CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

EFEITO DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇO AISI 1070 USADO EM ARMADURAS DE TRAÇÃO DE DUTOS FLEXÍVEIS

Thaís Machado dos Santos

Dissertação apresentada ao Programa/Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título em Mestre em Engenharia Mecânica e de Materiais.

Orientador: Sérgio Souto Maior Tavares

Coorientador: Javier Alejandro Carreno Velasco

Rio de Janeiro

Junho de 2023

EFEITO DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇO AISI 1070 USADO EM ARMADURAS DE TRAÇÃO DE DUTOS FLEXÍVEIS

Dissertação apresentada ao Programa/Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título em Mestre em Engenharia Mecânica e de Materiais.

Thaís Machado dos Santos

Banca Examinadora:

Presidente, Professor Dr. Sérgio Souto Maior Tavares (CEFET/RJ) (Orientador)

Documento assinado digitalmente
gov.br JAVIER ALEJANDRO CARRENO VELASCO
Data: 12/09/2023 14:45:15-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Professor Dr. Javier Alejandro Carreno Velasco(INT/RJ) (Coorientador)

Professor Dr. Humberto Nogueira Farneze(CEFET/RJ)

Professor Dr. André Rocha Pimenta (IFF/RJ)

Rio de Janeiro

Junho de 2023

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

S237 Santos, Thaís Machado dos
Efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas e na resistência à fadiga de aço AISI 1070 usado em armaduras de tração de dutos flexíveis / Thaís Machado dos Santos. — 2023.
72f. : il. color. , enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2023.
Bibliografia : f. 70-72
Orientador: Sérgio Souto Maior Tavares
Coorientador: Javier Alejandro Carreno Velasco

1. Aço - Fadiga. 2. Metais - Tratamento Térmico. 3. Metais - Propriedades mecânicas. 4. Dutos flexíveis. I. Tavares, Sérgio Souto Maior (Orient.). II. Velasco, Javier Alejandro Carreno. (Coorient.). III. Título.

CDD 620.1126

Elaborada pela bibliotecária Tania Mello – CRB/7 nº 5507/04

RESUMO

Efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas e na resistência à fadiga de aço AISI 1070 usado em armaduras de tração de dutos flexíveis

Aços eutetóides e quase eutetóides são comumente aplicados em armaduras de tração de dutos flexíveis, alcançando elevados níveis de resistência mecânica se tornam ideais para aplicações estruturais com elevado esforço mecânico e baixo peso. Estes dutos quando utilizados como risers estão submetidos a carregamentos flutuantes aos quais devem ser suportados pelas armaduras de tração. Falhas por fadiga nessas estruturas podem gerar impactos significativos em operações off-shore. Esse estudo visa avaliar uma microestrutura comumente utilizada em campo, obtida por patenteamento, com uma microestrutura obtida em tratamento de beneficiamento do aço, com Resistência ao Escoamento e a Tração semelhantes. O material identificado como AISI 1070 foi caracterizado através de análise química, testes de tração, dureza, tenacidade ao impacto, análise microestrutural por microscopia ótica e eletrônica de varredura. A vida a fadiga do aço na condição de como recebido e na de tempera e revenido foi analisada através do método S-N com carregamento por flexão em 4 pontos com dispositivo adaptado para testar simultaneamente três (3) corpos de prova. Os resultados obtidos foram comparados com um trabalho em que foram utilizadas as mesmas condições e dispositivo, embora o material tivesse uma pequena modificação, os resultados foram coerentes.

Palavras-chave: Fadiga; Aço Carbono; Tratamento Térmico

ABSTRACT

Effect of microstructure on mechanical properties and resistance to fatigue of AISI 1070 steel used in tensile reinforcement of flexible pipelines

Eutectoid and almost eutectoid steels are commonly applied as tensile armor in flexible pipelines, reaching high levels of mechanical strength, making them ideal for structural applications with high mechanical stress and low weight. These pipelines, when used as risers, they are under fluctuating loads that must be supported by the tensile armor. Fatigue failures in these structures can make significant impacts in off-shore operations. This study aims to evaluate a microstructure commonly used in the field, obtained by patenting, with a microstructure obtained in steel processing, with similar Yield and Tensile Strength. The material identified as AISI 1070 was characterized through chemical analysis, tensile tests, hardness, impact toughness, microstructural analysis by optical and scanning electron microscopy. The fatigue life of the as-received steel and in the quenching and tempering condition was analyzed using the S-N method with bending loading at 4 points with a modified device to simultaneously test three (3) specimens. The results obtained were compared with those obtained by Moreira and Borges for AISI 1080 eutectoid steel wires. The results obtained were compared with a work in which the same conditions and device were used, although the material had a small modification, the results were consistent.

Keywords: Fatigue; Carbon steel; Heat treatment

Sumário

Introdução 7

1 Objetivos 9

2 Revisão Bibliográfica 10

2.1 Dutos flexíveis 10

2.2 Armaduras de tração 12

2.3 Tratamentos Térmicos dos aços ao carbono e baixa liga 13

2.3.1 Recozimentos 14

2.3.2 Normalização 16

2.3.3 Têmpera 17

2.3.4 Revenido 18

2.4 Tratamentos com transformação isotérmica da austenita 21

2.5 Efeitos da deformação a frio nos aços de alto carbono 24

2.6 Fluxo de produção dos arames das armaduras de tração 25

2.7 Introdução ao estudo da fadiga 26

2.7.1 Iniciação de Trincas por Fadiga 27

2.7.2 Propagação de Trincas por Fadiga 29

2.7.3 Efeitos de superfície 29

2.7.4 Efeito da Tensão média na fadiga 31

3 Metodologia 33

3.1 Material 33

3.2 Tratamentos térmicos 34

3.3 Análise da Microestrutura 34

3.4 Caracterização Mecânica 34

3.4.1 Ensaio de Tração 34

3.4.2 Dureza 36

3.4.3 Rugosidade 37
3.4.4 Ensaio de Tenacidade ao Impacto Charpy 37
3.5 Ensaios de Fadiga – Método S-N 38
3.5.1 Equipamentos utilizados: 39
3.5.2 Preparo dos Corpos de Prova para ensaio S-N 41
3.5.3 Instrumentação dos Corpos de Prova 41
3.5.4 Encerramento do Teste 42
3.5.5 Análise dos Resultados 42
4 Resultados 45
4.1 Caracterização da Composição Química 45
4.2 A análise da microestrutura 45
4.3 Propriedades em Tração 48
4.4 Tenacidade ao impacto (ensaios Charpy) 53
4.5 Dureza 55
4.6 Ensaios de Fadiga, Curva S-N por Flexão em 4 Pontos 57
4.6.1 Ensaios do material Conforme Recebido (CR) 57
4.6.2 Ensaios do Material Temperado e Revenido (TR) 60
4.6.3 Comparações 63
5 Conclusão 66
6 Trabalhos futuros 68
7 Trabalhos publicados 69
Bibliografia 70

Introdução

Nos últimos anos, o interesse pela produção e estudo de estruturas de dutos flexíveis teve um aumento considerável. Os estudos e desenvolvimento de novos materiais e camadas se tornaram imprescindíveis devido aos desafios no cenário de extrair petróleo em grandes profundidades. As principais razões para a realização destes estudos são criar critérios para projetos que sejam mais resistentes e possuam menor peso, entender parte do mecanismo que leva a falha dos dutos e elaborar métodos que façam as análises destes dutos para uso em condições cada vez mais agressivas.

Um projeto mecânico de dutos flexíveis geralmente envolve duas fases: (1) Análise local, também conhecida como análise de seção, a qual envolve cálculos das principais solicitações mecânicas no duto e mecanismos de falha. Nessa etapa são realizadas análises de tensões e deformações da estrutura considerando combinações de carregamentos axissimétricos com momentos fletor e torção, incluindo os esforços e possíveis danos gerados na fase de lançamento; e (2) Análise global, a qual é determinada por cargas operacionais, configurações geométricas e obtenção de esforços em cada seção transversal do duto, onde a resposta do duto flexível em relação aos diversos tipos de carregamentos é calculada através de simulações numéricas e modelos analíticos.

Com o desenvolvimento de materiais avançados foi possível realizar a produção de petróleo em águas ultra profundas. Há diversos tipos de plataformas para a produção *offshore*, cada uma delas com características individuais e direcionadas para cada necessidade de produção. E quanto maior for a profundidade de lâmina d'água maior será o comprimento dos dutos necessários para escoar o óleo e consequentemente seu peso próprio aumenta. De modo que materiais de elevada resistência mecânica são imprescindíveis para que seja possível reduzir a espessura de parede e consequentemente manter o carregamento nos pontos de fixação nas plataformas em níveis aceitáveis. Além da resistência à corrosão em meios contendo gases dissolvidos como H_2S e CO_2.

Os dutos flexíveis podem ser divididos em dois grupos: dutos de coleta e dutos de exportação de óleo e gás. O primeiro grupo fica subdividido em injeção de água, de gás e da própria coleta da produção; já o segundo grupo é responsável pela transferência do óleo e gás produzidos. (Padilha, 2009)

Tanto os dutos de coleta, quanto os de exportação são classificados segundo sua aplicação. Os dutos flexíveis são utilizados para o transporte de petróleo do poço até a superfície, estes, são conhecidos como *risers* flexíveis e possuem em sua estrutura diversas camadas de diferentes materiais, fazendo com que haja flexibilidade, alta rigidez axial e resistência a altas pressões externas e internas durante toda a vida útil. Há também as *flowlines*, as quais recebem apenas esforços dinâmicos durante a instalação e recuperação.

A armadura de tração é um dos componentes dos dutos flexíveis, onde estão localizadas grandes solicitações mecânicas impostas ao duto, comumente sob carregamentos cíclicos, seja por ondas, correnteza ou ação dos ventos. Por isso, as armaduras devem possuir alto desempenho a fadiga e resistência mecânica.

Os materiais empregados nas armaduras de tração, até o momento, são aços ao carbono de alta resistência mecânica, conferida por alto teor de carbono, tipicamente entre 0,60% e 0,80%, e pelo mecanismo de encruamento.

Os tratamentos térmicos permitem aos aços muitos benefícios, fazendo com que esses respondam de forma satisfatória as diferentes condições de serviço. Num mesmo aço, dependendo do tratamento térmico, podemos conseguir diversos níveis de resistência mecânica, dureza, ductilidade e tenacidade, permitindo, por exemplo, deixar o material macio para usinagem e posteriormente endurecê-lo para obter alta resistência.

1 Objetivos

Investigar e comparar o desempenho quanto a fadiga de um aço de composição semelhante à especificação AISI 1070, material com alta resistência mecânica, utilizado como arame de armadura de tração. Sendo suas propriedades mecânicas e metalúrgicas modificadas através de tratamento térmico de têmpera e revenido.

Objetivos específicos:

- Realizar as caracterizações da microestrutura do aço AISI 1070 utilizado em arames de armadura de tração nas condições conforme recebido e após ser submetido ao tratamento térmico de têmpera e revenido;
- Avaliar o comportamento em tração dos arames conforme recebido e como tratado termicamente por têmpera e revenido.
- Estudar e comparar o desempenho em fadiga dos arames conforme recebido e tratado termicamente por têmpera e revenido.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 **Dutos flexíveis**

A utilização de dutos flexíveis começa a ser observada no início da década de 1970, período em que as condições de extração de petróleo *offshore* eram relativamente brandas quando comparadas as condições atuais. Baixas concentrações de contaminantes como CO_2 e H_2S eram observadas, assim como pressões reduzidas, considerando que a lâmina d'água não alcançava os 1.000m até então.

Dutos flexíveis são estruturas constituídas por camadas de, no mínimo, dois materiais. Essas estruturas são formadas por materiais poliméricos e metálicos com arranjo helicoidal. Cada camada é introduzida para uma função estrutural e característica específica. A disposição e dimensionamento destas camadas têm por finalidade uma melhor adaptação da estrutura à determinadas aplicações dependendo de variáveis como: fluido transportado, temperatura, pressão de operação, profundidade de projeto, resistência ao escoamento requerida, condições ambientais, método de instalação e vida em serviço. Estas diversas camadas estão aptas a escorregarem entre si sob a ação de diversos carregamentos externos.

As principais vantagens destes equipamentos são a pré-fabricação, a possibilidade de armazenamento embobinas (grandes comprimentos), custo reduzido de transporte e instalação, adequação a estruturas compatíveis (FPSO - Floating Production Storage and Offloading, traduzido como Unidade Flutuante de Armazenamento e Transferência), minimização do processo de corrosão pela presença de uma capa polimérica externa, compensação do movimento relativo das plataformas em relação ao fundo do mar, bom isolamento térmico, resistência a altas pressões internas e externas, e, a flexibilização da instalação (Bai & Bai, 2005).

Segundo (Padilha), os dutos podem ser divididos em duas grandes classes, conforme apresentado na Figura 1:

- Dutos com camadas aderentes – *Bonded Pipe*: construção em formato tubular na qual a estrutura metálica é integrada em um processo de vulcanização com elastômeros ao conjunto.

- Dutos com camadas não-aderentes – *Unbonded Pipe*: construção em formato tubular composta por camadas poliméricas e metálicas separadas entre si, permitindo entre as camadas movimentos relativos.



Figura 1: Representação das classes de dutos flexíveis, em (a) Bonded pipes e em (b) Unbonded pipes.

O projeto básico do tubo consiste de uma carcaça interna em aço inoxidável para resistência ao colapso, barreira de fluido em polímero extrudado, um aro intertravado em aço carbono, armadura elástica de aço carbono envolto helicoidalmente para resistência axial e uma bainha externa extrudada. Para aplicações dinâmicas são utilizados um polímero extrudado ou de fita, que servem como camadas anti-desgaste entre armaduras de aço. Em aplicações de pressão extremamente elevada, uma camada de reforço helicoidal é adicionada, com forma retangular e aplicada sobre a camada de resistência do aro intertravado ou, podem ser aplicados um segundo conjunto de arames de tração nas camadas de armadura (M. Kalman, 1999)

As camadas helicoidais metálicas, também conhecidas como armaduras metálicas, têm como objetivo proporcionar as características estruturais requeridas para a aplicação. Enquanto que as camadas poliméricas têm como uma de suas funções ajudar no isolamento térmico, proteção anticorrosão e redução do atrito entre as camadas. Embora o principal objetivo seja a estanqueidade do duto, ou seja, manter o fluido em seu interior e evitar o ingresso de água no espaço anular (FREIRE, 2009), como mostra a Figura 2.

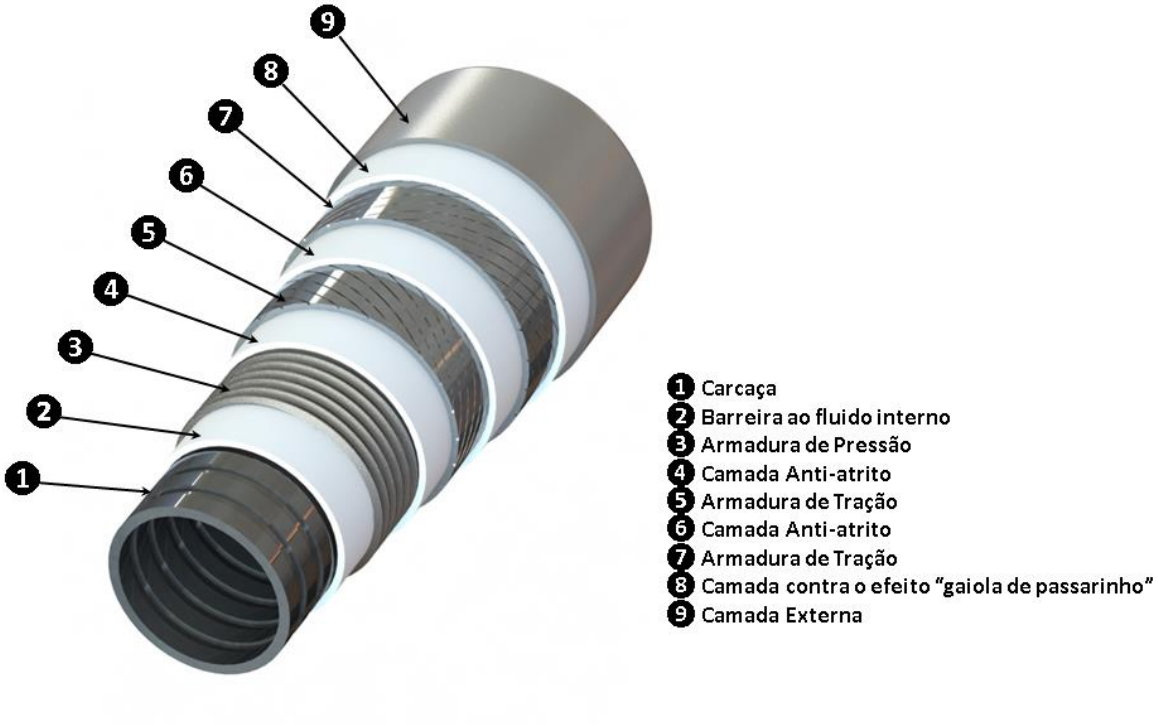


Figura 2: Camadas de um duto flexível.

2.2 **Armaduras de tração**

A fabricação das armaduras de tração é feita em pares, aplicadas logo após a armadura de pressão ao longo do comprimento do duto flexível, sempre de forma helicoidal. Os ângulos de hélice variam de 25º a 55º, dependendo da aplicação do duto. Sendo assim, se o objetivo é aumentar a capacidade de pressão interna do duto, deve-se aplicar um passo alto, porém, se o objetivo é o aumento da resistência às cargas de tração, deve-se aplicar um passo com valor baixo.

As principais funções da armadura de tração são suportar os esforços axiais no duto, cargas compressivas decorrentes do efeito de fundo negativo, cargas radiais de pressão interna e cargas de torção.

Para que se tenha o efeito de torção balanceado, a fabricação das armaduras é feita de forma com que os pares de armaduras tenham ângulo de hélice oposto, ou seja, em um par de

armaduras, enquanto a primeira camada possui um passo de 25º, a segunda camada terá um passo de -25º. Fitas são aplicadas sobre as armaduras de tração a fim de evitar desorganização durante a fabricação. (FREIRE, 2009)

Quanto ao formato da seção transversal, os arames podem ser chatos ou cilíndricos. A utilização de arames chatos garante maior fator de ocupação da camada e menor espessura, porém está relacionado também a dificuldades de conformação durante a fabricação. As armaduras ficam ancoradas diretamente nos conectores montados nas extremidades dos dutos, de forma a descarregar neles o carregamento de tração. Tendo em consideração as elevadas tensões as quais estarão sujeitas as armaduras de tração, função dos carregamentos aplicados aos dutos flexíveis, os materiais comumente utilizados são aços carbono de alta resistência. (Padilha, 2009)

Os principais parâmetros para a escolha do tipo de material são a pressão e temperatura de operação, teor de água, CO_2, H_2S difundido pela camada de pressão, teor de cloretos (Cl^-) e pH da água presente no anular, temperatura externa e vida útil esperada para o duto. Aços com altos teores de carbono são muito utilizados quando o projeto demanda altos valores de resistência mecânica (dutos de altas pressões, por exemplo). Os aços de baixo e médio teor de carbono são utilizados em ambientes mais agressivos (água do mar, óleo e contaminantes, por exemplo) (American Petroleum Institute, 2002).

