resultando na tensão cisalhante (τ_a), conforme Equação 10.

$$\tau_a = A \cdot N_f^B \quad (10)$$

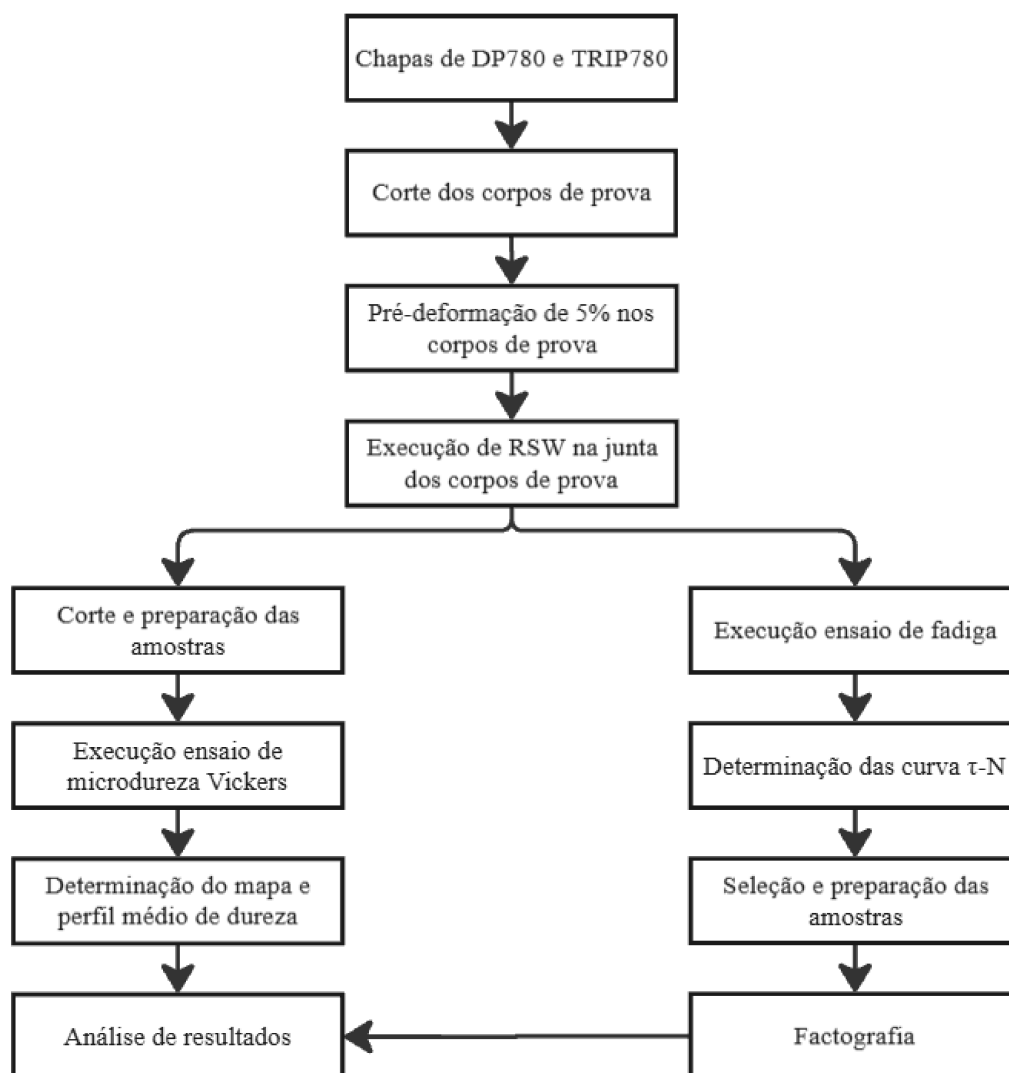
2.6 Encruamento

O encruamento, também conhecido como endurecimento por deformação, é um processo observado em metais durante a deformação plástica, no qual o material experimenta um aumento na densidade de discordâncias que se entrelaçam e impedem o movimento adicional, resultando em maior resistência à deformação subsequente. Esse mecanismo afeta as propriedades mecânicas ao elevar a tensão de escoamento, a resistência à tração e a dureza, enquanto diminui a ductilidade, com o comportamento manifestado na região de encruamento da curva tensão-deformação, que se inicia após o ponto de escoamento e se estende até a resistência máxima (Callister Jr; Rethwisch, 2012, p. 186).

3 METODOLOGIA

A parte experimental deste projeto pode ser resumida no fluxograma apresentado na Figura 4.

Figura 4 – Fluxograma do projeto.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

3.1 Materiais

Os corpos de prova, em conformidade com a norma ISO 14273:2016, foram confeccionados a partir de chapas laminadas a frio dos aços DP780 e TRIP780, com espessura de 1,6 mm, fornecidas pelo Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD). Ademais,

essas chapas foram cortadas por meio do processo de eletroerosão a fio no mesmo laboratório e suas composições químicas encontram-se na Tabela 1.

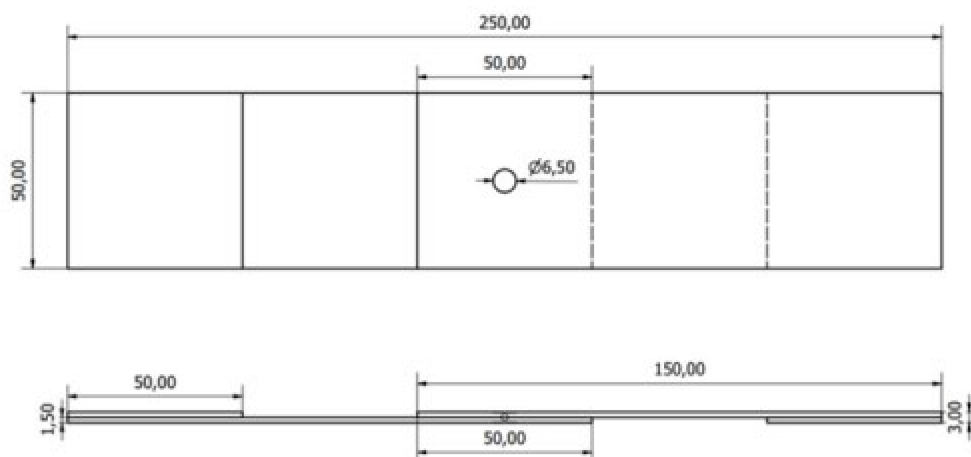
Tabela 1 – Composição química DP780 e TRIP780.

Aço	C	Mn	Si	P	S
TRIP780	0,180 máx	2,500 máx	2,000 máx	0,040 máx	0,040 máx
DP780	0,300 máx	2,500 máx	2,200 máx	0,090 máx	0,015 máx

Fonte: USIMINAS. Catálogo técnico – Aços. Ipatinga: Usiminas (2021).

A Figura 5 mostra a geometria dos corpos de prova para o ensaio de fadiga do tipo cisalhamento por tração, o que representa o cenário real aproximado dessas juntas. Nesse cenário, foram adaptados os corpos de prova padrão da norma (ISO, 2016) para otimizar a configuração experimental, os quais foram utilizados para o ensaio de dureza e após os ensaios de fadiga para análise fractográfica.

Figura 5 – Corpos de prova para ensaio de fadiga do tipo cisalhamento por tração (dimensões em mm).



Fonte: Santos et al. (2025).

Foram fixadas, às extremidades dos corpos de prova, guias de 50 mm para protegê-los durante os ensaios de fadiga, confeccionadas com o mesmo material do corpo de prova, conforme ilustrado na Figura 5. Antes da soldagem das juntas, os corpos de prova, com comprimento de 125 mm, foram submetidos a uma pré-deformação de 5% uniaxial, utilizando uma máquina de teste universal Instron®, modelo 8801, com capacidade nominal de ± 100 kN.

A solda por resistência a ponto das juntas foi realizada pelo Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem e Manufatura Aditiva (Laprosolda) seguindo a

literatura de RSW para AHSS por Oliveira Júnior et al. (2024). Assim, os parâmetros utilizados foram Força de aplicação de 5 kN, corrente de 7 kA e tempos de 600 ms para todas as juntas.

3.2 Métodos

3.2.1 Ensaio de Microdureza

Para o ensaio de microdureza Vickers foi isolado a região transversal da junta de solda de 6 corpos de prova de tipo cisalhamento por tração (3 de cada aço), a qual é a região de interesse para análise, por meio do corte feito no equipamento Discotom Arotec 80. Posteriormente, foi feito a preparação da amostra para o ensaio que consiste em:

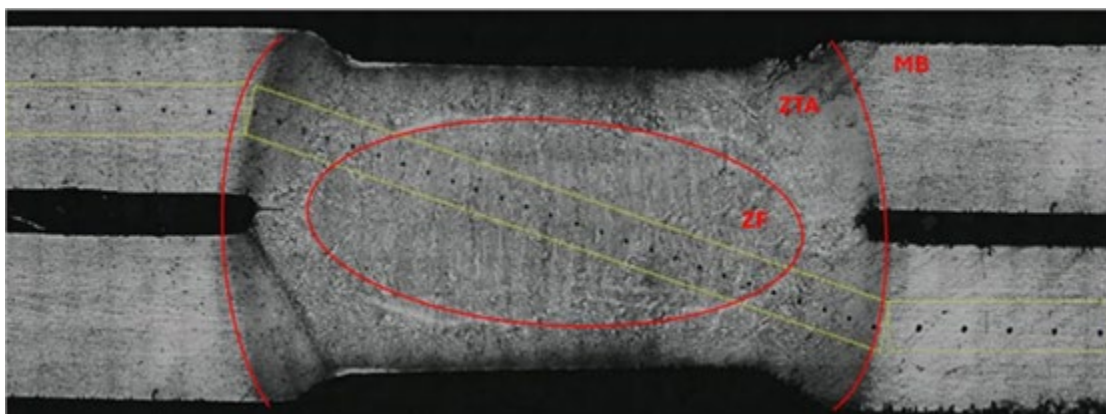
- Embutimento das amostras na embutidora automática Arotec PRE30
- Lixamento com lixas de 80 até 1200 mesh
- Polimento com panos com pasta de diamante de 9 até 1 μm
- Ataque químico com Nital a 6 % com exposição de aproximadamente 10 segundos nas amostras

Essa preparação da amostra é fundamental para a correta realização do ensaio e evidenciar a ZTA e ZF da junta soldada.

Os ensaios de microdureza foram conduzidos no LAPROSOLDA em conformidade com a norma ASTM E384-17 (ASTM INTERNATIONAL, 2017), utilizando o durômetro Shimadzu HMV-G. A caracterização mecânica da junta soldada foi obtida por meio de um perfil de microdureza levantado ao longo da seção transversal do ponto de solda (Figura 6). A linha de medição foi posicionada de modo a cruzar, sequencialmente, o metal de base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF).

Os resultados fornecidos pelo equipamento foram concatenados por meio de um código no MATLAB, o qual está no anexo A, que forneceu o perfil médio de dureza e o mapa da dureza.

Figura 6 – Linha de medição do ensaio de microdureza Vickers ao longo da junta soldada.



Fonte: Santos et al. (2025).

3.2.2 Ensaio de Fadiga

Nos ensaios de fadiga, os quais também foram realizados na Instron® modelo 8801, foram usados os corpos de prova tipo cisalhamento por tração, não foi necessária preparação da superfície como nos outros ensaios. Desta forma, foi ensaiado com $R = 0,1$ e frequência de 10 Hz assemelhando a um carregamento assimétrico, em que a carga mínima corresponde a 10% da carga máxima.

Os testes foram realizados com três níveis de força para cada tipo de aço, conforme as Tabelas 2 e 3. Em cada nível de FA, duas amostras foram empregadas no ensaio de fadiga do tipo tensão de cisalhamento-vida (τ -N), o que somou seis corpos de prova para cada aço.

Tabela 2 – Parâmetros de força utilizados nos ensaios de fadiga para o aço DP780.

$F_{\max}$ (kN)	$F_{\min}$ (kN)	F_m (kN)	F_a (kN)	Frequência (Hz)	R
10	1	5,500	4,5	10	0,100
5,556	0,556	3,056	2,5		
4,444	0,444	2,444	2		

Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

Tabela 3 – Parâmetros de força utilizados nos ensaios de fadiga para o aço TRIP780

$F_{\text{máx}}$ (kN)	$F_{\text{mín}}$ (kN)	F_m (kN)	F_a (kN)	Frequência (Hz)	R
8,667	0,867	4,767	3,900	10	0,100
6,667	0,667	3,667	3		
3,556	0,356	1,956	1,600		

Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

O software da máquina Instron (WAVEMATRIX) fornece após a falha o N_f para cada amostra ensaiada. Logo, junto com a τ_a , é possível construir as curvas τ -N com ajuda no software Excel.

3.2.3 Fractografia

Após a fratura foram selecionados os melhores corpos de prova para cada F_a com intuito de melhor observação da região de falha, totalizando 3 corpos de prova para cada aço. Com isso, foi feito o mesmo processo da microdureza em isolar a região interessante, a qual nessa análise é a região onde ocorreu a falha e seja possível ver a fratura e as zonas metalúrgicas, e preparação da amostra. Assim, com ajuda do scanner Epson Perfection V19 foi possível tirar fotos dos corpos de prova evidenciando a ZTA, ZF, MB e a nucleação da trinca, o qual possibilita a análise fractográfica.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

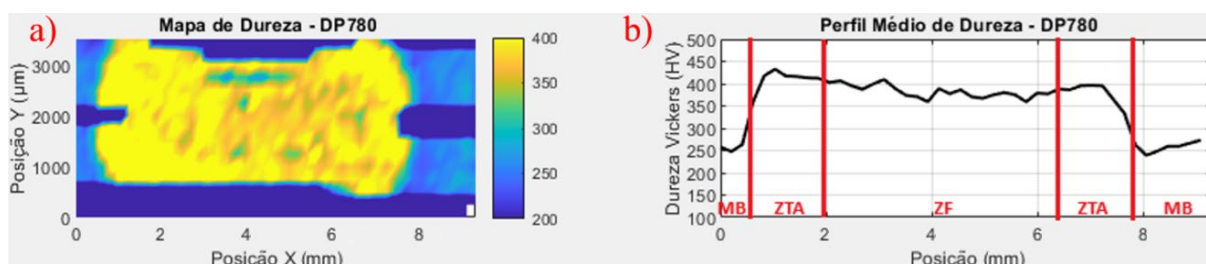
4.1 Microdureza

A microdureza se destaca como um excelente método de análise da qualidade da solda, possibilitando a observância de heterogeneidades e a da resistência mecânica das diferentes regiões da solda.

4.1.1 Perfil de dureza e mapa de dureza DP780

A partir dos resultados obtidos pelo ensaio de microdureza, na Figura 7 é observado o perfil de dureza e o mapa de dureza médio para os aços DP780 com 5% de pré-deformação antes da soldagem.

Figura 7 – a) Mapa de dureza e o b) perfil médio do aço DP780 5% de pré-deformação.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

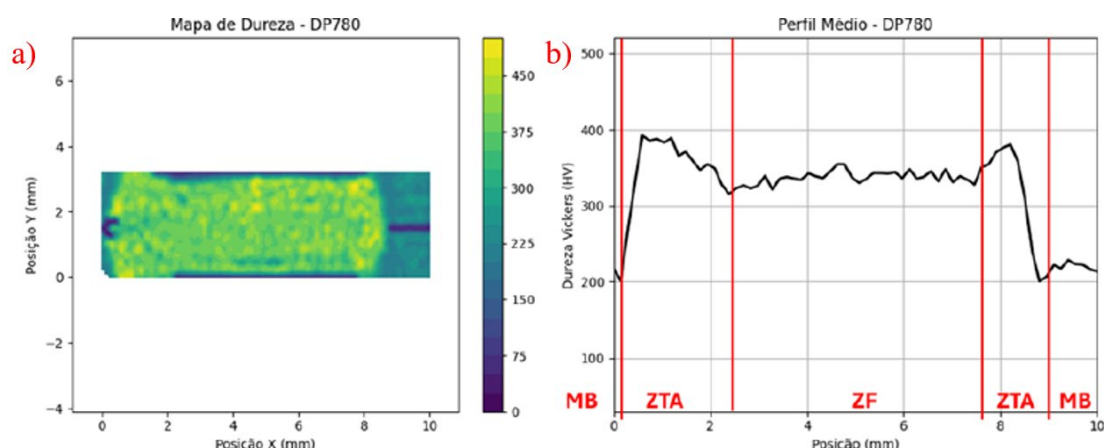
O metal base (MB) apresenta dureza em torno de 250-260 HV. Observa-se uma elevação significativa na dureza na região da solda, com valores médios variando de aproximadamente 250 HV no metal base a 430 HV na ZTA e entre 350HV e 400 HV na ZF.