2.3 **Tratamentos Térmicos dos aços ao carbono e baixa liga**

A definição dada por (Soares, 2010) para tratamento térmico diz que se trata de um processo de aquecimento e arrefecimento controlados, ao qual, os materiais são submetidos com a finalidade de modificar as suas micro e subestrutura, para então melhorar suas propriedades (mecânicas, químicas ou físicas), sem alterar a composição química. Neste processo o material metálico permanece em estado sólido, sendo submetido a um ou a vários ciclos de aquecimento e arrefecimento, com controle rígido de temperatura e das taxas.

Quando processos de aquecimento e resfriamento estão em conjunto com as etapas de conformação mecânica, são chamados de tratamentos termomecânicos. (Silva & Mei, 1988).

A seguir, são descritos alguns tratamentos térmicos usualmente aplicados aos aços ao carbono e baixa liga, de interesse para a realização deste trabalho.

2.3.1 **Recozimentos**

O termo recozimento (em inglês, *annealing*) é muito utilizado para diversos tipos de tratamentos térmicos, em diversos materiais metálicos e até não metálicos. Mesmo no mundo dos aços, o termo recozimento pode significar um grande número de tratamentos térmicos, sendo necessário explicar como o mesmo é feito para cada aço. Só para citar um exemplo, o recozimento recomendado para um aço inoxidável martensítico é diferente do recozimento para um aço inoxidável ferrítico, que por sua vez, é também diferente do recozimento para um aço inoxidável austenítico. Surgiram também diversas denominações para alguns tipos de recozimento aplicados aos aços. Neste trabalho, serão explicados os tratamentos de recozimento pleno, recozimento para esferoidização, recozimento subcrítico e recozimento com transformação isotérmica, que podem ser aplicados aos aços ao carbono estudados nesta pesquisa.

2.3.1.1 **Recozimento pleno**

Este tratamento tem como principais objetivos aumentar a usinabilidade, reduzir a dureza e resistência mecânica do aço, aumentar a ductilidade e aliviar tensões. Assim, é recomendado como tratamento prévio a operações de usinagem ou conformação a frio.

Na prática, o recozimento pleno dos aços eutetóide e hipoeutetóides consiste em aquecer a peça no campo austenítico e resfriar lentamente ao forno desligado. Assim, a austenita (γ) deve se transformar em ferrita primária e perlita, nos aços hipoeutetóides, ou somente perlita no aço eutetóide. As condições de resfriamento bem lento são propícias para que o quase-equilíbrio previsto pelo diagrama Fe-Fe_3C seja atingido. A perlita que se forma tem lamelas grossas porque se transforma em temperaturas altas, onde a difusão é favorecida.

Em aços hipereutetóides, o recozimento é feito com patamar de aquecimento entre as temperaturas A_{cm} e A_1, mais próximo desta última, onde se tem austenita e carbetos Fe_3C (cementita). O resfriamento lento em forno desligado produz então uma microestrutura de cementita primária e perlita grossa.

2.3.1.2 **Recozimento para esferoidização**

Este tratamento é também utilizado para amolecer o aço, preparando-o para usinagem e/ou conformação mecânica a frio. Nesse sentido, ele é capaz de provocar um aumento maior de ductilidade e queda maior de dureza e resistência mecânica do que o recozimento pleno.

O recozimento para esferoidização, ou simplesmente esferoidização, consiste em aquecer o aço alguns graus abaixo da sua temperatura A_1 por diversas horas ou promover uma ciclagem térmica em torno da temperatura A_1 também por diversas horas. Uma etapa de austenitização pode ser realizada antes, conforme mostrado na Figura 3.

Partindo de uma estrutura contendo perlita e fase pró-eutetóide (ferrita primária ou cementita primária), o recozimento para esferoidização, como o próprio nome diz, deve provocar a conversão da cementita lamelar da perlita em esferas ou nódulos. Este é um processo termodinamicamente favorável, visto que a esfera é a forma geométrica em que se tem a maior relação volume/superfície, e o metal evolui para diminuir a energia de superfície associada aos contornos entre os carbetos e a ferrita. O processo é gradativo, e ocorre por difusão, necessitando, portanto, de tempo e temperatura. Uma esferoidização completa produz uma estrutura chamada de “esferoidita” nos aços (figura 4). O tempo total de tratamento depende da composição química do aço e do grau de esferoidização que se deseja. A cinética de esferoidização se torna mais lenta em aços de baixo carbono (<0,30%), e a estrutura obtida é menos homogênea, de modo que esses aços não são geralmente submetidos a este tratamento.

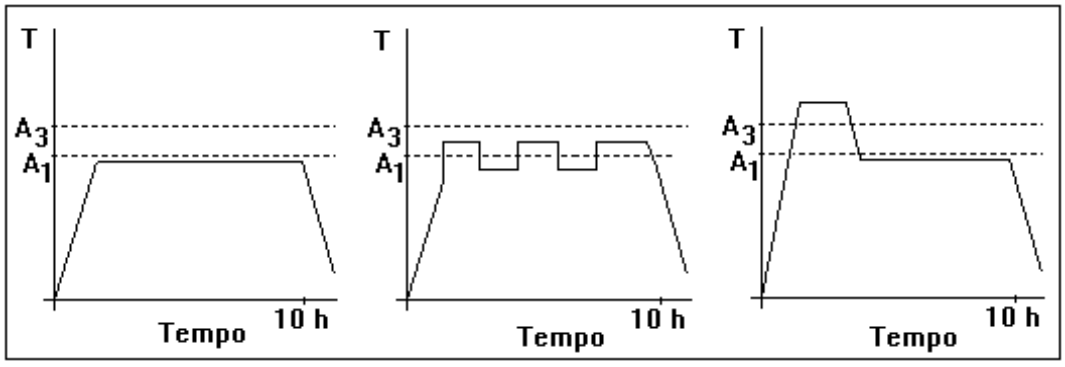


Figura 3: Opções de ciclos térmicos para esferoidização da perlita.

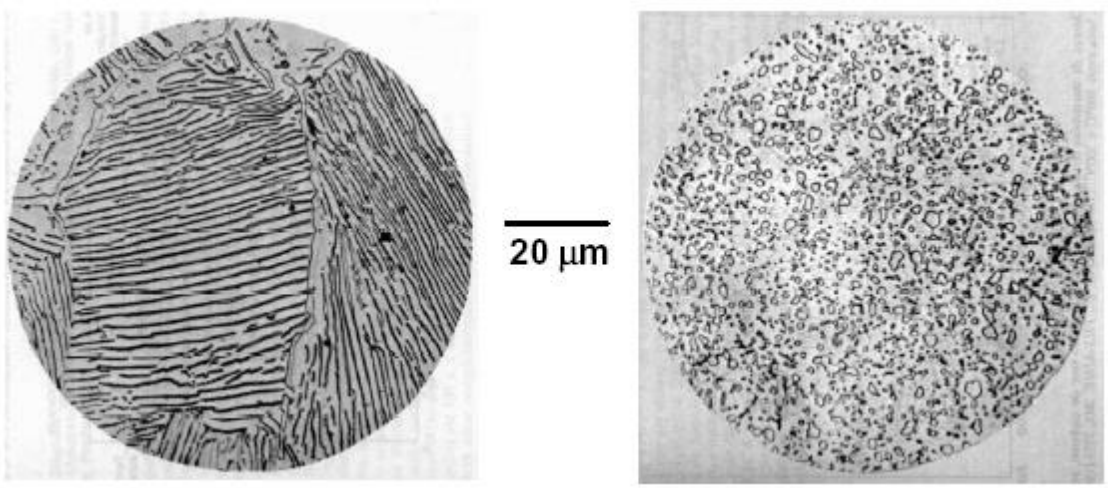


Figura 4: Processo de esferoidização da perlita, a esquerda perlita lamelar e a direita os carbetos esferoidizados.

2.3.1.3 **Recozimento subcrítico**

Recozimentos subcríticos são aqueles realizados abaixo da temperatura A_1 do aço, não provocando, portanto, a formação de austenita. São frequentemente realizados após a conformação a frio para promover amolecimento por recuperação e/ou recristalização. É também realizado com o objetivo de provocar alívio de tensões. A temperatura de patamar depende da composição química do aço e do objetivo do tratamento, e o resfriamento pode ser ao ar.

2.3.2 **Normalização**

A normalização tipicamente é descrita como aquecimento do aço no campo austenítico, em temperaturas entre 50 e 100^{o}C acima de A_1 ou A_{cm} seguida de resfriamento ao ar. Em aços ao carbono e baixa liga hipoeutetóides com baixa temperabilidade a microestrutura obtida é de ferrita e perlita com lamelas finas. Utiliza-se a normalização em aços baixo carbono para obter algum refino de grãos e melhoria da tenacidade. Nos aços de médio e alto carbono a normalização não é o tratamento que vai fornecer a melhor tenacidade, mas é indicado para

homogeneizar o material e prepará-lo para a têmpera. A figura 5 compara os tratamentos térmicos de normalização e recozimento pleno.

Em aços de média e alta temperabilidade o resfriamento ao ar pode ser rápido suficiente para obtenção de microestruturas bainíticas e até martensíticas. Como exemplo, um aço inoxidável martensítico com 12%Cr normalizado, deve sofrer considerável endurecimento por transformação martensítica, porque os seus elementos de liga o tornam temperável ao ar.

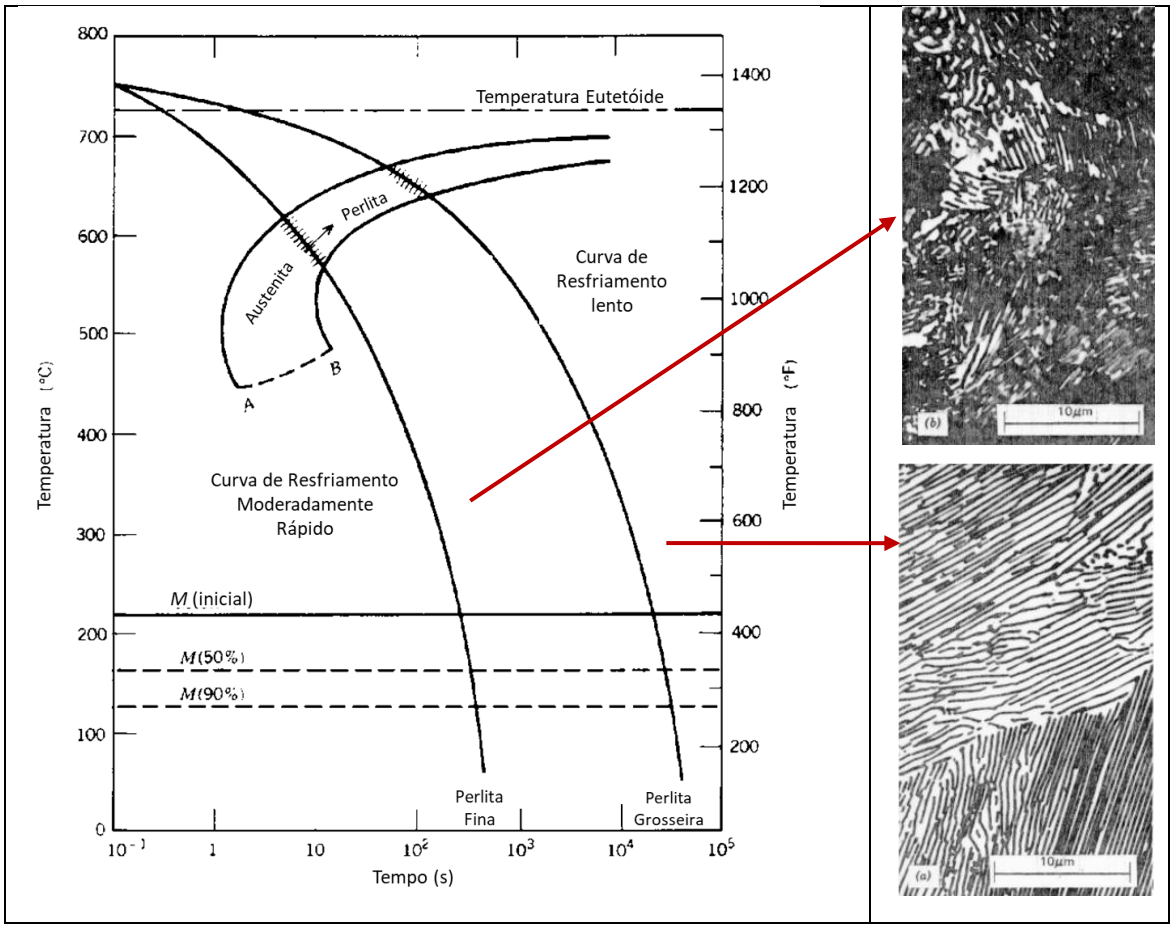


Figura 5: Comparação entre recozimento pleno e normalização para o aço eutetóide. Fonte: (Callister & Rethwisch, 2012)

2.3.3 **Têmpera**

A têmpera é um tratamento térmico realizado nos aços para provocar o endurecimento através da transformação martensítica. Para tal, o material é aquecido no campo austenítico e resfriado rapidamente de forma a evitar as transformações da austenita (γ) em ferrita (α), perlita

(P), carbetos (Fe_3C) e bainitas (B), transformando a estrutura do aço em martensita (M) quando ele cruza as temperaturas M_i e M_f. Assim, o resfriamento rápido visa tão somente o impedimento das reações difusionais e mistas das austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow P$, $\gamma \rightarrow Fe_3C$, $\gamma \rightarrow B$), possibilitando que a reação adifusional $\gamma \rightarrow M$ ocorra em temperaturas mais baixas. Entretanto, salienta-se que um resfriamento excessivamente brusco pode provocar empenos e trincas nas peças temperadas, sendo necessário muitas vezes selecionar aços mais temperáveis, que possam ser resfriados ao óleo, ao invés de aços que exijam a água como meio de têmpera. A escolha do meio de têmpera e tipo de aço para uma determinada peça leva em conta também a geometria e tamanho do componente. (Silva & Mei, 1988)

A temperabilidade é uma característica dos aços muito ligada à composição química. Em geral, os elementos de liga dissolvidos na austenita aumentam a temperabilidade porque retardam as reações difusionais, e desta forma tornam possível a obtenção da martensita com taxas de resfriamento menores. Obviamente, há diferenças entres os efeitos dos diversos elementos, alguns aumentam mais a temperabilidade do que outros, e existem até mesmo exceções a essa regra.

Em geral, a martensita é a fase mais dura que se forma em um aço, e sua dureza e resistência mecânica aumentam com o teor de carbono do aço. O carbono em solução sólida dissolvido na martensita é um dos fatores que explica a sua elevada dureza, mas também é responsável pela sua baixa tenacidade. Outro fator que provoca endurecimento da martensita é a alta densidade de discordâncias que é produzida durante a transformação. Esta é uma transformação adifusional que ocorre através de um cisalhamento da rede cristalina.

A martensita é uma fase metaestável, de estrutura tetragonal de corpo centrado nos aços ao carbono. A transformação $\gamma \rightarrow M$ também produz tensões residuais na peça temperada. Após a têmpera, via de regra, há a necessidade de um tratamento térmico de revenido.

2.3.4 **Revenido**

Revenido (do francês *revenir*) é um tratamento térmico feito após a têmpera dos aços, com os objetivos principais de aliviar tensões e aumentar a tenacidade. O aumento de tenacidade muitas vezes está associado a uma queda de dureza, porém certos aços ligados podem experimentar certo aumento de dureza em determinadas faixas de revenido, sendo este

fenômeno chamado de endurecimento secundário. Há também aços que sofrem fragilidade do revenido, experimentando uma queda de tenacidade quando tratados em determinadas faixas de temperaturas. (Krauss, 2005)

O revenido consiste no reaquecimento do aço temperado em temperatura que pode ser de ~200 a ~700ºC. A seleção da temperatura e do tempo de revenido se dá pelo conhecimento prévio de como variam as propriedades em função da temperatura de revenido (T_{rev}), visto que elas podem variar significativamente no intervalo de 200 a 700ºC. Recorre-se para isso às curvas de revenido do aço, ou seja, curvas de variação das propriedades mecânicas com a T_{rev}. A figura 6 mostra exemplos de curvas de revenido para o aço médio carbono baixa liga SAE 4340.

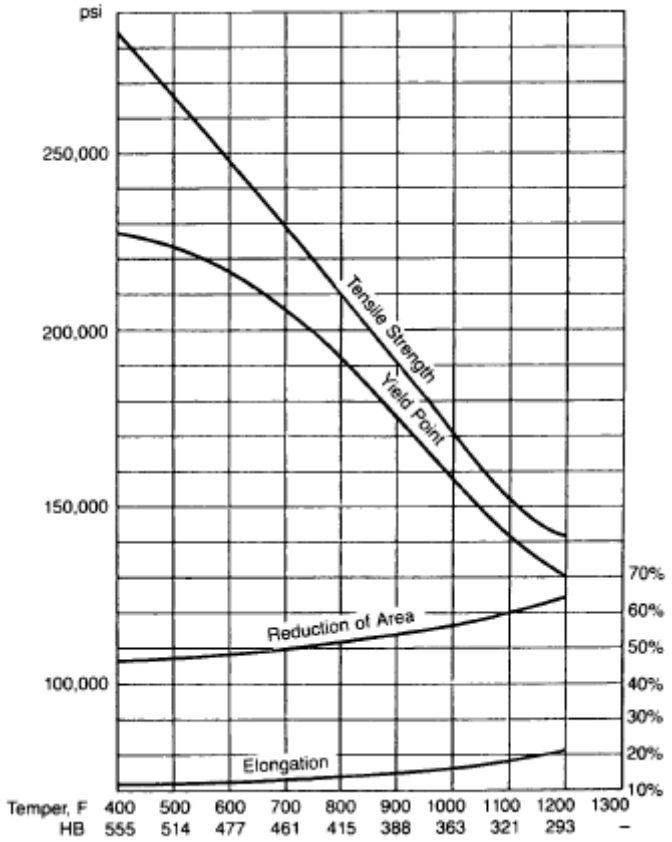


Figura 6: Curvas de revenido do aço SAE 4340 (fonte: G. Krauss, 2005)

Segundo Krauss (Krauss, 2005), três estágios distintos de revenido foram identificados:

- Estágio 1: Formação de carbetos de transição como o ε ($Fe_{2,4}C$) e diminuição do teor de carbono da matriz martensítica.

- Estágio 2: Transformação da austenita retida em ferrita e cementita.

- Estágio 3: Substituição dos carbetos de transição e da martensita de baixo carbono por cementita e ferrita.