O resultado do aumento da dureza na ZF advém, segundo Pal, Amirthalingam e Raman (2025), da alta taxa de resfriamento, que preserva martensita fresca, além disso causa revenimento de martensita no MB e ZTA, onde os pico e vales na ZF sugerem heterogeneidades microestruturais. Essa comparação reforça que, para aços DP, o endurecimento na ZF é influenciado pela composição química e taxas de resfriamento, sendo essas menores que na ZTA.

Ao comparar os resultados sem pré-deformação apresentados no estudo de Santos et al. (2025), observa-se que o aço DP780 exibe uma elevação significativa na dureza da região de MB para a ZTA, com valores médios de dureza na ZF. Nesse cenário, conforme ilustrado na

Figura 8, há um aumento de aproximadamente 20% na dureza em todas as regiões (MB, ZTA e ZF). Esse incremento era esperado no MB devido às características do material; entretanto, nas regiões ZTA e ZF, esperava-se uma variação mínima, conforme apontado por Pal, Amirthalingam e Raman (2025).

Figura 8 – a) Mapa de dureza e b) perfil médio do aço DP780 sem pré-deformação.



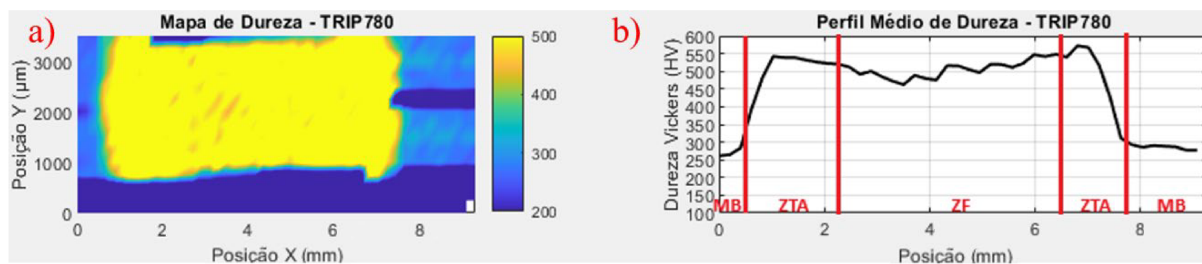
Fonte: Santos et al. (2025).

Nesse sentido, a soldagem, ao atingir temperaturas suficientes para austenitizar e fundir o aço, tende a apagar o acúmulo de discordância do encruamento gerado pela pré-deformação nas regiões ZTA e ZF. Posto isso, o aumento na dureza pode estar relacionado a uma diferença na composição química entre as chapas sem pré-deformação e com 5% de pré-deformação, provavelmente devido a um maior teor de carbono, que eleva a quantidade de martensita formada na solda. Por conseguinte, os parâmetros de soldagem utilizados nos dois estudos foram iguais, o que reforça a influência da composição química nos resultados observados.

4.1.2 Perfil de dureza e mapa de dureza TRIP780

Conforme explicado para o aço DP780, o TRIP780 seguiu uma distribuição normal, conforme a Figura 9, a qual seria dureza mais baixa no MB e maior na ZTA e ZF.

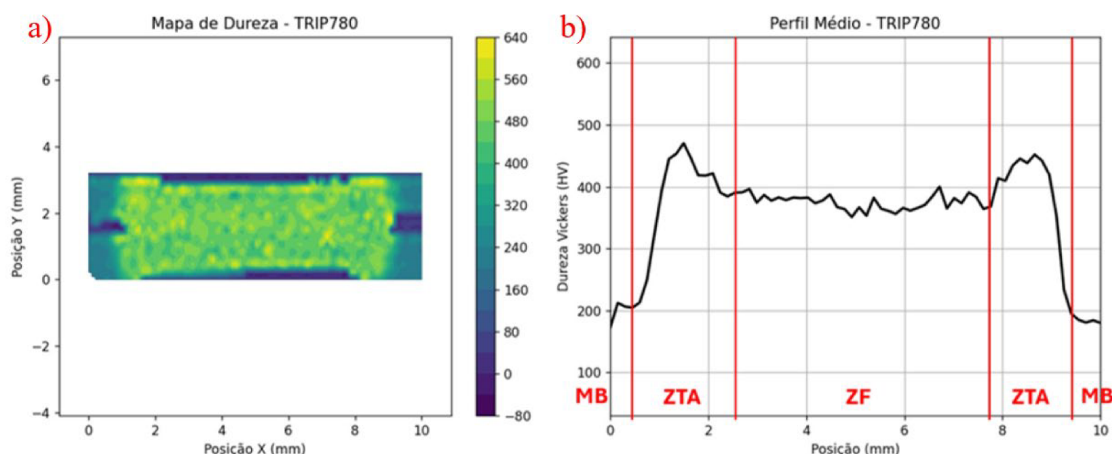
Figura 9 – a) Mapa de dureza e o b) perfil médio do aço TRIP780 com 5% de pré-deformação.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

Para o aço TRIP780, ocorreu um aumento de aproximadamente 30% na dureza média quando comparado às juntas sem pré-deformação, conforme ilustrado na Figura 10. Inicialmente, a explicação para esse aumento seria que a pré-deformação de 5% induziu o efeito TRIP no aço, resultando em maior formação de martensita e, conseqüentemente, elevando a dureza média do metal base (MB) de cerca de 200 HV para 250–280 HV. Ademais, estudos de Machado (2019) e Nayak et al. (2012) indicam que o efeito TRIP é localmente suprimido na ZTA e ZF, onde apresentam uma microestrutura predominantemente martensítica com dureza significativamente elevada. Esse comportamento ocorre devido ao aquecimento durante a soldagem, que transforma a martensita em austenita, seguida por uma rápida transformação em martensita sem revenido durante o resfriamento, resultando em maior dureza. Como esperado, a pré-deformação de 5% também causou encruamento no MB, enquanto a zona termicamente afetada (ZTA) e a ZF apresentaram aumento de dureza devido às diferenças na composição química, um comportamento semelhante ao observado no aço DP780.

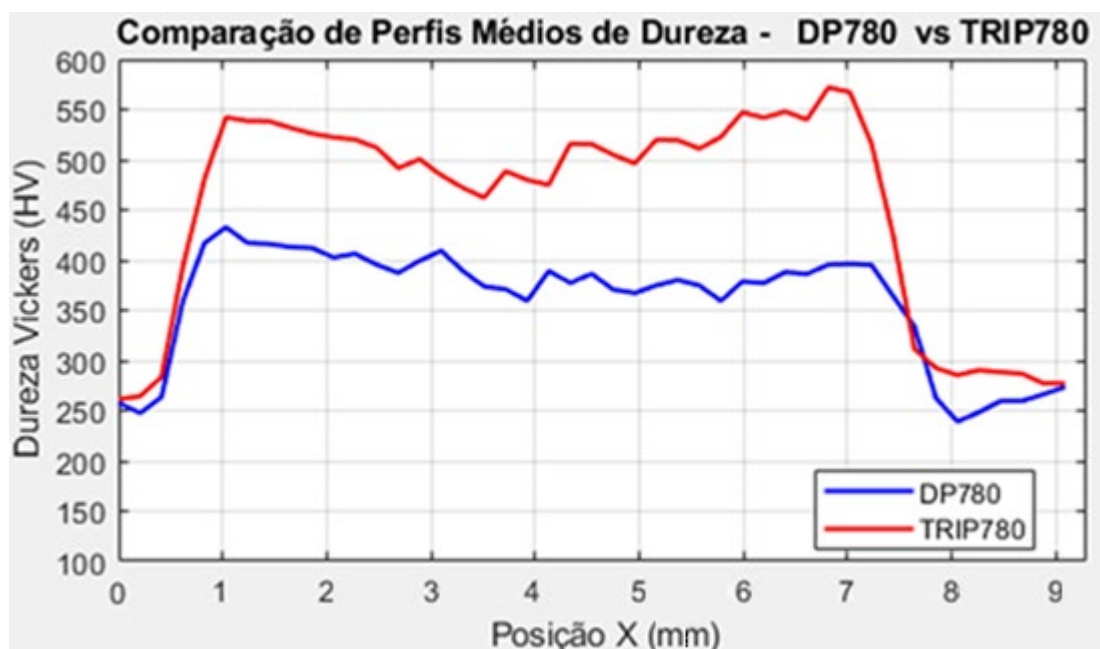
Figura 10 – a) Mapa de dureza e o b) perfil médio do aço TRIP780 sem pré-deformação.



Fonte: Santos et al. (2025).

Para comparação entre os dois aços com pré-deformação de 5% foi elaborada a Figura 11, a qual mostra o perfil médio de dureza dos aços DP780 e TRIP780.

Figura 11 – Perfil médio do aço DP780 e TRIP780 com 5% de pré-deformação.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

A comparação dos perfis de dureza entre os aços DP780 e TRIP780 evidencia as alterações induzidas pelo ciclo térmico do processo. Para o DP780, o perfil demonstra uma elevação consistente (pouca variação) na dureza na ZF, sugerindo maior estabilidade mecânica e melhor distribuição de tensões na junta, reflexo da formação de fases endurecidas durante o resfriamento rápido. Já o TRIP780 apresenta picos mais pronunciados na ZF, mas com gradiente de dureza mais acentuado na ZTA, indicando uma potencial heterogeneidade nas propriedades mecânicas que pode afetar a integridade da solda. (Santos et al., 2025)

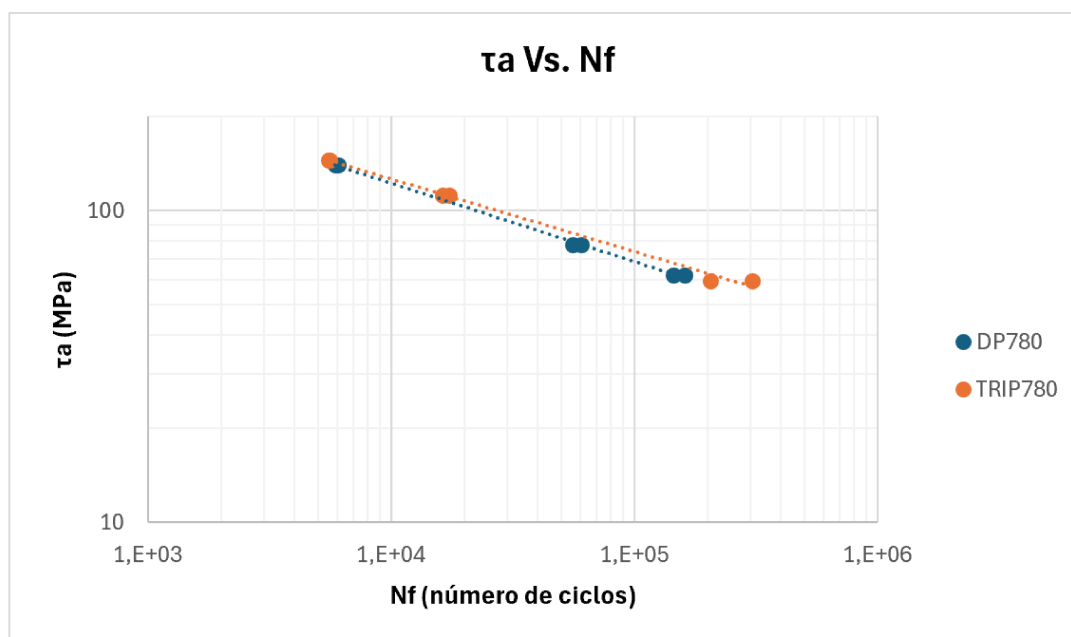
Outro ponto de comparação é que a pré-deformação de 5% resultou em diferentes aumentos de dureza nos dois aços, com o efeito TRIP sendo responsável pela maior elevação no TRIP780 em comparação com o DP780.

4.2 Fadiga

A partir dos ensaios de fadiga obteve-se a Figura 12 a qual ilustra as curvas τ -N em escala log-log para as juntas soldadas dos aços DP780 e TRIP780 e mostra um comportamento típico de fadiga em regime de alta ciclo, conforme apresentado por Silva et al. (2025). A vida

em fadiga dos 2 aços apresenta uma dispersão mínima, com sobreposição em regiões de média vida (cerca de 10^4 ciclos), mas uma separação em alta vida ($N_f > 10^5$), em que o TRIP780 suporta mais ciclos do que o DP780 na mesma tensão, possivelmente relacionado ao efeito TRIP devido a pré-deformação.

Figura 12 – Curva τ -N dos aços DP780 e TRIP780 com 5% de pré-deformação.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

Ademais, os coeficientes da Equação 3 (equação de potência) que governa essa curva são mostrados na tabela 4 com o coeficiente de determinação (R^2).

Tabela 4 – Equação de potência.

Coeficientes	DP780	TRIP780
A	1240,4	1076
B	-0,252	-0,233
R^2	0,9992	0,9977

Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

O coeficiente de resistência à fadiga (A) apresenta um valor de 1240,4 MPa para o aço DP780, superior ao de 1076 MPa observado no TRIP780. Essa diferença sugere que o DP780 possui uma maior resistência inicial à fadiga em regimes de baixa vida (poucos ciclos), possivelmente atribuída à sua microestrutura *dual-phase* que proporciona um maior

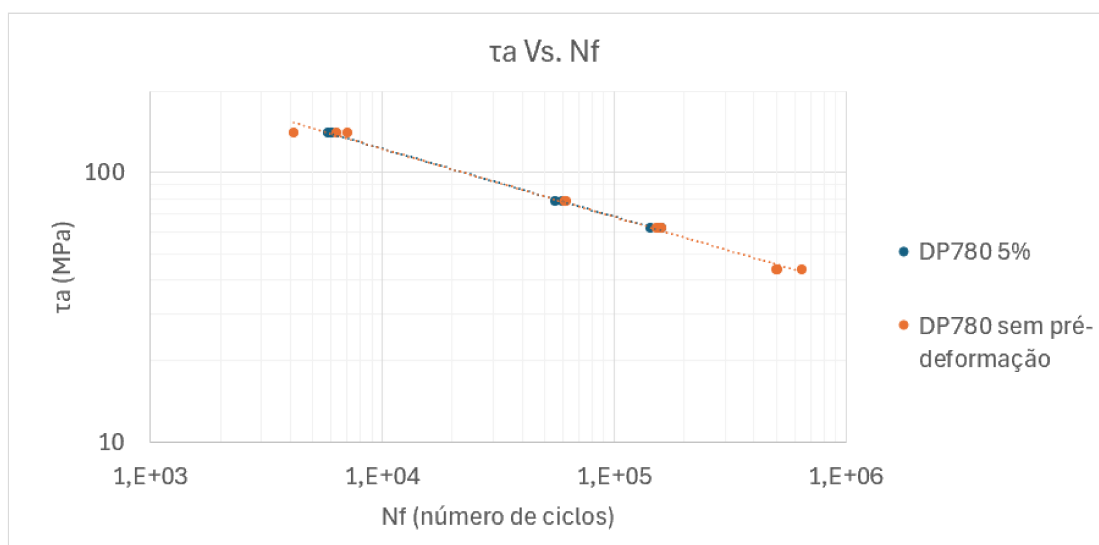
endurecimento inicial. No entanto, tal discrepância no geral é reduzido, pois o concentrador de tensões no botão de solda domina o comportamento, conforme relatado por Santos et al. (2025).