As mudanças microestruturais que ocorrem no revenido foram e são objeto de vários estudos (Krauss, 2005)(Clara. Escrivà-Cerdán, 2016) (M. Luo, 2019) (Bo Jiang, 2017). As reações que ocorrem no revenido dependem da temperatura e da composição química do aço. Além daquelas citadas nos estágios 1, 2 e 3, pode-se acrescentar outras importantes mudanças microestruturais, tais como, a recristalização e consequente diminuição da densidade de discordâncias e o coalecimento dos carbetos em temperaturas de revenido mais elevadas.

Embora o revenido tenha sido pensado para ser realizado abaixo da temperatura A_1 do aço, em alguns aços ligados com elementos que abaixam A_1 o revenido pode acontecer acima desta temperatura, provocando a formação de uma certa quantidade de austenita. Essa austenita pode ser retida no resfriamento, dependendo da sua composição química, como se observa em aços 9%Ni para fins criogênicos (Tavares, Rodrigues, de Oliveira, Woyames, & Dille, 2018), e nos aços inoxidáveis supermartensíticos (Tavares, Pardal, de Souza, de Oliveira, & de Abreu, 2014).

Outra reação importante que pode acontecer em aços temperados e revenidos ligados é a precipitação de carbetos mais estáveis que o carbeto de Fe (Fe_3C). Para tal o aço deve conter elementos formadores de carbetos, como Cr, V, Nb, Ti, Mo e W. Os carbetos e carbonitretos destes elementos têm o efeito de manter a dureza elevada e até provocar um aumento da dureza no revenido realizado entre 450 e 550ºC. Este fenômeno acontece em aços ferramenta e em alguns aços inoxidáveis martensíticos, e é conhecido como endurecimento secundário.

Por fim, o revenido em certas faixas de temperaturas de determinados aços ligados pode provocar um fenômeno indesejável chamado de fragilidade do revenido (*temper embrittlement*). Acredita-se que a fragilidade do revenido seja provocada pela segregação de impurezas como S, P, As, Sn e Sb nos contornos de grão da austenita prévia. As faixas de temperatura de fragilidade do revenido devem ser conhecidas para cada família de aços, de modo a se evitá-las. Em aços ao Ni a faixa de fragilidade do revenido está entre 350 e 565ºC (Tavares, Rodrigues, de Oliveira, Woyames, & Dille, 2018) ao passo que em aços supermartensíticos com 12%Cr um mínimo de tenacidade é observado no revenido a 500ºC (Tavares, Ferreira, Strohaecker, Silva, & Macêdo, 2017).

2.4 **Tratamentos com transformação isotérmica da austenita**

Foram agrupados neste item alguns tratamentos térmicos em que o aço é aquecido no campo austenítico e, então é resfriado para uma temperatura abaixo de A_1, onde permanece para a transformação completa da austenita. A Figura 7 apresenta dois exemplos destes tratamentos. O produto obtido varia com a temperatura de transformação. Para aços hipoeutetóides, tratamentos em temperatura acima do joelho ou nariz da curva TTT provocam a transformação da austenita em ferrita e perlita. É possível produzir perlita grossa em temperaturas mais altas, próximas a A_1, ou perlita fina, em temperaturas mais próximas ao joelho da curva. Estes tratamentos podem ser chamados de recozimento com transformação isotérmica.

Tratamentos em que a transformação é levada a termo em temperaturas abaixo do joelho da curva e acima da temperatura M_i do aço são chamados de austêmpera, e produzem microestruturas conhecidas como bainitas. A bainita superior é obtida próxima ao joelho da curva, é descrita como uma microestrutura de ripas de ferrita com carbetos entre as ripas. A bainita inferior é mais resistente que a bainita superior, e se forma em temperaturas mais baixas (próximas a M_i), onde há menor difusão. Os carbetos da bainita inferior são do tipo ε ($Fe_{2,4}C$), e se encontram finamente dispersos formando uma fileira de precipitados com um ângulo de 60^o com o eixo da lentícula de ferrita. A figura 8 mostra as microestruturas típicas de bainita superior e bainita inferior.

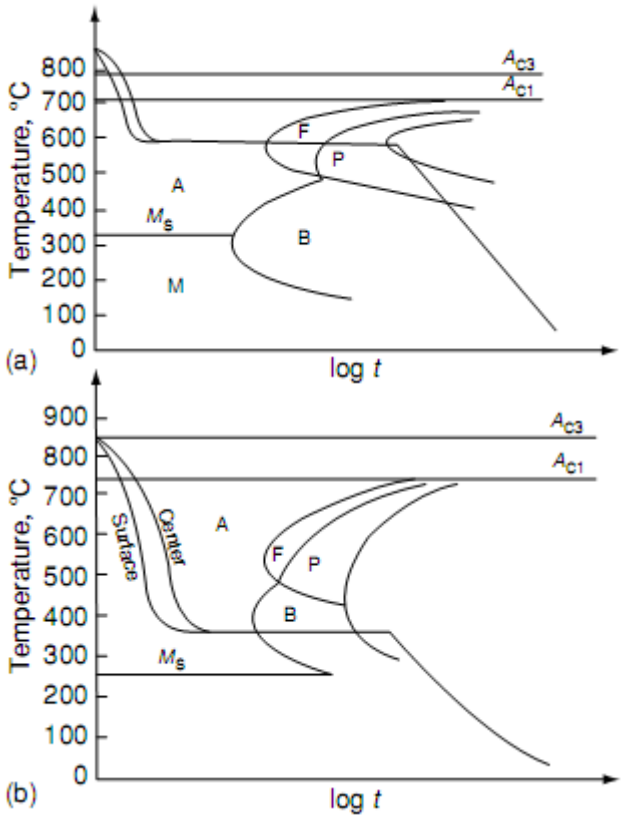
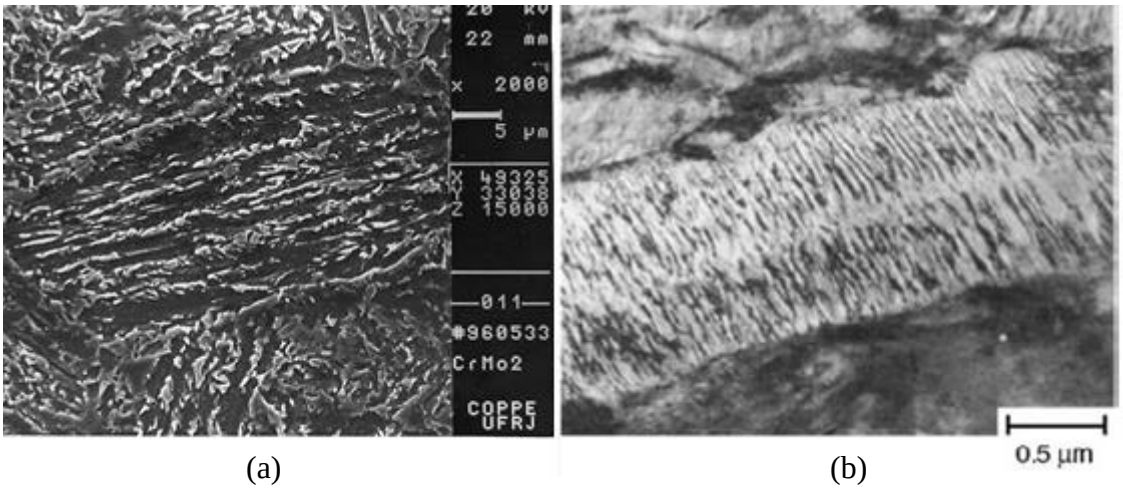


Figura 7: Tratamentos com transformação isotérmica: (a) recozimento isotérmico para produção de ferrita e perlita; (b) austêmpera para produção de bainita.



(a) (b)

Figura 8: (a) Bainita superior observada no aço 2,25%Cr-1,0%Mo baixo carbono; (b) Bainita inferior observada em aço com 1,1%C (imagem de microscopia eletrônica de transmissão) (G. Krauss, 2005).

Um tratamento térmico peculiar é o chamado *patenting* ou patenteamento. Ele consiste em austenitizar o material e resfriar rapidamente até uma temperatura no joelho da curva TTT, promovendo a transformação da austenita. A figura 9 mostra esquematicamente o tratamento de *patenting*. Este tratamento é muito utilizado para aços eutetóides ou quase eutetóides,

preparando-os para um processo de conformação por trefilação. A microestrutura obtida é descrita como uma mistura de perlita muito fina e bainita superior. Note-se que o joelho da curva TTT ocupa uma faixa de temperaturas, abrangendo pelo menos ±50ºC em torno de 520ºC. Nesta região, na verdade há uma confluência entre as curvas de formação da perlita e da bainita, como mostrado esquematicamente na figura 10. É natural que se obtenha com o *patenting* uma mistura de perlita fina e bainita superior, mas se o tratamento for realizado em temperaturas um pouco maiores vai se obter maior fração de perlita, ao passo que em temperaturas um pouco menores na faixa do joelho da curva TTT vai se favorecer a bainita superior.

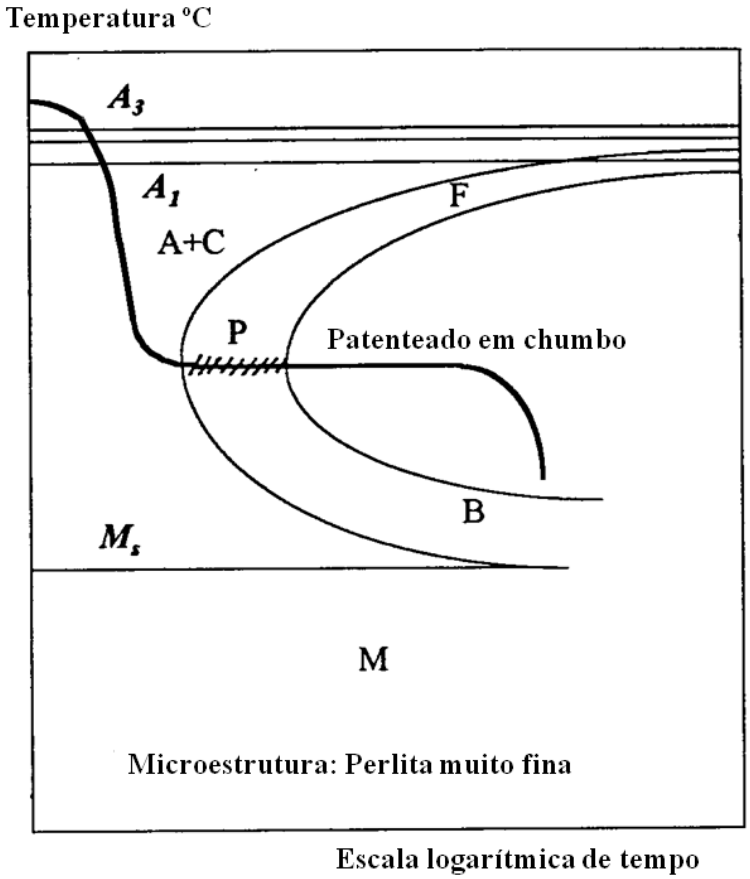


Figura 9: Esquema para o tratamento térmico de patenteamento (patenting).

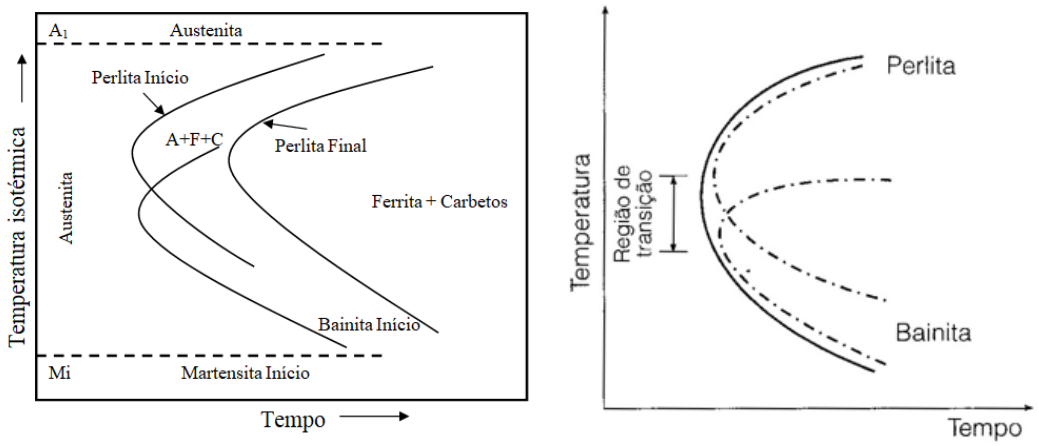


Figura 10: Curvas TTT esquemáticas mostrando a confluência das curvas da bainita e da perlita na região do joelho em aços ao carbono, não ligados.

Nota-se que para realizar os tratamentos térmicos com transformação isotérmica é necessária uma etapa de austenitização seguida de um resfriamento rápido até a temperatura de transformação, onde o aço é mantido por certo tempo. Frequentemente é utilizado um forno para austenitização e um segundo forno de banho de sais fundidos para onde as peças são transferidas. O banho de sais, devido a sua alta condutividade térmica, é capaz de trazer rapidamente o material para a temperatura de transformação. Outra opção para o caso de produção contínua, como no caso dos arames trefilados, é a utilização de banhos de chumbo ou estanho fundidos após a austenitização.

2.5 **Efeitos da deformação a frio nos aços de alto carbono**

Nos materiais metálicos, a deformação a frio provoca importantes mudanças micro e subestruturais, com grande efeito nas propriedades mecânicas, químicas e físicas. O trabalho a frio é o meio pelo qual provoca o encruamento dos materiais metálicos. Antes da descrição mais detalhada do encruamento nos aços, é importante salientar que há diferentes processos de conformação a frio, cada qual, suas particularidades. No caso dos arames de tração dos dutos flexíveis, eles podem ser conformados a frio por laminação e por trefilação até atingir o formato final. A quantidade de deformação a ser imposta a um material determina o grau de encruamento, o qual nem sempre é uniforme em todas as regiões da peça. A quantidade de deformação que se pode impor a um material metálico é limitada pela ductilidade o mesmo.

Os principais efeitos do encruamento nas micro e substrutura dos aços são o alongamento dos grãos na direção de laminação ou trefilação, a geração de uma grande quantidade de discordâncias e o arranjo destas como células ou arranjos planares. Há também a geração de lacunas durante a deformação plástica, e o acúmulo de energia devido aos defeitos cristalinos, principalmente discordâncias. Com relação às propriedades, o encruamento provoca aumento de resistência mecânica e a queda da ductilidade e tenacidade. Em geral, os materiais deformados a frio são mais susceptíveis à corrosão sob tensão e a elevada quantidade de lacunas reduz suas condutividades elétricas e térmicas.

No caso de aços médio e alto carbono com estrutura perlítica, a severa deformação plástica pode fragmentar os carbetos lamelares da perlita (Brito, Ramos, Junior, Namur, & Cintho, 2020). Khanchandani e Banerjee (2018) observaram que o forjamento a 200°C provocou não só a fragmentação, mas também a dissolução parcial da cementita da perlita fina e a re-precipitação do carbono como carbetos ε. A deformação plástica da perlita também acelera o seu processo de esferoidização em um aquecimento pós-deformação. (Young Gun Ko, 2010)

Borchers e Kirchheim (2016) realizaram um trabalho bastante detalhado a respeito dos efeitos da trefilação a frio na microestrutura e substrutura de aço perlítico patenteado, utilizando as técnicas de microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução (HRTEM) e microscopia eletrônica de varredura com difração de elétrons retro espalhados (MEV-BSED). Os autores também observaram a dissolução parcial da cementita com o aumento da deformação a frio e até mesmo a amorfização da cementita.

2.6 **Fluxo de produção dos arames das armaduras de tração**

Os arames da armadura de tração podem ter formatos diversos, bem como suas propriedades mecânicas podem variar significativamente. Por isso, o fluxograma de produção pode também variar bastante. Os fabricantes, por sua vez, raramente divulgam o fluxograma dos seus produtos, e quando o fazem, omitem os parâmetros de processo, tais como temperaturas de tratamento e porcentagens de deformação aplicadas nas operações de conformação a frio. Para o arame estudado neste trabalho, o fabricante divulgou que o fluxograma de produção consiste de: laminação a quente, tratamento térmico de patenteamento,

laminação a frio, trefilação e alívio de tensões. Os parâmetros dos tratamentos térmicos (patenteamento e alívio de tensões) não foram fornecidos.

2.7 **Introdução ao estudo da fadiga**

O termo fadiga pode ser definido como o tipo de falha mecânica causada pela aplicação de cargas oscilantes, sendo sua principal consequência o trincamento da peça. (Castro & Meggiolaro, 2009). A fratura por fadiga se desenvolve por aplicações repetidas de tensões, sendo estas, inferiores a tensão capaz de provocar fratura sob carga crescente ou com valores inferiores ao limite de escoamento do material (Cetlin& Pereira da Silva, 1978).

Visualmente as falhas por fadiga são muito similares as falhas de uma fratura frágil, uma vez que as superfícies de fratura são planas e têm tendência a serem perpendicular ao eixo de carregamento, com ausência de estricção. As características de uma fratura por fadiga surgem de três estágios de desenvolvimento, tornando-as diferentes das fraturas frágeis sob carregamento estático (Shigley, Mischke, & Budynas, 2016):

1º Estágio – Corresponde a nucleação e início de uma ou mais micro trincas, causadas por deformação plástica cíclica ao longo dos planos de escorregamento. Estas, não são discerníveis a vista desarmada, pois não se estendem por mais de 2 a 5 grãos.

2º Estágio – Compreende a progressão de micro a macrotrincas no plano perpendicular a direção da tensão principal de tração. A transição do estágio I para II se dá através de numerosos degraus, também não visíveis a vista desarmada. Sendo esta, a característica do processo de fadiga, podendo corresponder a maior parte da área da fratura ainda que não represente a maior parte do número de ciclos suportado.

3º Estágio – Ocorre no ciclo final de carga, correspondendo a uma fratura brusca que ocorre no último ciclo de tensões quando a trinca desenvolvida atinge o tamanho crítico para propagação instável. A falha neste estágio pode ser frágil, dúctil, ou uma combinação de ambas.

A característica estrutural comum é o acontecimento das trincas de fadiga ter início em uma superfície livre. Um metal sob carregamento cíclico se deforma por deslizamentos nos mesmos planos atômicos e direções cristalográficas.

A superfície de fratura do 2º estágio apresenta a formação de rugas ou estrias de fratura por fadiga, cada uma delas produzida por um único ciclo de tensões, definindo desta forma que a falha foi produzida por fadiga, todavia, se não houver, não descarta a possibilidade de fratura

por fadiga. A ausência das estrias pode ser justificada por um espaçamento na ponta da trinca, impedindo assim a produção de uma ruga ou estria pela deformação plástica.

2.7.1 **Iniciação de Trincas por Fadiga**

Dentre as etapas da vida de um material sujeito a falha por fadiga, o período correspondente a iniciação da trinca é o qual se estende por mais tempo. A energia consumida para iniciar a trinca é sempre superior a energia gasta para propagar a mesma. Nesta fase inicial a trinca se propaga ao longo das bandas de deslizamento, e como a energia gasta é grande, sua propagação é muito pequena. A superfície desta fratura se apresenta quase sem propriedades características.

Em casos onde um furo seja possível, é comum ver procedimentos de parada induzida de trincas através da realização de furos na ponta das mesmas de modo a estender a vida da estrutura. Visto que a realização do furo cria uma nova superfície sem trincas no caminho em que haveria a propagação e uma nova trinca precisa nascer para continuar, o que retarda a fratura final por fadiga. Assim como em muitos casos a existência de trincas pode ser o suficiente para a falha do equipamento.

Dois métodos principais foram desenvolvidos com o intuito de estudar o comportamento das trincas de fadiga durante sua iniciação: Método S-N e ε-N. Ambos os métodos consistem em aplicar a múltiplos corpos de prova amplitudes de carregamento até a falha.

- Método S-N: Utilizado para fadiga de alto ciclo, onde a amplitude de tensões é baixa em relação à resistência ao escoamento do material e durante o carregamento não há a ocorrência de encruamento ou amolecimento do material. Consiste em submeter vários corpos de prova a carregamentos cíclicos com uma amplitude de tensão pré-definida até a falha.
- Método ε-N: Nas faixas de carregamento onde possa ocorrer deformação plástica no corpo de prova e consequentemente uma alteração na resposta da curva de Tensão x deformação, não há como realizar o controle do teste por tensão, visto que o comportamento do material irá variar com o carregamento, para esses casos considera-se o controle com amplitudes de deformação.

Para aplicação em dutos flexíveis, o interessante é que os mesmos não apresentem falha ao longo de toda a vida do equipamento a qual pode se estender por milhões de ciclos. Como o objetivo desse estudo será abordar o comportamento a fadiga em dutos flexíveis apresenta o detalhamento a seguir da técnica inicialmente proposta por Wöhller e que é amplamente utilizada nos dias de hoje para análise de fadiga de alto ciclo.

2.7.1.1 **Método S-N - curva de Wöhller**

As curvas S-N ilustram os resultados dos testes de iniciação de trincas por fadiga com valores da tensão máxima, tensão mínima ou amplitude de tensão para o número de ciclos, N, até a falha usando uma escala logarítmica para o número de ciclos.

O critério de falha pode ser do ponto inicial da trinca ou da fratura da amostra, sendo este critério uma redistribuição de tensões ao longo do crescimento da trinca, significando que o tamanho real da fratura é menor que a real, transferindo para a estrutura. (Boyer, 1986)

Para a determinação de uma curva S-N, o primeiro teste deve ser realizado a uma tensão alta, na qual se espera que ocorra fratura em um número de ciclos baixo, considerando o limite de resistência do material. A amplitude de tensões aplicadas no material deve ser reduzida gradativamente para cada grupo de corpos de prova que se sucede, até que uma ou duas amostras não se rompam no número de ciclos especificado, normalmente acima de 10^6 ciclos. A máxima amplitude de tensões para a qual não se verifica fratura é considerada o limite de fadiga. (Dieter G. E., 2014).

2.7.2 **Propagação de Trincas por Fadiga**

Assim que a trinca microscópica surge, referente ao primeiro estágio, os mecanismos da mecânica da fratura atuam. Desenvolve-se uma zona plástica na ponta da trinca, e a cada vez que a tensão de tração é alongada, a trinca cresce; quando a tensão de fadiga passa para o regime compressivo, a trinca se fecha, fazendo com que o escoamento momentâneo seja interrompido, permitindo que a trinca fique pontiaguda, com comprimento maior.

Assim, o crescimento da trinca se deve a tensão de tração, e a propagação da trinca ao longo dos planos normais aos de tensão máxima de tração. Com isso, as falhas por fadiga são consideradas falhas devido à tensão de tração; já as tensões cíclicas compressivas não contribuem para o crescimento das trincas, pois tendem a fechá-la. (Norton, 2013)

A taxa de crescimento ou propagação das trincas é pequena, na faixa de 10^{-9} até 10^{5}mm por ciclo, porém após um grande número de ciclos vem a se tornar significativa. Quando a superfície de ruptura for ampliada, as estrias, desenvolvidas a cada ciclo de tensão, podem ser observadas. (Broek, 1988)

2.7.3 **Efeitos de superfície**

Existem três fatores principais que afetam a superfície de um espécime para os ensaios de fadiga: a rugosidade da superfície ou os concentradores de tensão, as variações na resistência a fadiga do metal na superfície e as variações nas condições de tensão residual da superfície. (Dieter G. E., 2014)

Corpos de prova que tem a superfície polida, com as marcas do polimento orientadas em direção paralela a tensão trativa principal, permitem valores de resistência a fadiga superiores por reduzir as tensões locais. Usualmente é feito acabamento metalográfico, com polimento para eliminar ranhuras e marcas de usinagem. (Boyer, 1986)

A formação de superfícies com maior resistência e dureza com a indução de tensões residuais compressivas nas superfícies favorecem a resistência a fadiga de materiais. Assim como ocorre em equipamentos submetidos a carregamentos que envolvam torção e flexão, pois possui um elevado gradiente de tensão, diferente do que ocorre para carregamentos axiais. (Dieter G. E., 2014)

Considerada a forma mais eficaz de aumentar o desempenho a fadiga de um material, a tensão residual compressiva na superfície pode ser igual às produzidas por forças externas, de modo a gerarem tensões máximas nulas na superfície com uma probabilidade de falha mínima. Dentre os métodos comerciais para aplicação de tensões compressivas na superfície tem-se os métodos mecânicos, tratamentos termoquímicos e a têmpera superficial. Dentre os métodos mecânicos, destacam-se a laminação superficial com cilindros e o *shot-peening*; o primeiro é indicado para peças grandes, comum nas regiões críticas das mesmas, como por exemplo, nas superfícies de apoio de eixo de estradas e nos adoçamentos de eixos de manivelas. O segundo método mecânico, conhecido em inglês como *shot peening*, consiste no jateamento da peça com granalhas (partículas finas de aço ou ferro-fundido). As partículas incidem na superfície da peça provocando encruamento superficial e gerando tensões superficiais compressivas. O *shot peening* ou jateamento de granalhas é indicado para peças pequenas de produção em massa, como em alguns componentes para a indústria automobilística (Almen & Black, 1963).

Dentre os tratamentos termoquímicos, destacam-se a carbonetação, a carbonitretação e a nitretação de aços. A nitretação, que vem a ser o enriquecimento superficial de nitrogênio, obtido colocando-se a peça em atmosfera rica em N_2 em temperaturas na faixa de 450 a 650^{o}C, cria uma camada fina contendo nitretos na microestrutura de aços ligados. Não é necessário realizar têmpera após a nitretação, e a microestrutura rica em nitretos finos de Al, Cr e/ou Ti provoca endurecimento e geração de tensões compressivas. Nos processos de carbonetação, direcionados para aços baixa liga-baixo C, uma camada superficial é enriquecida em carbono por exposição em um meio carbonetante na faixa de 900-950^{o}C. Em seguida, realiza-se a têmpera do aço, o que pode provocar alguma distorção na peça. O revenido, quando realizado, é em temperaturas baixas ($\leq$ 200^{o}C).

A têmpera superficial, tal como os outros métodos descritos anteriormente, gera tensões residuais compressivas e endurecimento na superfície. Os métodos clássicos são por chama, por indução, e por laser. Em geral, apenas uma camada superficial do material é austenitizada e experimenta transformação martensítica no resfriamento rápido. Em seguida realiza-se um revenido em temperaturas baixas.

2.7.4 **Efeito da Tensão média na fadiga**

A tensão média é um fator importante na estimativa de vida em fadiga, conforme Figura 11. Tensões médias de tração mais elevadas diminuem a vida do material.

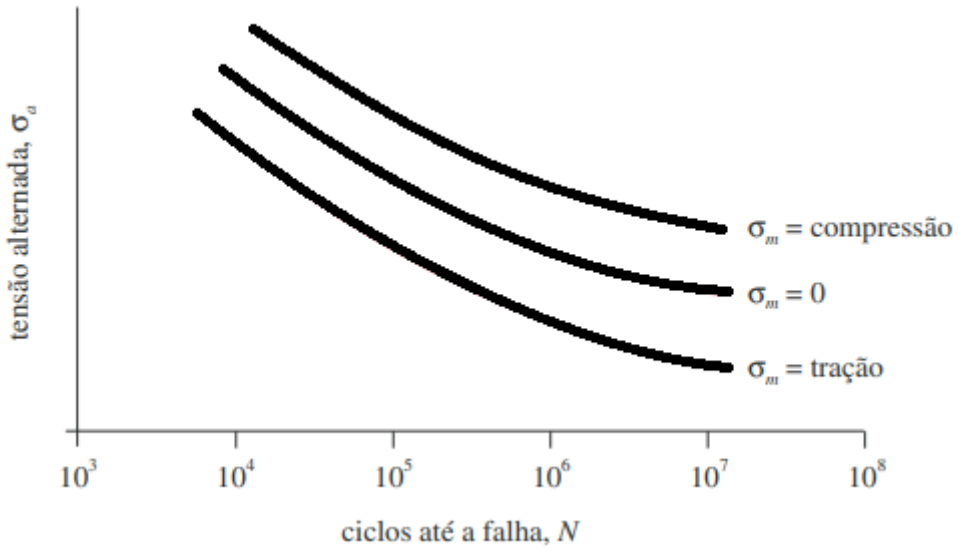
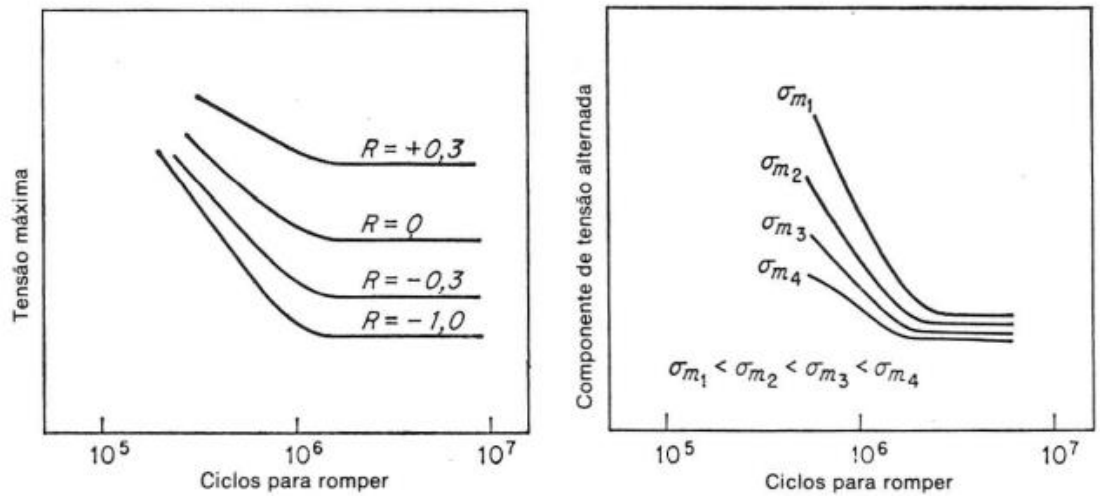


Figura 11: Efeito da tensão média na vida em fadiga (Adaptado de Norton, 2013)

Há diversos métodos para determinar um diagrama S-N para tensões médias diferentes de zero, como mostra Figura 12 (a), onde têm-se valores para razão de tensões $R=\sigma_{mín}/\sigma_{máx}$. Para tensões totalmente reversas, usa-se R=-1. Na Figura 12 (b) tem-se tensão alternada x número de ciclos, para valores de tensão constante.



(a) (b)

Figura 12: Gráficos para tensão média diferente de zero. Adaptado de Dieter, 2014

Em seguida são apresentados os modelos empíricos de Goodman e Soderberg utilizados para determinar a vida em fadiga considerando a tensão média.

Equação1: Goodman (Shigley, Mischke, & Budynas, 2016)

$$\frac{S_a}{S_e} + \frac{S_m}{S_{ut}} = 1$$

Equação 2: Equação de Soderberg (Shigley, Mischke, & Budynas, 2016)

$$\frac{S_a}{S_e} + \frac{S_m}{S_y} = 1$$

Onde:

S_a = Amplitude de tensão (MPa)

S_e = Limite de resistência à fadiga corrigido, para R= -1 (MPa)

S_m= Tensão média (MPa)

S_{ut} = Resistência à tração (MPa)

S_y = Resistência ao escoamento (MPa)

3 **Metodologia**

As características do aço consideradas importantes para este estudo da resistência à fadiga foram: microestrutura, dureza, resistência mecânica, tenacidade, rugosidade e os próprios parâmetros do ensaio de fadiga, cujos métodos de ensaio serão abordados nesta seção.

3.1 **Material**

O material escolhido para desenvolvimento desta pesquisa foi uma amostra de aço carbono cedida pela PETROBRAS S.A. na forma de arame de armadura de tração com seção transversal de 14x6mm, conforme Figura 13.

A composição química foi obtida por Espectroscopia de Emissão ótica para os elementos de maior peso atômico, enquanto os elementos leves (C, S) foram determinados no LECO®, seguindo a metodologia ASTM E 1019:2018 a temperatura de 21°C.

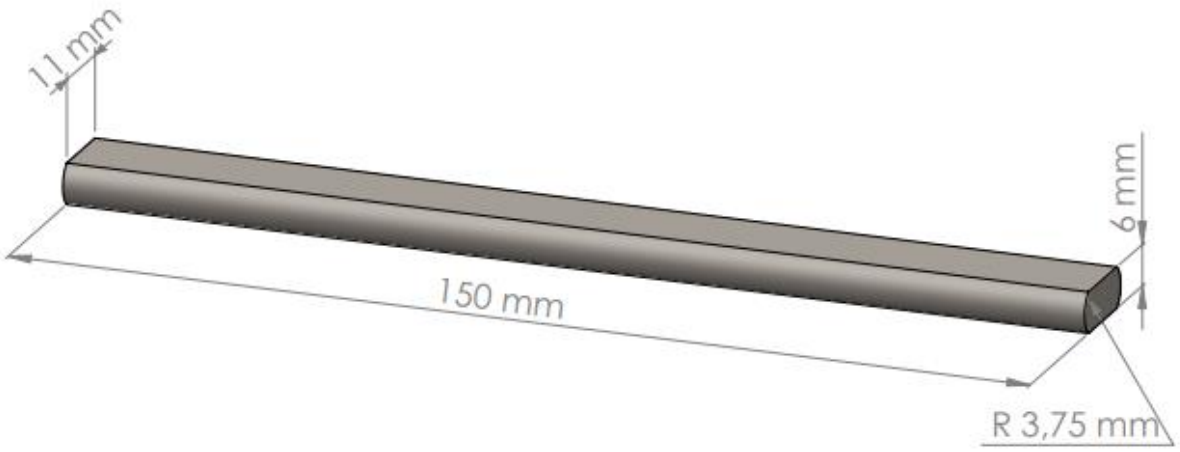


Figura 13: Corpo de prova

3.2 **Tratamentos térmicos**

A condição de envio das amostras não foi informada e, por este motivo, foram realizadas algumas tentativas para encontrar uma condição de tratamento térmico em que fosse possível obter a resistência ao escoamento e a tração semelhantes à do material como recebido. Foram então ajustados os parâmetros de têmpera e revenido do material.

No tratamento térmico proposto, os CP's do aço AISI 1070 foram aquecidos até uma temperatura acima do valor para Ac3, atingindo a temperatura selecionada de 820ºC na região de austenitização, permanecendo por 20 minutos, tempo suficiente para acontecer uma completa austenitização e homogeneização da estrutura, logo após, os corpos de prova foram resfriados no óleo para obter uma estrutura martensítica e esta foi revenida a 450ºC para aliviar as tensões internas.

3.3 **Análise da Microestrutura**

Os corpos de prova foram cortados com disco abrasivo e refrigeração contínua para a obtenção de uma superfície plana e sem alterações da microestrutura que pudessem prejudicar a análise.

As superfícies a serem analisadas foram embutidas em resina e lixadas na politriz com lixas *Mesh* 220, 320, 400, 600 e 1.200, sendo em seguida polidas com pasta de diamante 6 µm, 3 µm e 1 µm, nesta ordem, para então receberem o ataque com Nital 2% e revelar a microestrutura presente em cada uma das amostras. As imagens foram realizadas no microscópio Óptico e no MEV.

3.4 **Caracterização Mecânica**

3.4.1 **Ensaio de Tração**

As propriedades mecânicas do arame de armadura em tração foram determinadas para o material como recebido e na condição de tratamento térmico (temperado e revenido). Foram feitos dois ensaios para cada uma dessas condições e os corpos de prova testados tinham a geometria conforme Figura 13. O método de teste foi executado conforme norma ASTM E8

em máquina universal de ensaio modelo Instron 5582 com capacidade de 100kN e *clip-gauge* de 25,4mm no laboratório de corrosão sob tensão pelo H_2S/CO_2 e corrosividade localizado dentro do Instituto Nacional de Tecnologia (LAH_2S-INT).

As curvas de tensão real (σ)-deformação real (ε) foram ajustadas e modeladas por três equações, Hollomon (Hollomon, 1945), Ludwik (Ludwik, 1909) e Voce (Kraft SM, 2011), respectivamente:

$$\sigma = K_H \cdot \varepsilon^{n_H} \quad (1)$$

$$\sigma = \sigma_o + K_L \cdot \varepsilon^{n_L} \quad (2)$$

$$\sigma = \sigma_o + a \cdot \varepsilon + b\left(1 - exp(-c \cdot \varepsilon)\right) \quad (3)$$

Onde K_H, K_L, n_H e n_L são os parâmetros de resistência e, respectivamente, nas equações (1) e (2), e a, b e c são parâmetros independentes na (3) onde, a é o coeficiente de rigidez, b é o coeficiente de encruamento, c é o expoente de encruamento (Baptista, Pimenta, Heringer, Perez, & Tavares, 2022). Além disso, nas equações (2) e (3) σ_o é o limite proporcional, ou seja, o exato ponto onde o fluxo plástico começa.

Os valores de área inicial e final utilizados para determinar a redução de área foram obtidos através de microscópio estéreo modelo Olympicus SZX16 com câmera **DP25** e software analySISdocu no Laboratório de Caracterização de Propriedades Mecânicas localizado no INT (LACPM-INT) conforme exemplificado na Figura 14.