O coeficiente de inclinação da curva (B) é -0,233 para o TRIP780, valor maior que o - 0,252 do DP780, o que indica uma curva menos íngreme e, conseqüentemente, uma melhor retenção de resistência à fadiga em altos números de ciclos (Nf). Isso, somado do fato que o TRIP780 suportou mais ciclos, sugere que o mecanismo de transformação induzida por plasticidade (efeito TRIP) contribui para uma maior ductilidade e absorção de energia em ciclos prolongados, resultando em uma vida em fadiga ligeiramente superior.

Além disso, valor de R^2 próximo de 1 em ambos os casos (0,9992 para o DP780 e 0,9977 para o TRIP780) indica um bom ajuste da equação de potência aos dados experimentais, sugerindo que esse modelo é adequado para descrever o comportamento em fadiga das juntas soldadas RSW desses aços.

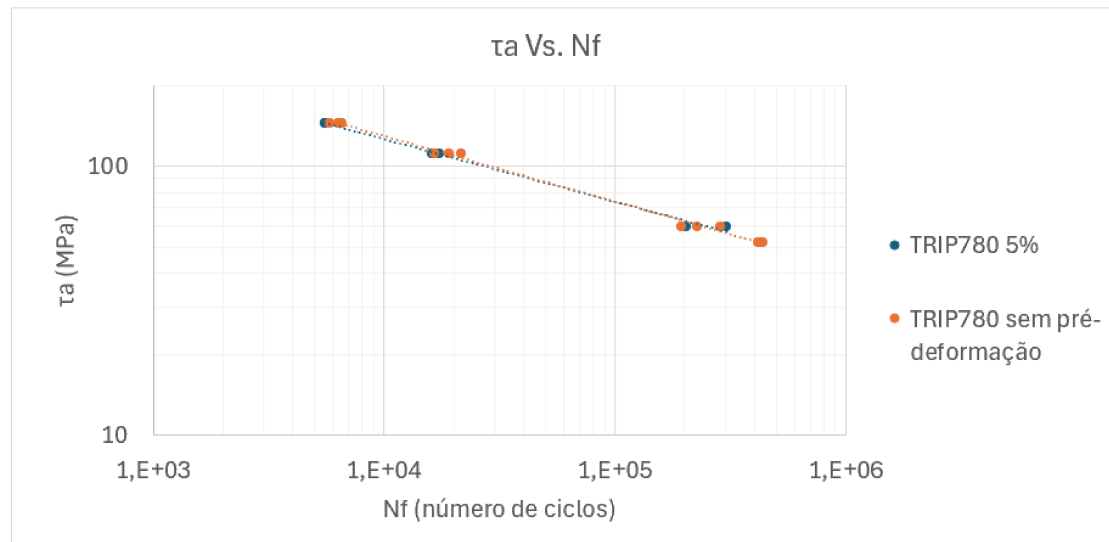
Comparando as curvas τ -N, conforme Figura 13 e Figura 14, é observado que a vida em fadiga diminui ligeiramente com pré-deformação nos aços DP780 e TRIP780. Nesse sentido, com parâmetros de soldagem idênticos, o entalhe gerado pela RSW, concentrador de tensões na borda do botão e na transição MB/ZTA, governa a nucleação e o crescimento inicial da trinca (como será evidenciado na fractografia). Assim, a pré-deformação não altera o mecanismo dominante e as pequenas variações observadas permanecem dentro da dispersão experimental.

Figura 13 – Vida em fadiga dos aços DP780 sem pré-deformação e com 5% de pré-deformação.



Fonte: Adaptado de Santos et al. (2025).

Figura 14 – Vida em fadiga dos aços TRIP780 sem pré-deformação e com 5% de pré-deformação.



Fonte: Adaptado de Santos et al. (2025).

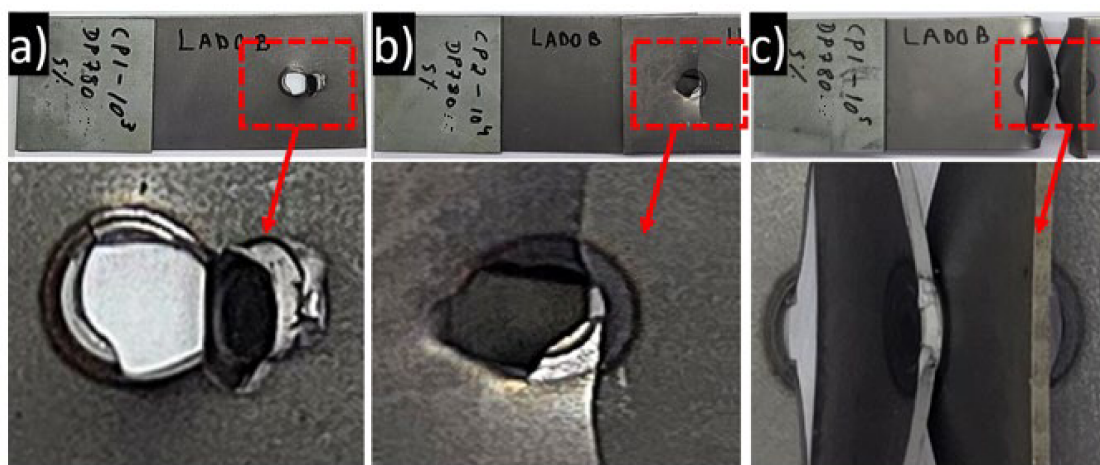
4.3 Modo de falha e Fractografia

Após os ensaios de microdureza e de fadiga, foi realizada a análise fractográfica para verificação dos sítios de início de falha da solda, buscando uma associação com os resultados de fadiga.

4.3.1 Trinca do DP780

Foram avaliadas as falhas na solda do aço DP780 utilizando imagens macroscópicas de testes cíclicos em diferentes Forças de amplitude. A Figura 15 mostra mudanças nos mecanismos de falha: mais deformação plástica em poucos ciclos (alta carga) e propagação mais lenta em mais ciclos (baixa carga).

Figura 15 – Juntas soldadas após o ensaio de fadiga do DP780 com $F_a =$ a) 4,5 kN b) 2,5 kN e c) 2 kN.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

Para $F_a = 4,5$ kN, a Figura 15 (a) mostra um botão de solda circular com anel deformado ao redor e a ampliação mostra rasgamento parcial. A trinca inicia na superfície de contato, propaga superficialmente pela alta carga e o modo da fratura final é: *pullout* parcial.

No $F_a = 2,5$ kN, a Figura 15 (b) tem furo central no botão de solda. A trinca propaga pela espessura. Há influência da dureza na ZTA (zona amolecida no DP780) e o modo de fratura é uma mistura de interfacial parcial e *pullout*, trinca pela direção perpendicular à aplicação da carga. Amolecimento na ZTA promove *pullout*, mas cargas moderadas aceleram a nucleação da trinca. Há menor plasticidade que na alta carga.

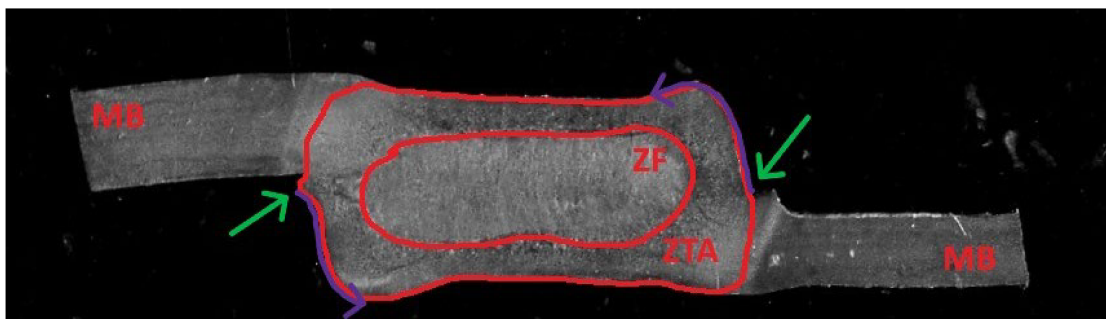
Para $F_a = 2$ kN, a Figura 15 (c) mostra separação lateral, botão de solda unido com pouca deformação e falha nas chapas na ZTA. É observado crescimento lento da trinca em plano perpendicular à carga, fratura dúctil e falha na ZTA (não é *pullout*, pois o botão de solda permanece unido), com trinca na periferia da ZTA.