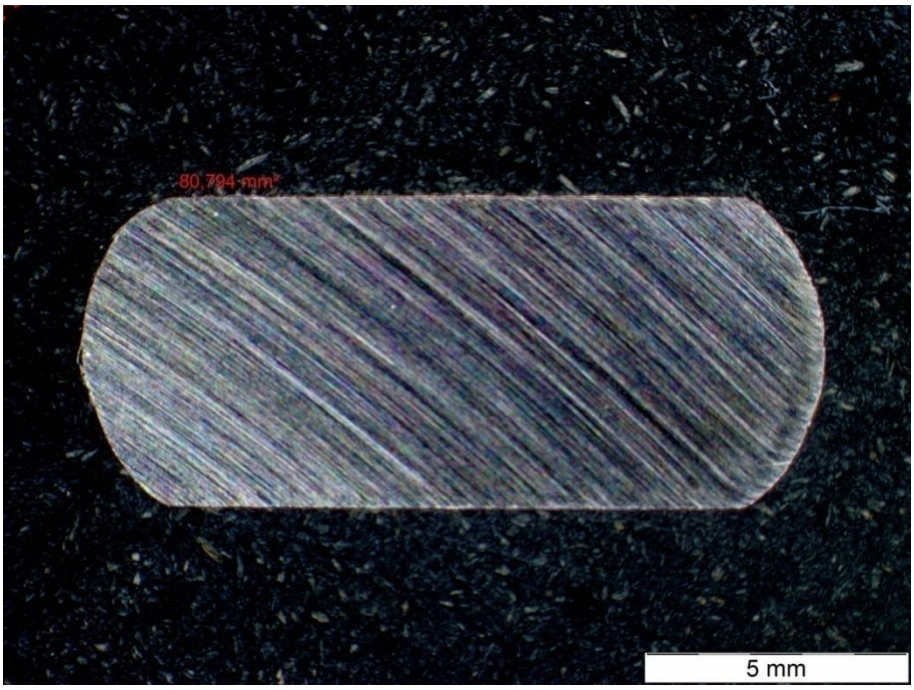


Figura 14. Imagem da medição de área da seção transversal do corpo de prova obtida pelo software analySISdocu. Área = 80,794 mm^2.

As superfícies de fratura dos corpos de prova foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura, modelo Quanta FEG 450, o equipamento pertence ao CENANO-Centro de Caracterização em Nanotecnologia para Materiais e Catálise, que fica no INT.

3.4.2 **Dureza**

Foram cortadas duas amostras para o ensaio de dureza, uma na condição conforme recebido e outra tratada termicamente. Os cortes foram realizados através de disco abrasivo com refrigeração contínua para a obtenção de uma superfície plana e sem alterações da microestrutura que pudessem impactar os valores de dureza.

As superfícies a serem analisadas após o corte foram lixadas manualmente com lixas *Mesh* 220, 320, 400, 600 e 1.200, sendo então realizadas dez medições em cada amostra ao longo da superfície. As amostras precisaram de embutimento em resina apenas para o acabamento superficial, as medições foram realizadas sem embutimento. O método de teste de dureza escolhido foi o Vickers HV10, com tempo de indentação de 20 segundos. O método de teste foi executado conforme norma ASTM E92 em um durômetro modelo Wolpert Wilson Universal UH930, localizado no LACPM-INT.

3.4.3 **Rugosidade**

A rugosidade de cada corpo de prova ensaiado por fadiga foi previamente levantada através da medição de 10 regiões diferentes no trecho do corpo de prova localizado na face a ser tracionada e entre os dois roletes internos. Esta é a região útil do corpo de prova, conforme indicado na Figura 15. Todos os corpos de prova a serem submetidos aos ensaios de fadiga, foram medidos, totalizando 3 corpos de prova a cada ensaio. A superfície dos CP's conforme recebido foi limpa e desengordurada antes das medições, com detergente neutro e esponja. A partir dos resultados obtidos foi realizada análise estatística dos dados e apresentados os resultados comparativamente entre os corpos de prova.



Figura 15: Região de medição da rugosidade

Para os corpos de prova que foram submetidos ao tratamento térmico, houve uma preparação necessária para que fosse alcançado o mesmo valor de rugosidade correspondente a condição anterior. Os corpos de prova tratados foram então lixados de modo a obter uma rugosidade superficial semelhante ao valor médio obtido para os ensaios na condição de conforme recebido.

As medições foram realizadas por um rugosímetro portátil Tr200 Digimess no LAH_2S-INT.

3.4.4 **Ensaio de Tenacidade ao Impacto Charpy**

Foram realizados ensaios de impacto Charpy dos materiais como recebido e temperado e revenido. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente em um pêndulo Universal

com capacidade máxima de 300J. Devido a espessura do arame, os corpos de prova foram do tipo reduzido (*sub-size*) com espessura de 5 mm e entalhe em V, conforme o desenho da Figura 16, retirado da norma ASTM E23-18. Foram ensaiados dois corpos de prova por condição. O ensaio foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos na Universidade Federal Fluminense (LEM-UFF).

Os resultados obtidos diretamente deste ensaio são a energia absorvida ao impacto Ea(J) e a expansão lateral do corpo de prova (EL). As características da fratura também foram analisadas através de microscopia ótica e eletrônica de varredura.

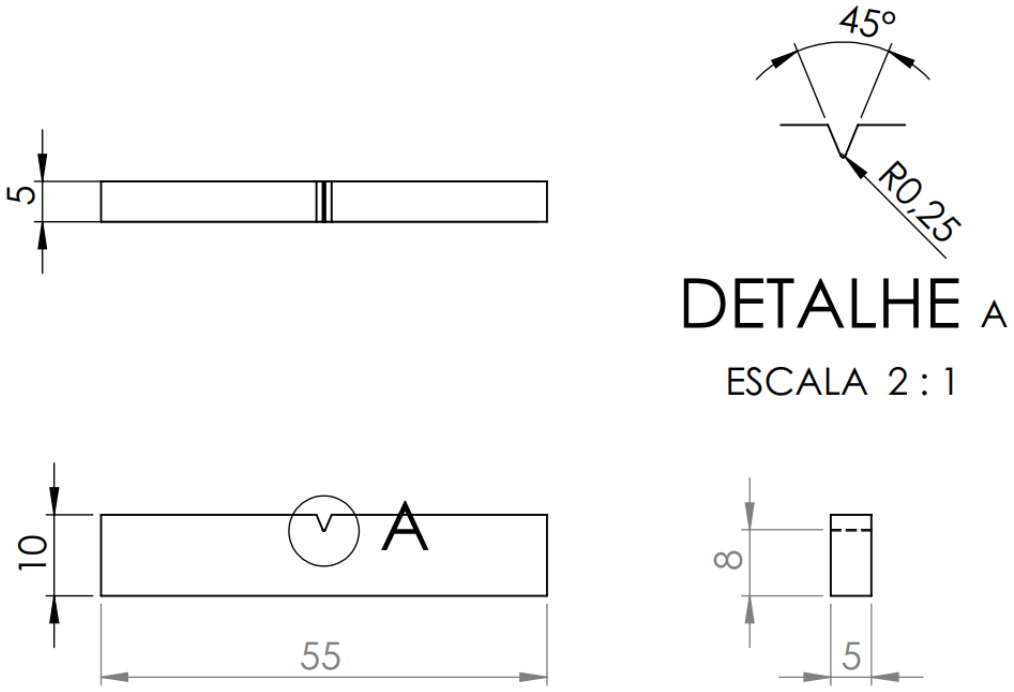


Figura 16. Dimensões utilizadas para confecção dos corpos de prova tipo V-Notch para ensaio de Charpy, ASTM E23-18

3.5 **Ensaios de Fadiga – Método S-N**

Esta seção apresenta a metodologia desenvolvida para execução dos ensaios S-N com carregamento por flexão em 4 pontos nos materiais como recebido e tratado termicamente.

A obtenção de uma curva S-N demanda um elevado custo e tempo de execução devido a quantidade de corpos de prova necessária para uma confiabilidade e tratamento estatístico adequados. Com o intuito de reduzir o custo de máquina e tempo de ensaio, o método de flexão em 4 pontos para os testes S-N aparece como solução ideal devido a possibilidade de se realizar

testes em múltiplos corpos de prova de modo simultâneo em um único dispositivo e máquina para cada nível de tensão, conforme Figura 17



Figura 17: Dispositivo de flexão em 4 pontos comportando três corpos de prova simultaneamente

A seguir são apresentados os elementos necessários para a execução dos ensaios, metodologia de instrumentação e carregamento dos corpos de prova, montagem do ensaio e análise dos resultados. Todos os ensaios de fadiga foram realizados no LAH2S - INT.

3.5.1 **Equipamentos utilizados:**

- **Máquina de ensaio servo- hidráulica:** Utilizada para aplicar cargas flutuantes em forma senoidal e de amplitude constante. A transmissão de carga ocorre por atuadores hidráulicos, de modo alternativo podem ser utilizados atuadores pneumáticos ou eletromagnéticos quando as cargas necessárias forem baixas;
- **Extensômetros de Resistência Elétrica (ERE's) e multi-condicionador de canais:** O carregamento a ser aplicado deve ser monitorado por ERE's uniaxiais e com sistema de compensação de temperatura, recomenda-se ERE's de 3 fios e compatíveis com a amostra metálica. Um multi-condicionador de canais deve ser utilizado para converter o sinal dos ERE's e enviar ao computador;

- **Rugosímetro:** O acabamento superficial dos corpos de prova deverá ser medido antes de todos os ensaios de fadiga e o valor registrado em Ra [µm]. O equipamento deverá ter resolução mínima de Ra = 0,02µm;
- **Dispositivo de Flexão em 4 pontos** –Equipamento de aplicação de carga em 4 apoios composto por uma estrutura metálica e roletes em material isolante elétrico, de alta resistência a corrosão no ambiente de teste (recomenda-se ZrO_2 ou Al_2O_3) com carregamento realizado através de uma máquina de ensaios servo-hidráulica, mostrado na Figura 18.

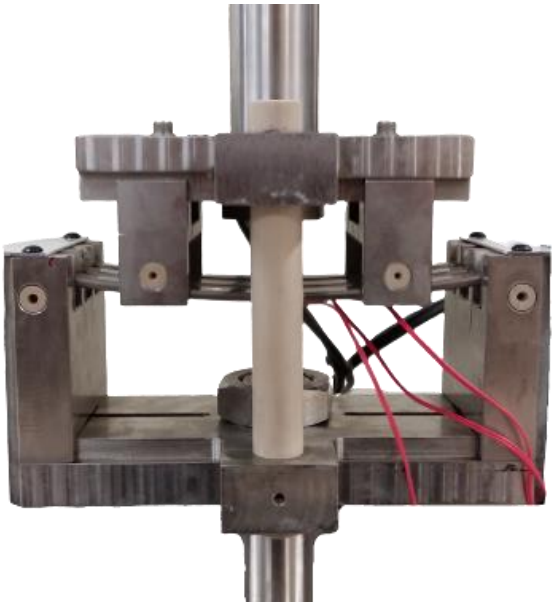


Figura 18: Dispositivo de Flexão em 4 pontos

As distâncias entre os roletes obedecem às relações mostradas na Figura 19 sendo à distância “h” de 60 mm.

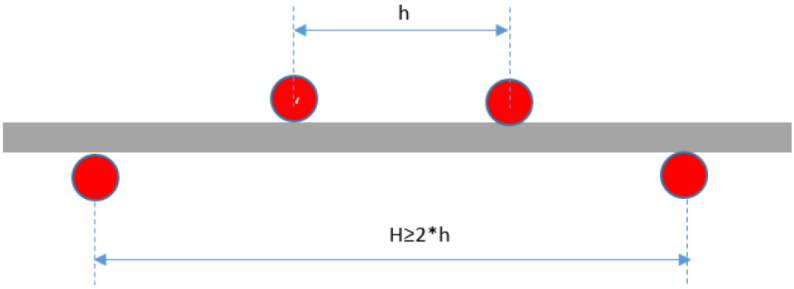


Figura 19: Distâncias a serem utilizadas no ensaio de flexão a 4 pontos.

3.5.2 **Preparo dos Corpos de Prova para ensaio S-N**

Os arames foram retirados diretamente da bobina e submetidos a um procedimento de desempeno. A identificação dos corpos de prova foi realizada na região onde não ocorrerá o dobramento, perto de uma de suas extremidades com punção sinete.

A face a ser tracionada foi inspecionada em lupa ou estereoscópio com aumento de no mínimo 10X, antes do ensaio. No caso de defeitos como marcas profundas ou pites, para o corpo de prova conforme recebido, o mesmo foi descartado. Para as amostras tratadas termicamente, foi necessário realizar o preparo com lixa.

Para as amostras lixadas, o lixamento foi realizado com inclinação de 40º a 50º em relação ao sentido de laminação.

Todas as amostras foram desengorduradas com acetona em banho com ultrassom, lavadas com água destilada e secas com ar frio. O acabamento superficial de todas as amostras foi avaliado e a rugosidade medida.

3.5.3 **Instrumentação dos Corpos de Prova**

As amostras foram instrumentadas com extensômetro de resistência elétrica (ERE), *strain gauges*, na superfície tracionada. As superfícies devem ser totalmente limpas e desengorduradas usando solvente apropriado (Acetona), seguido por minuciosa secagem sem aplicação de nenhum sistema abrasivo para preparação da superfície, exceto nas amostras temperadas e revenidas.

No mínimo um e no máximo de três ERE’s foram colados na superfície a ser tracionada. Na Figura 20 observa-se a posição de colagem dos ERE’s. Sendo que todos os ERE’s colados devem ser colados no sentido longitudinal e posicionados entre os dois roletes internos a fim de garantir que seja lida aproximadamente o mesmo valor de deformação para todos os três ERE’s.

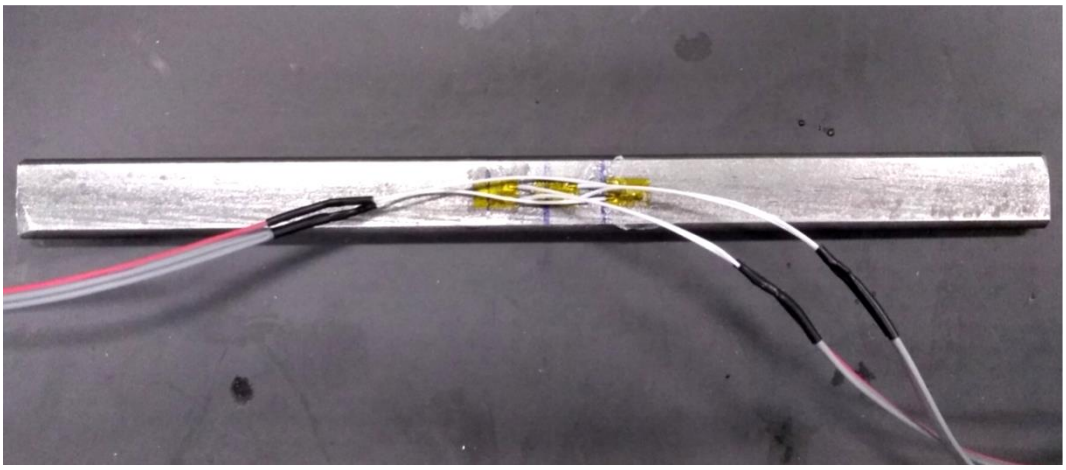


Figura 20: Posicionamento dos ERE's a serem colados nos corpos de prova de Fadiga.

3.5.4 **Encerramento do Teste**

Os critérios de parada dos testes foram completar 10^6 ciclos ou até a falha dos três corpos de prova testados simultaneamente no mesmo dispositivo. A análise de falha como critério de parada foi por inspeção visual e monitoramento da carga que também determina o ponto de falha dos três corpos de prova (queda abrupta da carga).

3.5.5 **Análise dos Resultados**

Para cada nível de tensão foi determinado o ciclo de falha ou para o caso de a mesma não ocorrer o corpo de prova foi classificado como "vida infinita" ou "*Runout*".

O ciclo de falha do corpo de prova foi definido a partir da redução da carga verificada no registro de Carga/Ciclo sempre que a carga reduzir em torno de 1/3 considerado como a falha de um dos três corpos de prova testados simultaneamente.

A partir dos resultados de Ciclo de Falha para um dado nível de tensão foi elaborada a curva S-N conforme norma ASTM E739-10.

As superfícies de fratura dos corpos de prova foram inspecionadas em Microscópio Eletrônico de Varredura a fim de determinar os possíveis pontos de iniciação, região de propagação, ruptura final e morfologia de fratura.

3.5.5.1 **Análise Estatística**

As curvas S-N são baseadas nos resultados de vários testes até a falha em diferentes níveis de amplitude de tensões aplicadas. O carregamento cíclico apresenta duas componentes básicas de tensão, a tensão alternada σ_a e a tensão média σ_m. Outras componentes importantes como tensão flutuante σ_R, tensão máxima $\sigma_{máx}$ e tensão mínima $\sigma_{mín}$ são apresentadas a seguir nas Equações 3, 4 e 5, respectivamente. A Equação 6 apresenta a relação (R) entre tensões máximas e mínimas.

$$\sigma_R = \sigma_{máx} - \sigma_{mín} \quad (3)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{máx} - \sigma_{mín}}{2} \quad (4)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{máx} + \sigma_{mín}}{2} \quad (5)$$

A relação entre as tensões máximas e mínimas R, é dada por:

$$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}} \quad (6)$$

Sabe-se que a forma da curva S-N pode depender do material e das condições de teste.

A avaliação de dados dos testes experimentais apresentou um nível mínimo de certeza de 95,4%, recomendado e especificado pela norma ASTM E739-10, a equação da curva S-N pode ser apresentada da seguinte forma:

$$\log N = a + b\ (\log S) \quad (7)$$

Onde,

N = Número de ciclos

S = Amplitude de tensão

a e b = São constantes do material e das condições de ensaio

Para calcular os valores de *a* e b estimados tem-se que:

$$\hat{a} = \overline{\log N} - \hat{b} \times \bar{S} \quad (8)$$

$$\hat{b} = \frac{\sum_{i=1}^{k}(S_i - \bar{S})(\log N_i - \overline{\log N})}{\sum_{i=1}^{k}(S_i - \bar{S})^2} \qquad 9$$

Onde o acento circunflexo representa a estimativa e a barra horizontal acima indica valor médio.

Para estimar a variância da distribuição para $LogN$, utiliza-se a fórmula:

$$\widehat{\sigma^2} = \frac{\sum_{i=1}^{k}(\log N_i - \widehat{\log N_i})^2}{k-2} \qquad 10$$

3.5.5.2 **Análise dos corpos de prova**

Os corpos de prova fraturados foram cortados na seção transversal à distância de 10mm da superfície de fratura, e a mesma analisada no microscópio eletrônico de varredura modelo Quanta FEG 450 do CENANO– INT. A análise fractográfica é feita para verificar a presença de indícios de falha por fadiga como marcas de praia ou estrias, bem como determinar as prováveis regiões de iniciação, propagação estável e rompimento final do corpo de prova.

4 Resultados

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados quanto a caracterização do material estudado, nas duas condições de processamento, conforme recebido (deformado a frio), chamado de CR e tratado termicamente, chamado de TR. Dessa forma, pretende-se comparar as duas rotas de fabricação quanto às propriedades mecânicas em tração e a resistência à fadiga.

4.1 **Caracterização da Composição Química**

A análise química do material estudado é apresentada na tabela 1. Como referência são apresentadas as faixas de teores da especificação AISI 1070. O aço possui baixos níveis das impurezas S e P, e aparentemente foi acalmado ao Si e Al.