A partir da análise dos três cenários é perceptível que a qualidade da solda está dentro dos parâmetros por predominar o modo *pullout*.

A Figura 16 apresenta o padrão da trinca para os aços DP780, foi escolhido os corpos de prova com $F_a = 2$ kN por apresentarem melhor clareza para identificar as trincas e as regiões metalúrgicas.

Ademais, na figura 16, a qual mostra a ampliação da região de falha, a seta verde indica o ponto de início da trinca e a seta roxa mostra seu caminho. Observou-se, em todos os corpos de prova, que a trinca se inicia no concentrador de tensão formado pelo botão de solda e se propaga pela ZTA.

Figura 16 – Delimitação das regiões metalúrgicas na junta soldada do material DP780: metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF).



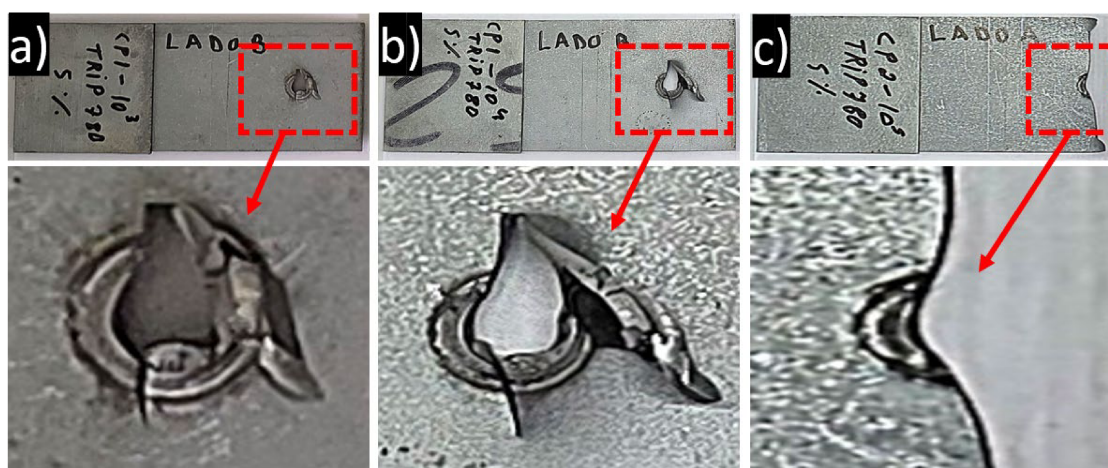
Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

Os resultados se aproximam dos dados da literatura sem pré-deformação (Santos et al., 2025), com a trinca iniciando-se no concentrador de tensão e propagando-se pela ZTA.

4.3.2 Trinca do TRIP780

A Figura 17 evidencia mudanças nos mecanismos em relação ao DP780, como maior deformação dúctil devido ao efeito TRIP, resultando em fraturas com bordas mais deformadas.

Figura 17 – Juntas soldadas após o ensaio de fadiga do TRIP780 com $F_a =$ a) 3,9 kN b) 3 kN e c) 1,6 kN.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

Para $F_a = 3,9$ kN, a Figura 17 (a) apresenta um botão de solda circular com anel deformado ao redor, semelhante ao DP780, mas com bordas mais deformadas, indicando maior ductilidade inicial devido ao efeito TRIP que absorve mais energia.

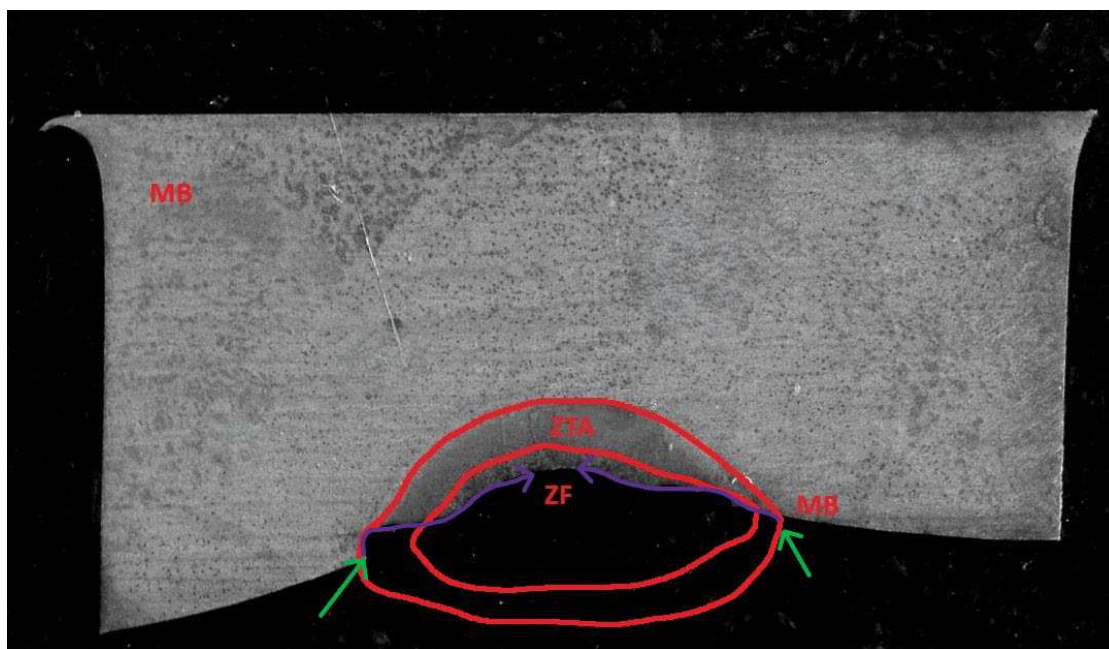
Para $F_a = 3 \text{ kN}$, a Figura 17 (b) apresenta furo central no botão de solda, semelhante ao observado no DP780, porém com contornos mais deformados, sugerindo propagação menos acelerada devido a ductilidade. Nesse cenário, o efeito TRIP mitiga parte da aceleração da nucleação. O amolecimento da ZTA favorece *pullout*, mas cargas moderadas aceleram menos que no DP780.

Para $F_a = 1,6 \text{ kN}$, a Figura 17 (c) mostra separação lateral, com botão de solda unido, pouca deformação e falha nas chapas na ZTA, semelhante ao observado no DP780.

A análise dos três cenários indica que a qualidade da solda está dentro dos parâmetros, pois predomina o modo *pullout*.

Conforme a Figura 16, a Figura 18 apresenta o padrão da trinca para os aços TRIP780. Observou-se a trinca começando na periferia da ZTA e aprofundando em torno até as duas se encontrarem e falhar a junta de solda.

Figura 18 – Delimitação das regiões metalúrgicas na junta soldada do material TRIP780: metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF).



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

Conforme o DP780, a pré-deformação não altera os mecanismos da propagação de trinca comparado com a literatura Santos et al. (2025).

5 CONCLUSÃO

Ao analisar os resultados obtidos, a pré-deformação de 5% apresentou ter influência na microdureza devido ao encruamento, mas não afetou significativamente a vida em fadiga de juntas soldadas por RSW dos aços DP780 e TRIP780.

Para o DP780, a pré-deformação resultou em um aumento médio de aproximadamente 20% na dureza em todas as regiões metalúrgicas, atribuído ao encruamento no MB, com elevações inesperadas na ZTA e ZF devido a transformações de fases ocorridos pelo rápido resfriamento nas regiões de solda. Já para o TRIP780, o incremento foi de cerca de 30% na dureza média, impulsionado pelo efeito TRIP no MB de 200 HV para 250-280 HV, enquanto a ZTA e ZF exibem microestruturas martensíticas devido ao ciclo térmico da soldagem e a mais alta temperabilidade da liga.

Em termos de fadiga, ambos os aços com pré-deformação mostraram uma ligeira redução na vida em fadiga em comparação aos sem pré-deformação, com variações dentro da dispersão experimental, onde o concentrador de tensões no botão de solda domina, sem alterar os mecanismos de nucleação e propagação de trincas pela ZTA. Os modos de falha predominam como *pullout* em ambos, e a pré-deformação não influencia significativamente esses aspectos.

Comparando diretamente os aços com 5% de pré-deformação, o TRIP780 destaca-se em regimes de alta vida em fadiga, suportando mais ciclos na mesma tensão que o DP780 graças ao efeito TRIP, que melhora ductilidade e absorção de energia, com inclinação da curva menos íngreme ($B = -0,233$ contra $-0,252$ do DP780). No entanto, o DP780 oferece maior resistência inicial ($A = 1240,4$ MPa contra 1076 MPa do TRIP780) e distribuição de dureza mais consistente na ZF, sugerindo maior estabilidade mecânica, enquanto o TRIP780 apresenta picos acentuados na ZF e gradientes pronunciados na ZTA, potencialmente afetando a integridade da solda.

Contudo, os resultados indicam que os concentradores de tensão foram os principais fatores responsáveis pela falha das juntas, sem influência observada devido pré-deformação de 5%.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros sugere-se:

- Estudar o efeito da pré-deformação superior a 5% na fadiga de juntas soldadas dos aços DP780 e TRIP780, avaliando impactos na microestrutura e na propagação de trincas em regimes de alta tensão.
- Investigar a influência de diferentes níveis de pré-deformação combinados com outros processos de soldagem, como laser ou fricção, sobre a resistência à fadiga.
- Avaliar o comportamento em fadiga sob condições ambientais, como corrosão ou temperaturas elevadas, em juntas soldadas pré-deformadas.

REFERÊNCIAS

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E384-17 - Standard test method for microindentation hardness of materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 38 p. Disponível em: <https://www.astm.org/e0384-17.html>. Acesso em: 12 set. 2025.

BLECK, W.; PHIU-ON, K. Microalloying of cold-formable multi phase steel grades. In: **Materials Science Forum**. Trans Tech Publications Ltd, 2005. p. 97-114. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.97. Disponível em: <https://www.scientific.net/MSF.500-501.97>. Acesso em: 12 set. 2025.

BUDYNAS, R. G.; NISBETH, J. K. **Elementos de máquinas de Shigley**. 10. ed. Porto Alegre: AMGH, 2016. ISBN 978-85-8055-554-7.

CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. ISBN 978-85-216-2124-9

CHAO, Y. J. Failure mode of spot welds: interfacial versus *pullout*. **Science & Technology of Welding & Joining**, v. 8, n. 2, p. 133–137, 2003. DOI: 10.1179/136217103225008955. Disponível em: https://openurl.ebsco.com/EPDB%3Aged%3A8%3A25435272/detailv2?sid=ebsco%3Aplink%3Ascholar&id=ebsco%3Aged%3A9724158&crl=c&link_origin=scholar.google.com.br. Acesso em: 12 set. 2025.

CHOUDHARI, R. et al. Recent status of research and developments in resistance spot welding. **SSRG International Journal of Mechanical Engineering**, v. 12, n. 3, p. 1-27, 2025. DOI: 10.14445/23488360/IJME-V12I3P101. Disponível em: <https://www.internationaljournalssrg.org/IJME/2025/Volume12-Issue3/IJME-V12I3P101.pdf>. Acesso em: 12 set. 2025.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4. ed. rev. e atual. por André Luiz V. da Costa e Silva. São Paulo: Editora Blucher, 2008. ISBN 978-85-212-0449-7.

DOWLING, N. E. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue. 4. ed. Boston: Pearson Education, 2013. ISBN 978-0-273-76455-7.

ERTAS, A. H. et al. Measurement and assessment of fatigue life of spot-weld joints. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 131, n. 1, art. 011011, 2009. DOI: 10.1115/1.3030941. Disponível em: <https://asmedigitalcollection.asme.org/materialstechnology/article-abstract/131/1/011011/465365/Measurement-and-Assessment-of-Fatigue-Life-of-Spot>. Acesso em: 7 set. 2025.

FIGUEIRÔA, D. W. et al. Influence of welding position and parameters in orbital tig welding applied to low-carbon steel pipes. **Welding international**, v. 31, n. 8, p. 583-590, 2017. DOI: 10.1080/09507116.2016.1218615. Disponível em: https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/09507116.2016.1218615?casa_token=oIQzzgGjs5sAAAAA:aH4kF0jWXv6O40m3DgWVvQeKeunq_Vha3n60rsg0E0axPsavr5lJiSTOfUtrp1ZkaKlSoY2REhBckvWm. Acesso em: 12 set. 2025.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 14273:2016: resistance welding – destructive testing of welds – specimen dimensions and procedure for tensile shear testing resistance spot and embossed projection welds**. Genebra : ISO, 2016.

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of civil and mechanical engineering**, v. 8, n. 2, p. 103-117, 2008. DOI: 10.1016/S1644-9665(12)60197-6. Disponível em: [https://link.springer.com/article/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6#citeas](https://link.springer.com/article/10.1016/S1644-9665(12)60197-6#citeas). Acesso em: 12 set. 2025.

MACHADO, C. C. **Avaliação microestrutural e mecânica dos aços TRIP-780 e DP-780 soldados por resistência a ponto**. 2019. 131 f. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do ABC, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Santo André, 2019. Disponível em: http://biblioteca.ufabc.edu.br/index.php?codigo_sophia=122305. Acesso em: 14 set. 2025.

MUKHOPADHYAY, G.; BHATTACHARYA, S.; RAY, K. K. Effect of pre-strain on the strength of spot-welds. **Materials & Design**, v. 30, n. 7, p. 2345-2354, 2009. DOI: 10.1016/j.matdes.2008.11.006. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908005463?casa_token=V_KYsdOyMwkAAAAA:Lj1iintk7v7LFOhZL14YMbNoL5cDTP4MtvSxjv1eAHgim5FVPxNm4EY8hALVOUDJiDgS8WphLM. Acesso em: 12 set. 2025

NADIMI, Nima et al. Understanding fusion zone hardness in resistance spot welds for advanced high strength steels: strengthening mechanisms and data-driven modeling. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 26, p. 5549-5565, 2023. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.08.251. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785423020628>. Acesso em: 12 set. 2025.

NAYAK, S. S. et al. Microstructure–hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds. **Materials Science and Engineering: A**, v. 551, p. 73-81, 2012. DOI: 10.1016/j.msea.2012.04.096. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509312006430?casa_token=nKPw9GY3NbgAAAAA:KPWEFijRfUpOTzrvZiCSXIL4uRKATo-ad-dJhFd8iIL5vCIgI2GNmmMQI4BygWyOWN-bAmoQK5k. Acesso em: 12 set. 2025.

NODER, J. et al. A comparative evaluation of third-generation advanced high-strength steels for automotive forming and crash applications. **Materials**, v. 14, n. 17, art. 4970, 2021. DOI: 10.3390/ma14174970. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/14/17/4970>. Acesso em: 12 set. 2025.

NUNES, E. B. et al. Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor de juntas de aço inoxidável duplex. **Soldagem & Inspeção**, v. 16, p. 223-231, 2011. DOI: 10.1590/S0104-92242011000300004. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/si/a/bm3xNZg9HyhWb3TTFbH86CC/?format=html&lang=pt>. Acesso em: 12 set. 2025.

OLIVEIRA JÚNIOR, M. M. et al. Normas e práticas em soldagem a ponto de aços de alta resistência. In: **XLVI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem; II CBMA di – Congresso Brasileiro de Manufatura Aditiva**. Uberlândia/MG, 26 a 28 de ago. 2024.

PAL, B.; AMIRTHALINGAM, M.; RAMAN, S. G. S. Role of Pre-Straining on the Mechanical Behaviour of Resistance Spot Welded Ultrahigh Strength Steel. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 56, n. 1, p. 375-391, 2025. DOI: 10.1007/s11663-024-03361-2. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-024-03361-2>. Acesso em: 12 set. 2025.

RAUT, M.; ACHWAL, V. Optimization of spot welding process parameters for maximum tensile strength. **International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research**, v. 3, n. 4, p. 507-517, 2014. Disponível em: <https://ijmerr.com/uploadfile/2015/0409/20150409043714398.pdf>. Acesso em: 12 set. 2025.

RWMA. Resistance welding manual. 4. ed. [S. l.]: [s. n.], 1989. 443 p.