Tabela 1. Composição Química da amostra de Arame de Armadura de Tração recebida

	Análise química										
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P	Cu	Al	Fe
Amostra	0,693	0,74	0,196	0,05	0,031	<0,002	0,001	00014	0,013	0,052	Bal.
AISI 1070*	0,65 a 0,75	0,60 a 0,90	0,20 a 0,40	-	-	-	0,045**	0,045**	-	-	Bal.

*(ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990)

** Percentuais máximos

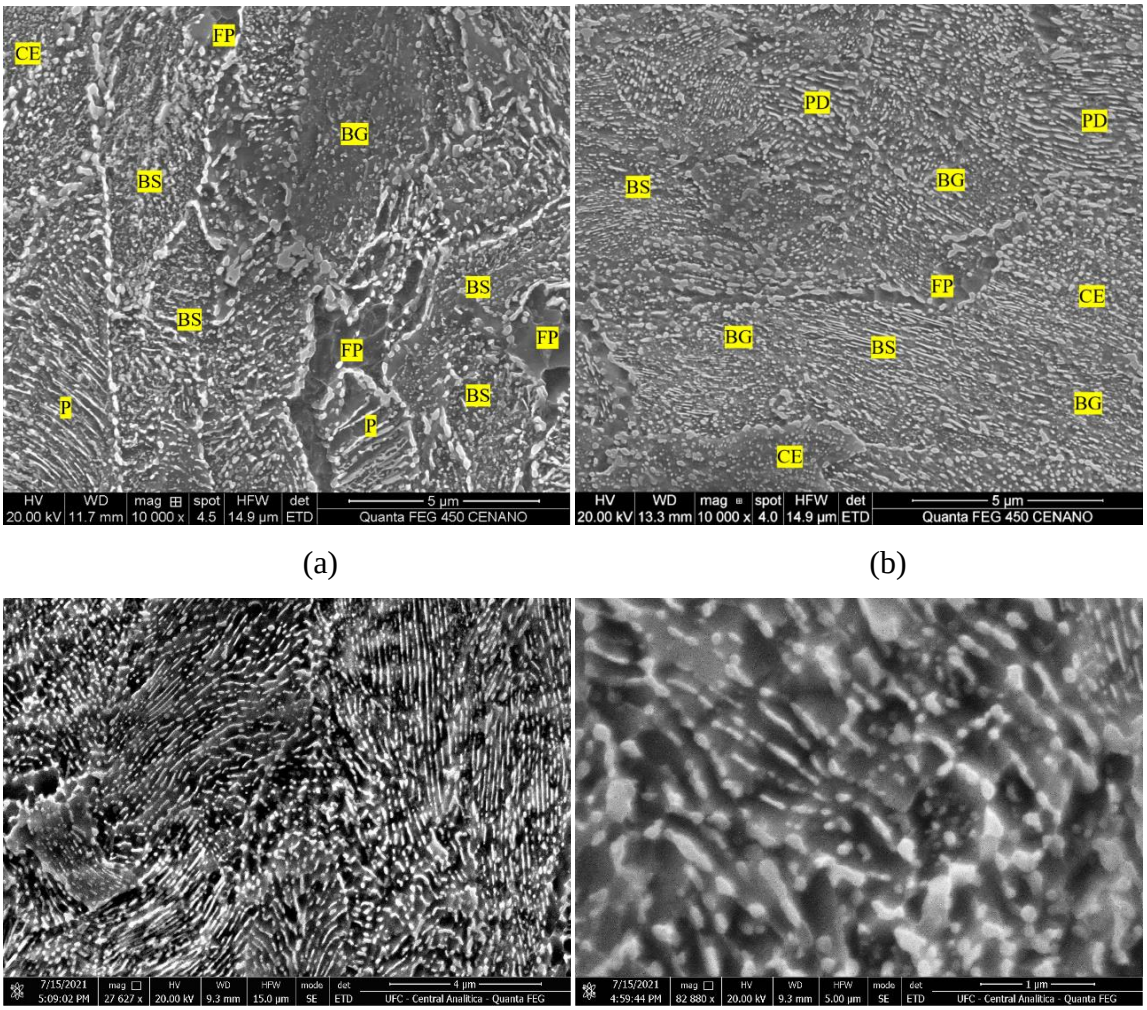
4.2 **A análise da microestrutura**

A microestrutura da amostra na condição CR está apresentada na Figura 21. O material como recebido apresenta uma mistura de perlita fina e bainita deformadas. É também observada ferrita primária ou poligonal (FP). A microestrutura é muito fina, podendo ser somente

observada em detalhes através da microscopia eletrônica de varredura (MEV), com elevados aumentos. Os constituintes perlita fina e bainita superior são tipicamente obtidos pelo tratamento térmico de *patenting* ou patenteamento, descrito na seção 2.5. Acredita-se, portanto, em duas hipóteses: que o material tenha recebido esse tratamento de patenteamento pelo fabricante do material, ou, que tenha recebido o tratamento "Steelmor" que visa simular um ciclo térmico similar ao do patenteamento na saída do laminador a quente. Não há como comprovar uma dessas hipóteses, pois a empresa não revelou os parâmetros utilizados no seu fluxo produtivo.

Destacam-se na microestrutura do material como recebido também regiões contendo carbetos esferoidizados (CE) além de precipitados grosseiros alinhados em contornos de grão. É importante mencionar que o trabalho a frio após o patenteamento promoveu a deformação da perlita e da bainita, e de regiões como perlita degenerada (PD). Além disso, a deformação a frio também provocou a fragmentação da cementita, conforme também observado por (Y.C. Brito, 2020). Outro efeito da deformação a frio dos aços patenteados é a redução do espaçamento lamelar, conforme também relatado por (H. Khanchandani, 2018). O tratamento de alívio de tensão após trefilação e laminação pode ter contribuído em algum grau para a esferoidização de partículas fragmentadas de Fe_3C, conforme os indicados como CE nas Figuras 21(a) e (b). (Y.G. Ko) mostraram que a cinética de esferoidização do Fe_3C é consideravelmente aumentada pelo aumento da deformação a frio por trefilação e cisalhamento antes do tratamento térmico a 700ºC. Não obstante, alguns carbetos fragmentados, alguns esferoidizados, que são observados na Figura 21(d), medem algumas dezenas de nanômetros.

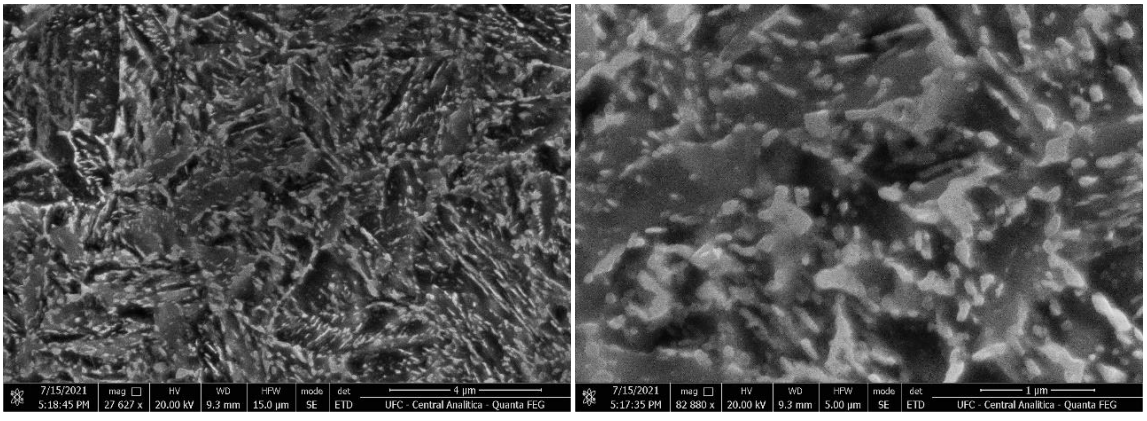
A microestrutura da amostra TR é muito refinada, e sua apresentação só pode ser analisada com grandes aumentos, conforme Figuras 22(a-b). Nesta condição pode-se dizer que o material contém majoritariamente martensita revenida, com matriz ferrítica e carbetos (Fe_3C), Figura 22 (a). Os carbetos são finos, Figura 22 (b), porém não tanto quanto os do material CR, o que pode se constatar qualitativamente comparando as Figuras 21(d) e 22(b).



(a) (b)

(c) (d)

Figura 21 – Microestrutura da amostra CR. Ataque Nital 2%.Destaque para a presença de ferrita poligonal (FP) e Perlita fina.



(a) (b)

Figura 22– Microestrutura da amostra TR. Ataque Nital 2%. Microestrutura composta por martensita revenida, nota-se presença de carbetos finos.

4.3 **Propriedades em Tração**

As curvas de tensão *versus* deformação de engenharia obtidas para o AISI 1070 encontram-se na Figura 23 e os valores de Resistência Mecânica (σ_{uts}), tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento percentual e redução de área estão exibidos na Tabela 2. Percebe-se que os valores indicativos de resistência, i.e.σ_{uts} e σ_e das amostras CR e TR são muito próximos, apesar da ductilidade da CR ser maior, principalmente em termos da redução de área. O que condiz com o fato de que a microestrutura perlitica apresenta maior ductilidade do que a martensítica.

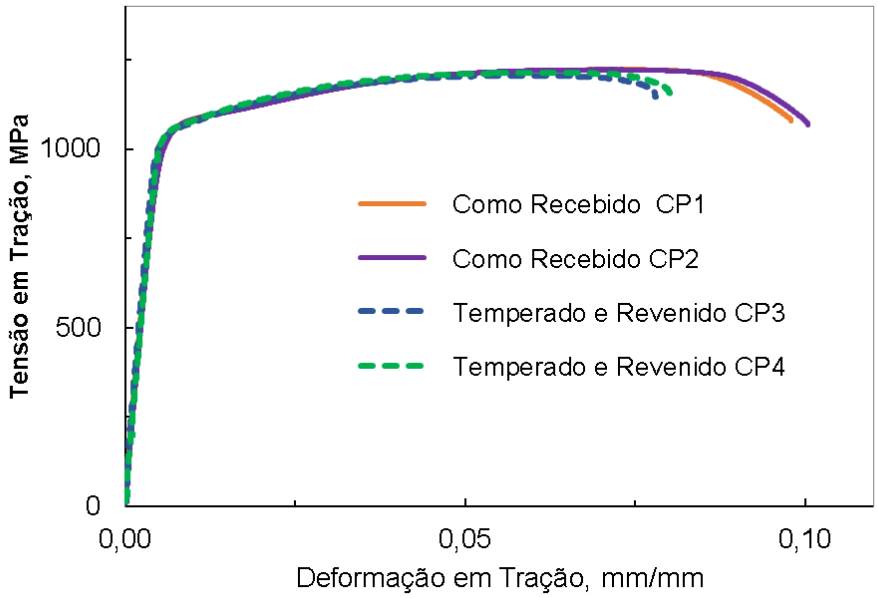


Figura 23: Curvas tensão x deformação do aço AISI 1070 Conforme Recebido – CR e após Tempera e Revenido – TR

Tabela 2. Propriedades Mecânicas do Aço nas condições de Conforme Recebido e após tratamento térmico de Têmpera e Revenido.

Amostra	σ_e [MPa]	σ_{uts} [MPa]	E [GPa]	Al [%]	RA[%]
CP1 - Como Recebido	1049	1223	199,66	9,8	31,5
CP2 - Como Recebido	1055	1223	197,87	10,0	31,9
CP3 - Temperado e Revenido	1045	1207	220,28	7,8	16,7
CP4 - Temperado e Revenido	1057	1214	210,46	8,0	16,7

As superfícies de fratura resultantes dos ensaios de tração são mostradas na Figura 24, Utilizando o *software* de análise de imagens dedicado ao estéreo microscópio foi possível determinar a área total final de cada CP. O material TR apresentou menor redução de área e fratura de aspecto frágil, enquanto o material CR apresentou sulcos típicos de delaminação na superfície de fratura.

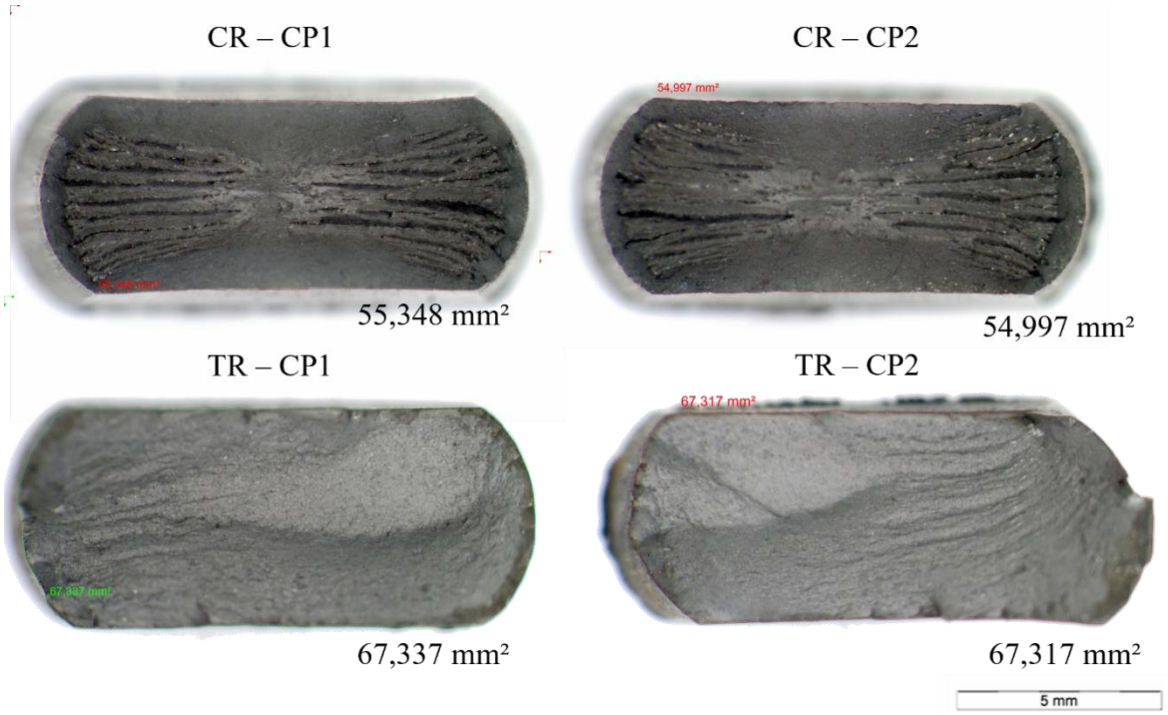


Figura 24: Imagens obtidas em microscópio estéreo com medição da área da seção transversal na superfície de fratura para os corpos de prova testados conforme

Na Tabela 3, os resultados publicados por (H. Rastegari) com um aço eutetóide tratado termicamente para produzir diferentes microestruturas, desde a esferoidita até a bainita, são comparados com os dos materiais CR e TR. Antes da deformação a frio, o aço investigado no presente trabalho apresentava uma microestrutura de perlita fina, bainita e alguma ferrita pró-eutetóide produzida por patenteamento. O material foi então estirado a frio e laminado. Considerando que Rastegari trabalhou com aço muito similar ao AISI 1070, pode-se estimar o efeito das operações de trabalho a frio nas propriedades mecânicas comparando o material CR deste trabalho com o material contendo ferrita primária (PF) e perlita fina (PF) de Rastegari. Assim, percebe-se que o trabalho ao frio provoca o considerável aumento da resistência ao escoamento (σ_e) com aumento muito menos pronunciado na resistência a tração (σ_{uts}), que é um resultado esperado para o mecanismo de endurecimento por encruamento. Não obstante, a têmpera e o revenido realizado produziram também um material com elevado σ_e e valor de σ_{uts} próximo, ou seja, uma elevada relação σ_e / σ_{uts}.

Tabela 3: Propriedades mecânicas de tração do fio.

Corpo de Prova	σ_e(MPa)	σ_{uts} (MPa)	σ_e/σ_{uts}	Alongamento (%)		Redução de área (%)
				Total	Uniforme	
CR-CP1	1049	1223	0.86	9.8	7.0	31.5
CR-CP2	1055	1223	0,86	10.0	7,1	31,9
TR-CP3	1045	1207	0.87	7.8	5.6	16.7
TR-CP4	1057	1214	0.87	8.0	5,7	16.7
B *	995	1377	0.72	9.0	7.0	25.0
B + P*	935	1350	0.69	12.0	8.0	33.0
VFP *	762	1207	0.63	13.0	8.0	36.0
PF + FP *	796	1182	0.67	12.0	9.0	39.0
CP *	583	1057	0.55	12.0	9.0	27.0
PS + FP *	615	1041	0.59	21.0	13.0	59.0
SC *	518	871	0.59	27.0	17.0	54.0

*Refere-se às microestruturas do trabalho de (H. Rastegari): B=bainita, P=perlita, PF=ferrita pró-eutetóide, FP=perlita fina; VFP = perlita muito fina; CP=perlita grosseira; PS=parcialmente esferoidizado; SC=cementita esferoidizada.

As curvas tensão-verdadeira *versus* deformação-verdadeira para ambos os corpos de prova testados foram modeladas com as equações (1), (2) e (3). A Tabela 4 apresenta os resultados da modelagem com os respectivos coeficientes de correlação R^2. Quando se analisa a modelagem do material CR, observa-se que as equações de (Hollomon) e (Ludwik) resultaram em coeficientes de R^2 superiores a 0,950, considerados satisfatórios. Entretanto, a equação mais complexa de Voce apresentou o melhor ajuste, com R^2 = 0,989 para ambos os corpos de prova testados. Os três modelos são comparados com os dados experimentais do CP1-CR na Figura 25, como os valores ficaram muito aproximados, a representação foi feita apenas para um CP.

Agora analisando a modelagem dos corpos de prova temperados e revenidos, observa-se que o modelo que alcançou maiores valores de R^2 foi o de Ludwik. Nas Figura 26 e 27 os modelos são comparados com os pontos experimentais dos corpos de prova TR.

A modelagem das curvas de tração pode ser útil para aplicação em programas de deformação plástica do material, sendo possível prever o comportamento do mesmo em operações de conformação mecânica.

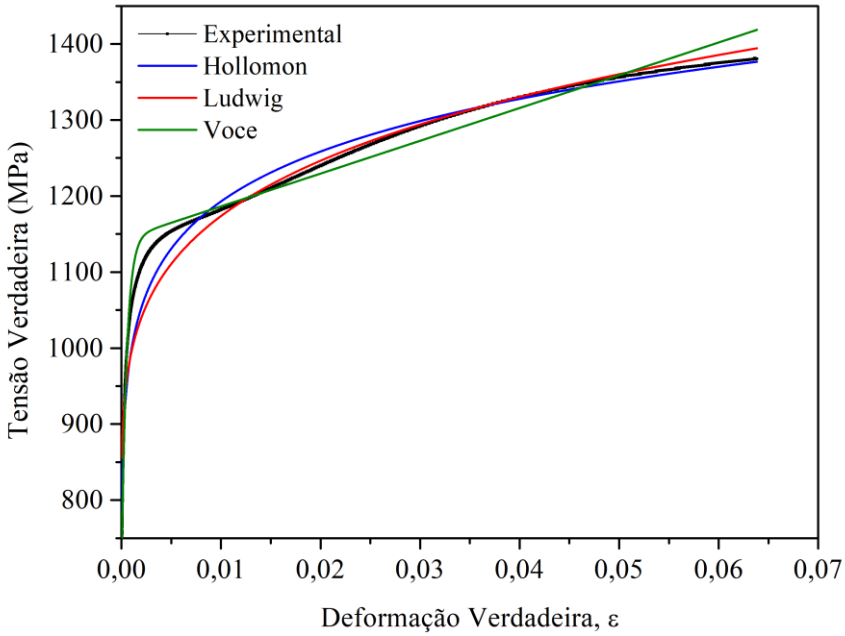


Figura 25: Comparação dos pontos experimentais da curva verdadeira com os modelos testados para o material CR (CP1).