SANTOS, B. F. M. et al. Comportamento em fadiga de juntas soldadas por resistência a ponto dos aços DP780 e TRIP780. In: **CONGRESSO INTERNACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA E INDUSTRIAL (CONEMI)**, 25., 2025, João Pessoa. Anais... [S. l.: s. n.], 2025. p. 1-16.

SILVA, F. F. et al. High cycle fatigue behavior of spot welds in DP 780, TRIP 780 and DC04 steel. **Global J. Eng. Technol. Ad**, v. 16, n. 2, p. 266-279, 2023. DOI: 10.30574/gjeta.2023.16.2.0173. Disponível em: https://www.researchgate.net/profile/Marcello-Dumont/publication/373579848_High_cycle_fatigue_behavior_of_spot_welds_in_DP_780_TRIP_780_and_DC04_steel/links/64f1f14bfa851147de09f166/High-cycle-fatigue-behavior-of-spot-welds-in-DP-780-TRIP-780-and-DC04-steel.pdf. Acesso em: 12 set. 2025.

STADLER, M. et al. Microstructure and local mechanical properties of the heat-affected zone of a resistance spot welded medium-Mn steel. **Materials**, v. 14, n. 12, art. 3362, 2021. DOI: 10.3390/ma14123362. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/14/12/3362>. Acesso em: 12 set. 2025.

USIMINAS. Catálogo técnico – aços eletro galvanizados. Ipatinga: Usiminas, 2021. Disponível em: <https://www.usiminas.com>. Acesso em: 7 set. 2025.

ZHANG, W.; XU, J. Advanced lightweight materials for Automobiles: A review. **Materials & Design**, v. 221, art. 110994, 2022. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110994. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127522006165>. Acesso em: 12 set. 2025.

ZHU, X. D.; MA, Z. H. Current status of high strength steel for auto-making and its development in Baosteel. **Revue de Metallurgie (Paris)**, 2004. Disponível em: <https://www.osti.gov/etdeweb/biblio/20559202>. Acesso em: 12 set. 2025.

APÊNDICE A – CÓDIGO MATLAB DA MICRODUREZA

```

1  % Script para gerar mapas de dureza e perfis médios de dureza para DP780M 5% e TRIP780 5%
2  % O arquivo Excel 'Mapas de dureza Rota 5.xlsx' deve estar no diretório atual
3  % Medições inválidas (HV = 50) são ignoradas nos cálculos de média
4
5  arquivo = 'Mapas de dureza Rota 5.xlsx';
6
7  % Ler dados para DP780 5%
8  X_dp = readmatrix(arquivo, 'Sheet', 'Planilha1', 'Range', 'E3:E692');
9  Y_dp = readmatrix(arquivo, 'Sheet', 'Planilha1', 'Range', 'F3:F692');
10 HV_dp = readmatrix(arquivo, 'Sheet', 'Planilha1', 'Range', 'G3:G692');
11
12 % Ler dados para TRIP780 5%
13 X_trip = readmatrix(arquivo, 'Sheet', 'Planilha1', 'Range', 'I3:I692');
14 Y_trip = readmatrix(arquivo, 'Sheet', 'Planilha1', 'Range', 'J3:J692');
15 HV_trip = readmatrix(arquivo, 'Sheet', 'Planilha1', 'Range', 'K3:K692');
16
17 % Pega valores únicos de X e Y, ordenados crescentemente
18 valores_unicos_X = sort(unique(X_dp(~isnan(X_dp)))));
19 valores_unicos_Y = sort(unique(Y_dp(~isnan(Y_dp)))));
20
21 num_x = length(valores_unicos_X);
22 num_y = length(valores_unicos_Y);
23
24 % Cria matrizes preenchidas com NaN
25 matriz_HV_dp = nan(num_y, num_x);
26 for i = 1:length(HV_dp)
27     if ~isnan(HV_dp(i)) && ~isnan(X_dp(i)) && ~isnan(Y_dp(i))
28         idx_x = find(valores_unicos_X == X_dp(i), 1);
29         idx_y = find(valores_unicos_Y == Y_dp(i), 1);
30         if ~isempty(idx_x) && ~isempty(idx_y)
31             matriz_HV_dp(idx_y, idx_x) = HV_dp(i);
32         end
33     end
34 end
35
36 matriz_HV_trip = nan(num_y, num_x);
37 for i = 1:length(HV_trip)
38     if ~isnan(HV_trip(i)) && ~isnan(X_trip(i)) && ~isnan(Y_trip(i))
39         idx_x = find(valores_unicos_X == X_trip(i), 1);
40         idx_y = find(valores_unicos_Y == Y_trip(i), 1);
41         if ~isempty(idx_x) && ~isempty(idx_y)
42             matriz_HV_trip(idx_y, idx_x) = HV_trip(i);
43         end
44     end
45 end
46

```

```

47 % Calcula Perfis Médios de Dureza (média sobre Y para cada X, ignorando HV <= 50 e NaN)
48
49 % Para DP780
50 validos_dp = ~isnan(matriz_HV_dp) & matriz_HV_dp > 50;
51 num_validos_dp = sum(validos_dp, 1);
52 media_dp = sum(matriz_HV_dp .* validos_dp, 1) ./ num_validos_dp;
53 media_dp(num_validos_dp == 0) = NaN; % Define como NaN se não houver pontos válidos
54
55 % Para TRIP780
56 validos_trip = ~isnan(matriz_HV_trip) & matriz_HV_trip > 50;
57 num_validos_trip = sum(validos_trip, 1);
58 media_trip = sum(matriz_HV_trip .* validos_trip, 1) ./ num_validos_trip;
59 media_trip(num_validos_trip == 0) = NaN; % Define como NaN se não houver pontos válidos
60
61 % Gerando Figuras
62
63 % Figura para DP780M 5%
64 figure(1);
65 subplot(1,2,1);
66 pcolor(valores_unicos_X, valores_unicos_Y, matriz_HV_dp);
67 shading interp;
68 colormap parula;
69 colorbar;
70 caxis([200 400]);
71 title('Mapa de Dureza - DP780');
72 xlabel('Posição X (μm)');
73 ylabel('Posição Y (μm)');
74 xlim([min(valores_unicos_X) max(valores_unicos_X)]);
75
76 subplot(1,2,2);
77 plot(valores_unicos_X, media_dp, 'k-', 'LineWidth', 1.5);
78 ylim([100 500]);
79 xlim([min(valores_unicos_X) max(valores_unicos_X)]);
80 yticks(100:50:500);
81 xlabel('Posição (μm)');
82 ylabel('Dureza Vickers (HV)');
83 title('Perfil Médio de Dureza - DP780');
84 grid on;
85
86 % Figura para TRIP780 5%
87 figure(2);
88 subplot(1,2,1);
89 pcolor(valores_unicos_X, valores_unicos_Y, matriz_HV_trip);
90 shading interp;
91 colormap parula;
92 colorbar;
93 caxis([200 500]);
94

```

```

95 title('Mapa de Dureza - TRIP780');xlabel('Posição X (μm)');
96 ylabel('Posição Y (μm)');
97 xlim([min(valores_unicos_X) max(valores_unicos_X)]);
98
99 subplot(1,2,2);
100 plot(valores_unicos_X, media_trip, 'k-', 'LineWidth', 1.5);
101 ylim([100 600]);
102 xlim([min(valores_unicos_X) max(valores_unicos_X)]);
103 yticks(100:50:600);
104 xlabel('Posição (μm)');
105 ylabel('Dureza Vickers (HV)');
106 title('Perfil Médio de Dureza - TRIP780');
107 grid on;
108
109 % Figura de Comparação
110 figure(3);
111 plot(valores_unicos_X, media_dp, 'b-', 'LineWidth', 1.5, 'DisplayName', 'DP780');
112 hold on;
113 plot(valores_unicos_X, media_trip, 'r-', 'LineWidth', 1.5, 'DisplayName', 'TRIP780');
114 ylim([100 600]);
115 xlim([min(valores_unicos_X) max(valores_unicos_X)]);
116 yticks(100:50:600);
117 xlabel('Posição (μm)');
118 ylabel('Dureza Vickers (HV)');
119 title('Comparação de Perfis Médios de Dureza - DP780 vs TRIP780');
120 legend('Location', 'best');
121 grid on;

```