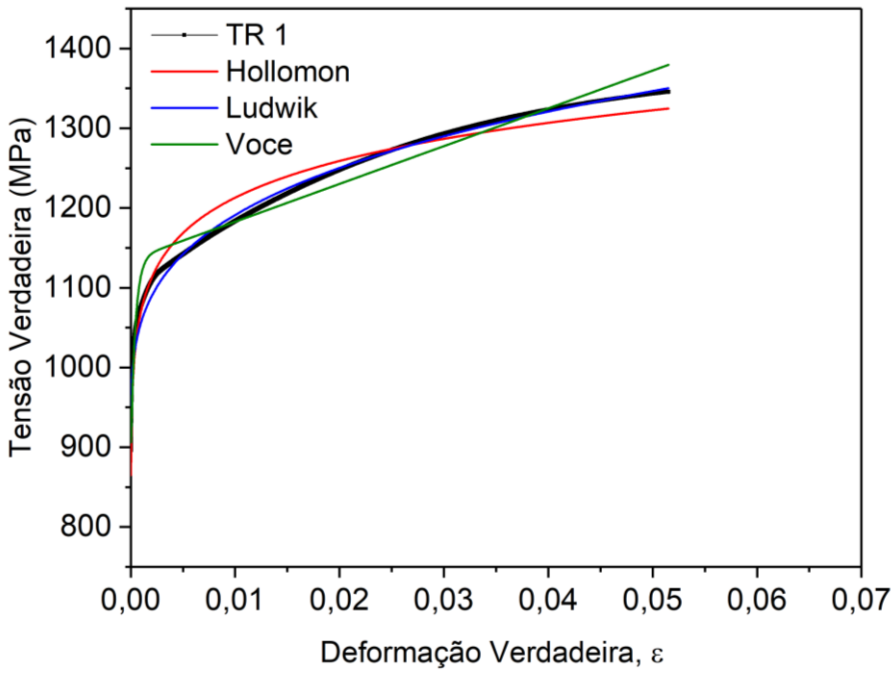


Figura 26: Comparação dos pontos experimentais da curva verdadeira com os modelos testados para o material TR (CP1).

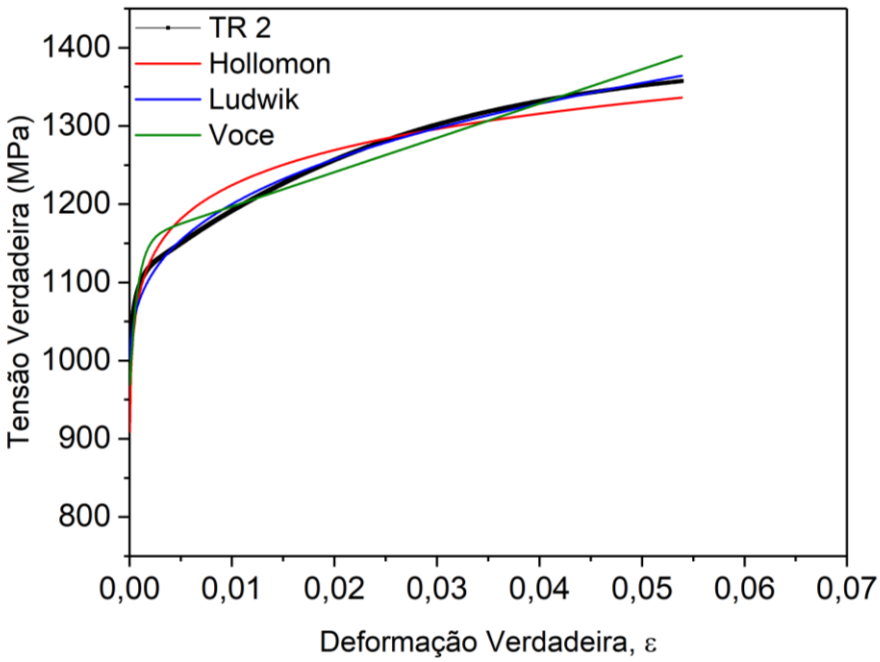


Figura 27: Comparação dos pontos experimentais da curva verdadeira com os modelos testados para o material TR (CP2).

Tabela 4:Parâmetros de modelagem para as equações de Hollomon (1) Ludwik (2) e Voce (3) e respectivos coeficientes de correlação (R2).

Condição	Modelo	σ x ε Equação modelada (MPa)	R^2
CR1	Hollomon	$\sigma = 1702.8 \cdot \varepsilon^{0.077}$	0.978
	Ludwik	$\sigma = 703 + 1223.2 \cdot \varepsilon^{0.207}$	0.953
	Voce	$\sigma = 703 + 4312.2 \cdot \varepsilon + 440.3 \cdot (1-\exp(-1971.4 \cdot \varepsilon))$	0.989
CR2	Hollomon	$\sigma = 1631.4 \cdot \varepsilon^{0.066}$	0.979
	Ludwik	$\sigma = 841 + 1084.0 \cdot \varepsilon^{0.248}$	0.972
	Voce	$\sigma = 841 + 4448.8 \cdot \varepsilon + 303.4 \cdot (1-\exp(-1525.7 \cdot \varepsilon))$	0.989
TR1	Hollomon	$\sigma = 1553{,}9 \cdot \varepsilon^{0.0538}$	0,970
	Ludwik	$\sigma = 896 + 990{,}5 \cdot \varepsilon^{0.263}$	0,990
	Voce	$\sigma = 896 + 4740 \cdot \varepsilon + 239{,}4 \cdot (1-\exp(-2308 \cdot \varepsilon))$	0,974
TR2	Hollomon	$\sigma = 1555{,}28 \cdot \varepsilon^{0.052}$	0,951
	Ludwik	$\sigma = 961 + 998{,}4 \cdot \varepsilon^{0.3104}$	0,993
	Voce	$\sigma = 961 + 4385{,}5 \cdot \varepsilon + 192{,}3 \cdot (1-\exp(-1320 \cdot \varepsilon))$	0,970

4.4 **Tenacidade ao impacto (ensaios Charpy)**

Os resultados do ensaio de impacto Charpy estão apresentados na Tabela 3. Apesar de menos dúctil, o aço temperado e revenido a 450ºC alcançou maior tenacidade ao impacto.

Tabela 3: Resultados do ensaio Charpy CR na temperatura ambiente (CP reduzido 10 x 5 x 55 mm).

CP	Ea(J)	Expansão Lateral (%)
CR – CP 1	12,5	5,2
CR – CP 2	12,5	5,2
TR – CP 1	17	5,1
TR – CP 2	18	5,1

As superfícies de fratura foram analisadas no estéreo microscópio, onde dois comportamentos distintos ficaram evidenciados (Figura 28). O material CR rompeu apresentando sulcos de delaminações, aspecto que não foi observado no material TR.

Na escala microscópica, as imagens de MEV do material como recebido mostram regiões de fratura mista por coalescência de micro vazios, com “dimples” muito pequenos, e clivagem (Figura 29(a)), e regiões onde se observa apenas clivagem (Figura 29(b)). No material temperado e revenido as regiões de pura clivagem não foram observadas, apenas regiões mistas de micro vazios e facetas de clivagem, podendo ser também classificadas como quasi-clivagem (Figuras 30(a-b)).

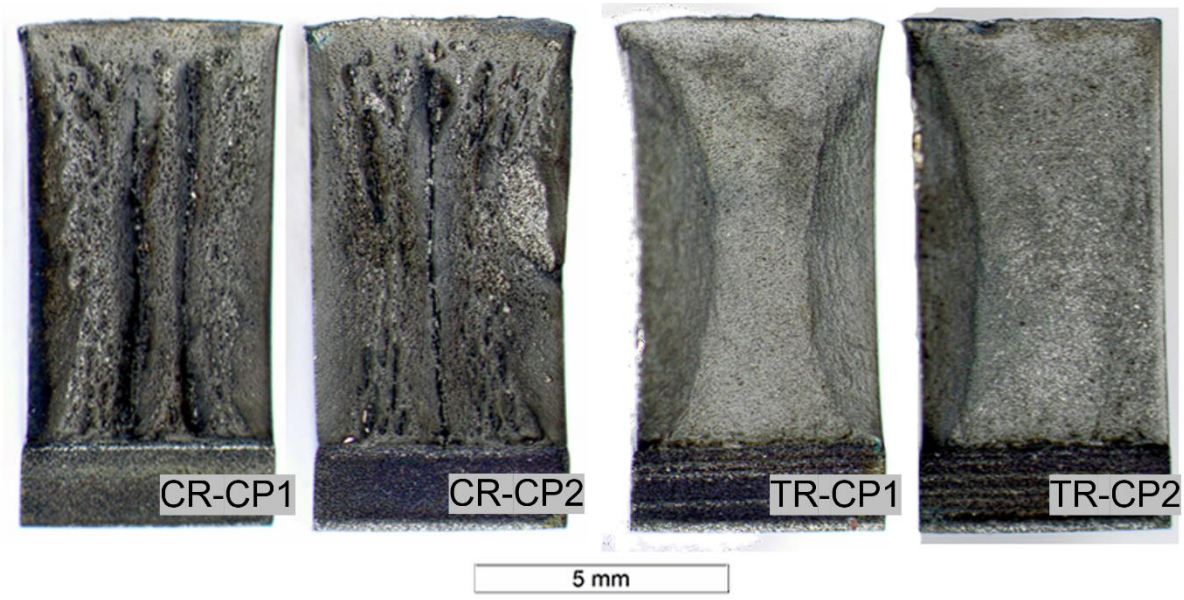
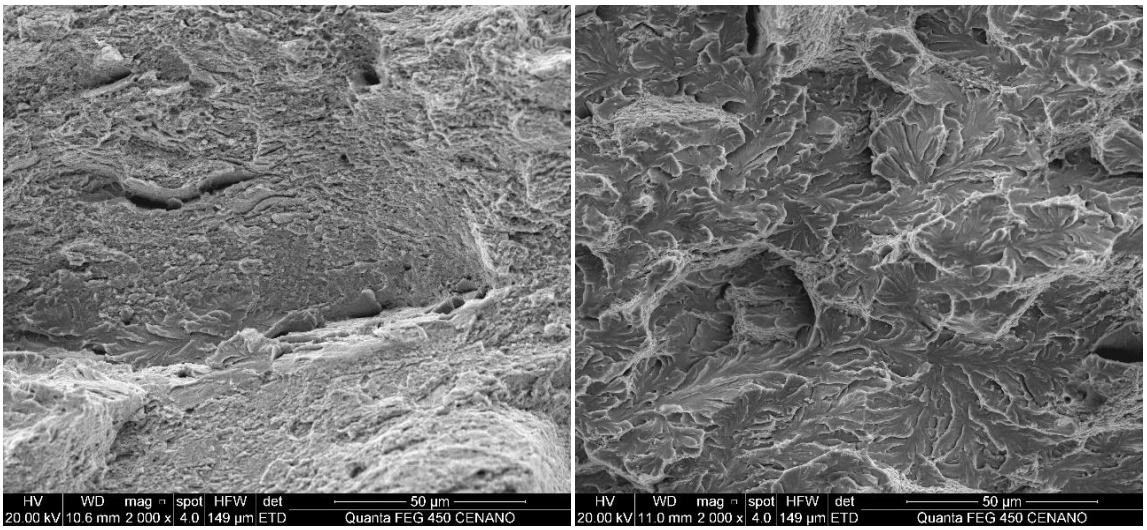
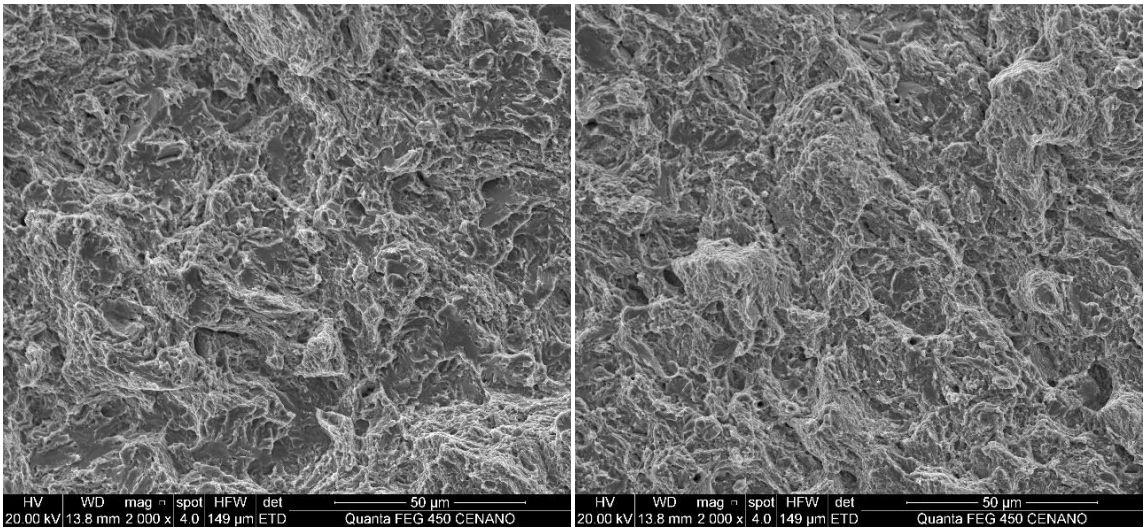


Figura 28: Superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy ensaiados



(a) (b)

Figura 29: Fractografia (micro) do material como recebido (CR): (a) região mista (clivagem e micro vazios) na borda do corpo de prova; (b) região de clivagem no centro do corpo de prova.



(a) (b)

Figura 30: Fractografia (micro) do material temperado e revenido a 450ºC: (a) região mista (clivagem e micro vazios) na borda do corpo de prova; (b) região com micros vazios no centro do corpo de prova.

4.5 **Dureza**

Os testes de Dureza Vickers HV10 realizados de acordo com a metodologia apresentada em 3.4.2 indicaram valores de dureza obtidos no plano da face dos arames similares em ambas as condições (CR e TR), conforme demonstrado na Tabela 4.

Tabela 4: Valores médios obtido no ensaio de Dureza HV10:

	Dureza	**Desvio Padrão**
Conforme Recebido - CR	383	**± 6**
Tratado Termicamente - TR	381	**±6**

Medidas de dureza também foram realizadas na seção transversal dos arames para serem obtidos mapas de durezas, conforme ilustrado nas Figuras 31 e 32. Os gradientes de dureza podem acontecer no material deformado, mas isso não foi observado no arame CR, onde os valores variaram entre 372 HV e 394 HV. Esta pequena variação pode ser também um resultado de um possível tratamento térmico final de alívio de tensões, que se imagina ter sido realizado nos arames CR.

O material TR, por sua vez, também apresentou pequenos gradientes de dureza na seção transversal. A dureza variou na mesma faixa de 372 a 394 HV encontrada para o material CR.

Ou seja, para uma condição de resistência ao escoamento e resistência a tração bem semelhante, o método de fabricação apresentado para a condição conforme recebido manteve uma média de valores de dureza praticamente igual aos do tratado termicamente.

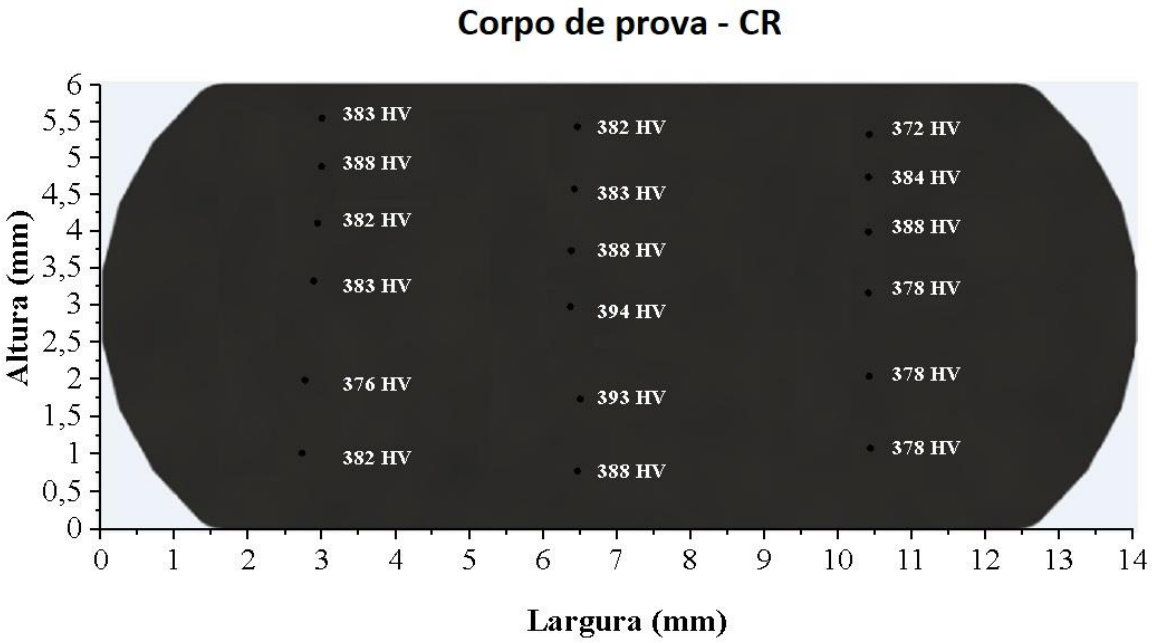


Figura 31: Localização das medições de dureza – CR

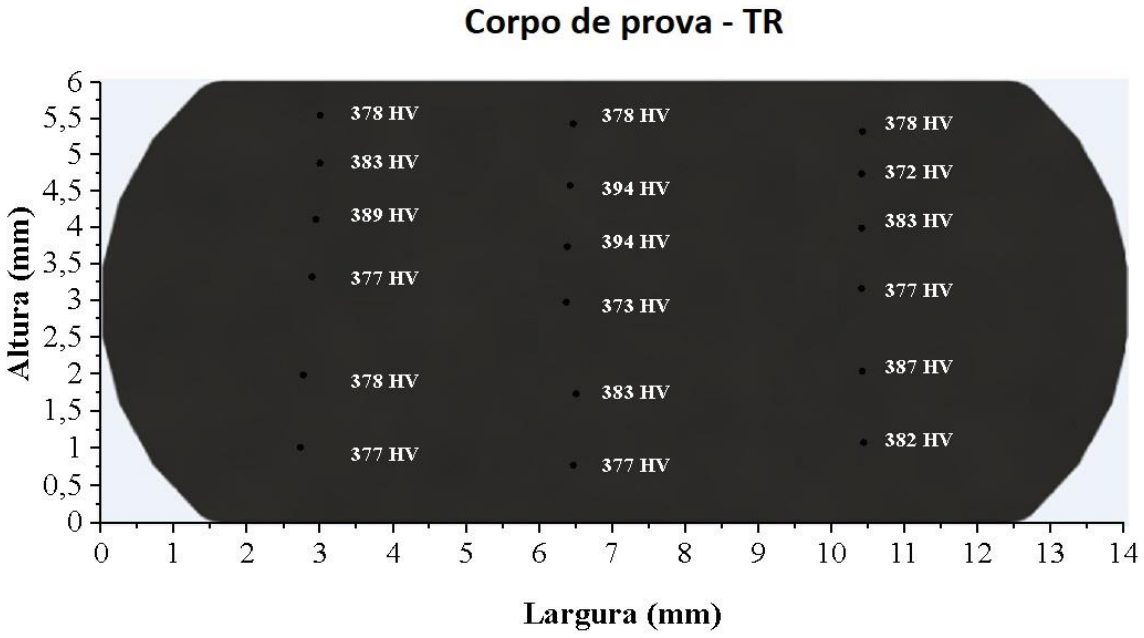


Figura 32: Localização das medições de dureza - TR

4.6 **Ensaios de Fadiga, Curva S-N por Flexão em 4 Pontos**

4.6.1 **Ensaios do material Conforme Recebido (CR)**

Os testes de fadiga foram realizados com R = 0,1, para diferentes níveis de tensão alternada σ_a. O número de ciclos até a falha foi registrado para cada corpo de prova fraturado, as amostras que não apresentaram falha até os 10^6 ciclos foram classificadas como "$>10^3$" e o ensaio interrompido. A Tabela 5 apresenta os dados obtidos para os corpos de prova CR.

Tabela 5: Tensões flutuantes nominais para os diversos níveis de carregamento e o total de ciclos até a falha (N) para cada um dos 3 CP's ensaiados por nível de tensão como recebido

Tensões Flutuantes [MPa]					N Ciclos até a falha (x 10^3 ciclos)		
σ_R	$\sigma_{máx}$	$\sigma_{mín}$	σ_m	σ_a	**CP1**	**CP2**	**CP3**
600	**667**	**67**	**367**	**300**	**$>10^3$**	**$>10^3$**	**$>10^3$**
700	**778**	**78**	**428**	**350**	**$>10^3$**	**$>10^3$**	**$>10^3$**
750	**833**	**83**	**458**	**375**	**222**	**$>10^3$**	**$>10^3$**
800	**889**	**89**	**489**	**400**	**235**	**260**	**270**
850	**944**	**94**	**519**	**425**	**155**	**233**	**276**
900	**1000**	**100**	**550**	**450**	**144**	**194**	**222**
950	**1056**	**106**	**581**	**475**	**127**	**142**	**144**
1000	**1111**	**111**	**611**	**500**	**95**	**110**	**160**

A partir dos valores apresentados foi elaborada a equação da curva S-N conforme metodologia descrita em **3.5.5.1**. A Figura 33 mostra os pontos experimentais e a curva S-N. Observa-se valores elevados para vida a fadiga do material mesmo em níveis de σ_a elevados, $>10^5$ ciclos e $>10^6$ em todos os testes com σ_a de até 350MPa, o que indica que este deve estar próximo ao limite de fadiga do material. Um estudo adicional por método apropriado ("*Staircase*") deve ser feito para se obter com precisão e segurança o limite de fadiga do material. Entretanto, com os resultados deste trabalho, pode-se afirmar, de forma conservativa, que o limite de fadiga para o material CR é de aproximadamente 350MPa, valor este correspondente para R=0,1. A Equação (11), que foi desenvolvida a partir do critério de Goodman (Dieter & Bacon, 1988), estabelece uma relação para conversão do limite de fadiga para valores de R diversos (S_e^*) e o limite de fadiga R=-1 ($\sigma_{médio}$=0).

$$S_e = \frac{\left(\frac{S_e^*}{\sigma_{UTS}}\right) \cdot \left(\frac{(1-R)}{(1+R)}\right) \cdot \sigma_{UTS}}{\left(\frac{(1-R)}{(1+R)}\right) - \frac{S_e^*}{\sigma_{UTS}}} \qquad 11$$

Sendo σ_{UTS} a resistência última a tração do material e S_e o limite de fadiga para R=-1.

Utilizando a equação (9), com o S_e^*=350 MPa e o limite de resistência do arame na condição CR (σ_{uts} = 1223 MPa) obtém-se um limite de fadiga S_e = 538 MPa, correspondente a R=-1. O valor de S_e encontrado é igual a 0,44 σ_{uts}. O limite de fadiga é uma propriedade importante para o projeto de componentes sujeitos a esforços cíclicos, procurando-se sempre projetar esforços ou selecionar materiais de modo a se estar operando abaixo deste limite.

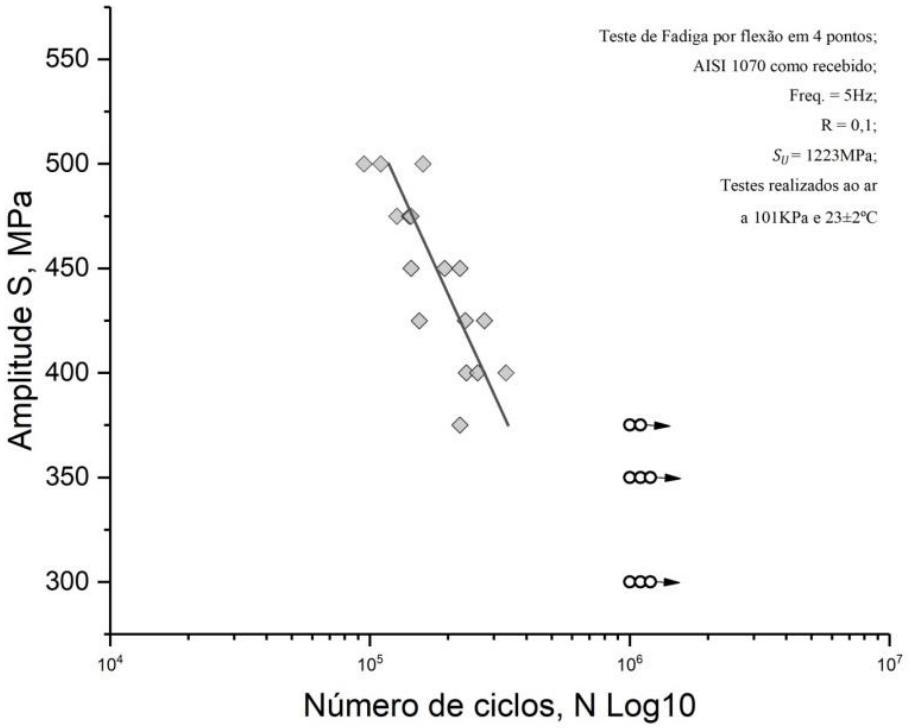
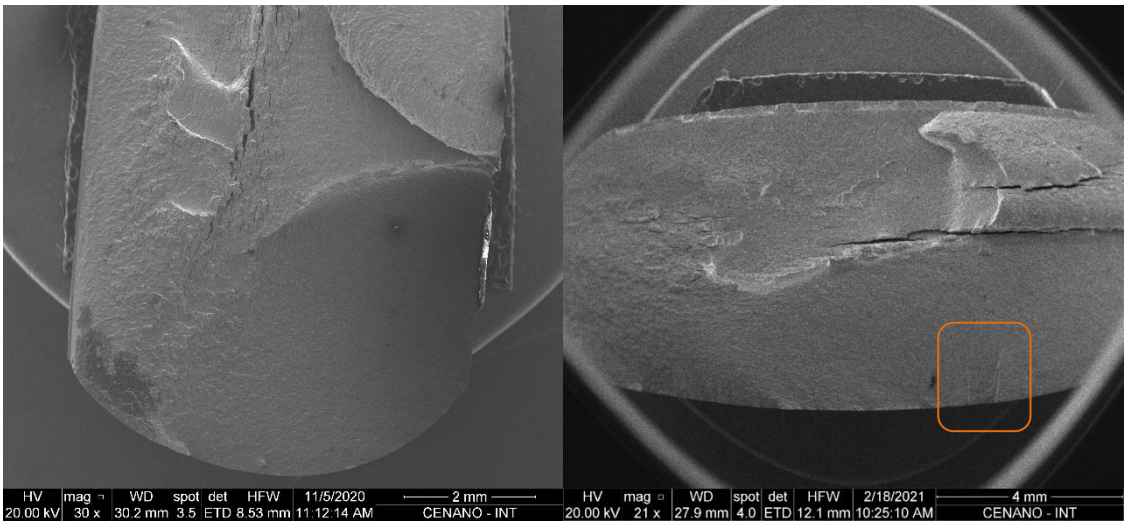
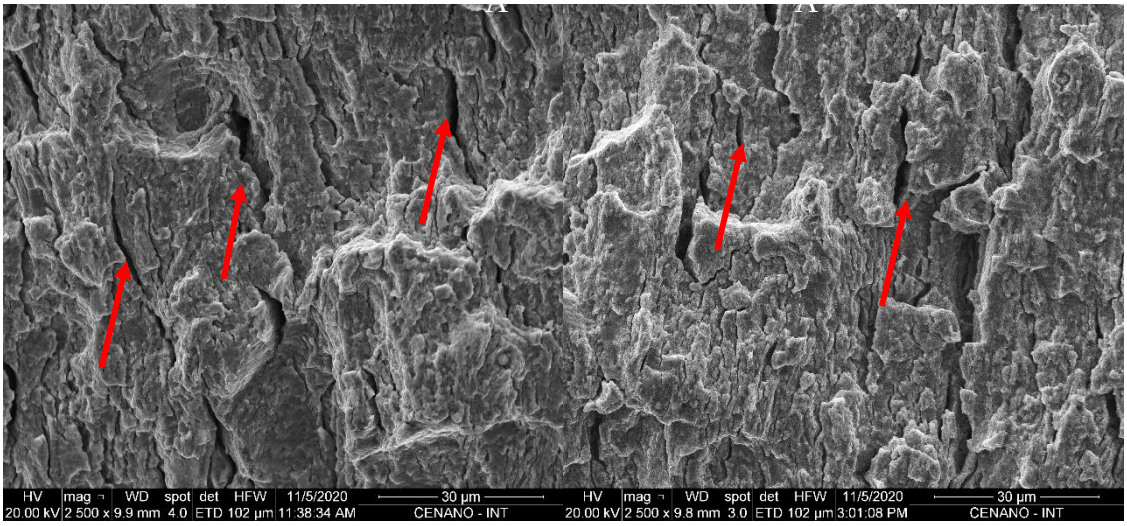


Figura 33: Curva S-N obtida para os ensaios realizados ao Ar na amostra de aço AISI 1070 na condição de conforme recebido.

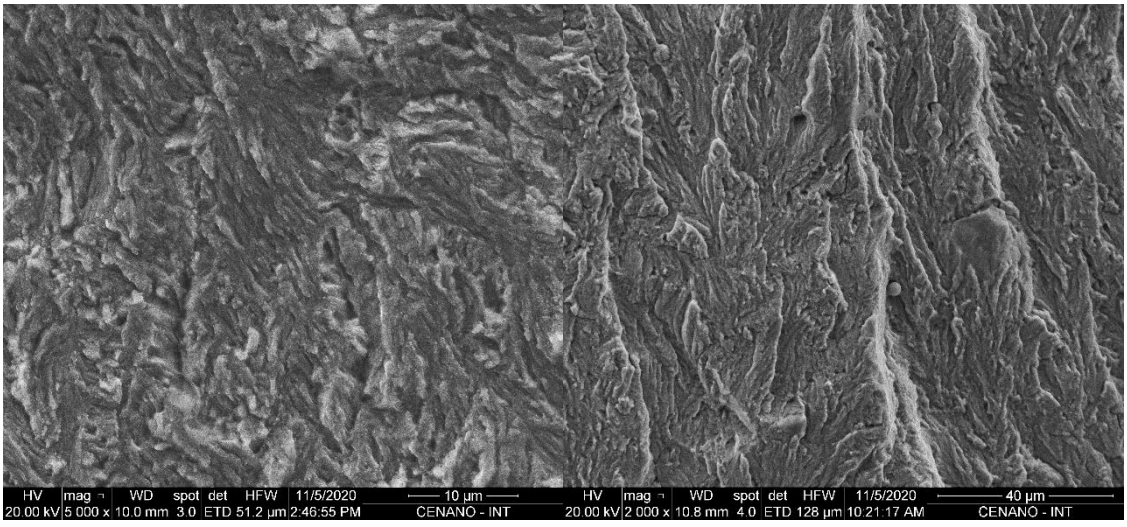
As superfícies de fratura de amostras rompidas nos testes de fadiga foram avaliadas por MEV, e apresentadas nas Figuras 34(a-f). Marcas de catraca e pontos de iniciação de trincas são visíveis em imagens de baixo aumento nas amostras ensaiadas com amplitudes 450MPa (Fig.34(a)) e 500MPa (Fig.34(b)).



(a) (b)



(b) (c)



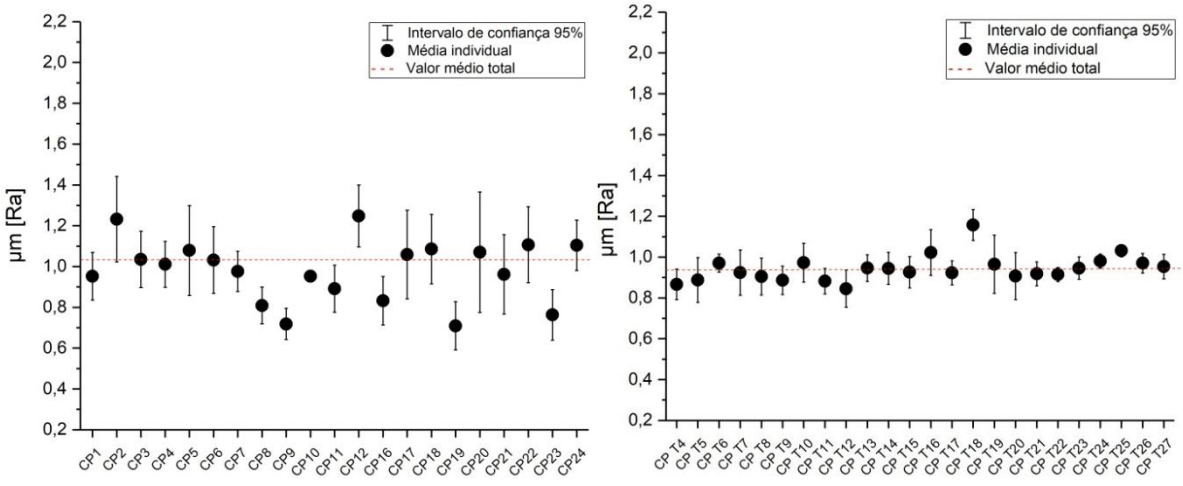
(e) (f)

Figura 34: Imagens das superfícies de fratura por fadiga: (a-b) σ_a=450 e 500MPa, respectivamente, visão macro de trincas e marcas de catraca, com pontos de iniciação de trincas; (c-d) σ_a=450 e 400MPa, respectivamente, mostrando micro trincas e rasgamentos; (e-f) σ_a=450 e 500MPa, mostrando estrias de fadiga.

Em maior aumento observam-se nas superfícies de fratura pequenas trincas e rasgamentos (Figs. 34(c-d)) em amostras ensaiadas com tensões 400 e 450 MPa. As estrias de fadiga foram observadas em poucas regiões das superfícies de fratura, ainda assim pouco definidas, tal como nas Figuras 34(e-f). Segundo Dieter e Bacon (Dieter & Bacon, 1988) e Das (Das, 1996), estrias são mais dificilmente observadas em aços de mais alta resistência mecânica porque são de tamanho tão pequeno que nem no MEV conseguem ser resolvidas.

4.6.2 **Ensaios do Material Temperado e Revenido (TR)**

Uma preocupação dos testes de fadiga é o acabamento superficial dos corpos de prova, pois a condição da superfície dos corpos de prova influi nos resultados. Um pior acabamento superficial facilita a iniciação de trincas de fadiga e, assim, diminui o número de ciclos para a fratura. A condição superficial é avaliada pelos parâmetros de rugosidade, tal como o Ra. O parâmetro R_a de cada uma das amostras a serem ensaiadas em fadiga foi medido antes do ensaio, e os resultados são apresentados nas Figuras 35(a-b). As amostras CR foram ensaiadas mantendo-se a condição de recebimento do material, ou seja, sem qualquer preparação por lixamento ou polimento, e a rugosidade foi R_a = 1,01 ± 0,19 μm. O material temperado e revenido foi lixado e acabado com lixas de granulometria Mesh400, objetivando-se chegar ao mesmo valor de R_a dos corpos de prova CR. Entretanto, os resultados da Fig. 35(b) mostram que a rugosidade dos CP's TR foi R_a = 0,94μm, ou seja, ligeiramente inferior às dos CP's CR.



(a) (b)

Figura 35: Rugosidades (R_a) dos corpos de prova para ensaio de fadiga: (a) CR; (b) TR.

Os testes com o material TR também foram realizados com R = 0,1, para diferentes níveis de tensão alternadaσ_a. O número de ciclos até a falha foi registrado para cada corpo de prova fraturado, as amostras que não apresentaram falha até os 10^6 ciclos foram classificadas como "$>10^3$" e o ensaio interrompido, conforme mostrado na Tabela 6.

Tabela 6: Tensões flutuantes nominais para os diversos níveis de carregamento e o total de ciclos até a falha (N) para cada um dos 3 CP's tratados termicamente ensaiados por nível de tensão.

Tensões Flutuantes [Mpa]					**N Ciclos até a falha (x 10^3 ciclos)**		
σ_R	$\sigma_{máx}$	$\sigma_{mín}$	σ_m	σ_a	CP1	CP2	CP3
600	667	67	367	300	$>10^3$	$>10^3$	$>10^3$
650	722	72	397	325	80	105	$>10^3$
700	778	78	428	350	$>10^3$	$>10^3$	$>10^3$
750	833	83	458	375	928	$>10^3$	$>10^3$
800	889	89	489	400	97	$>10^3$	$>10^3$
900	1000	100	550	450	50	58	73
950	1111	111	611	500	87	42	60
1000	1111	111	611	500	90	67	$>10^3$
1100	1222	122	672	550	36	30	28

A partir dos valores apresentados na Tabela 6 foi elaborada a equação da curva S-N conforme metodologia descrita em **3.5.5.1**. e observado no gráfico da Figura 36, onde se observa falhas "prematuras" para σ_a maiores ou iguais a 400 MPa.

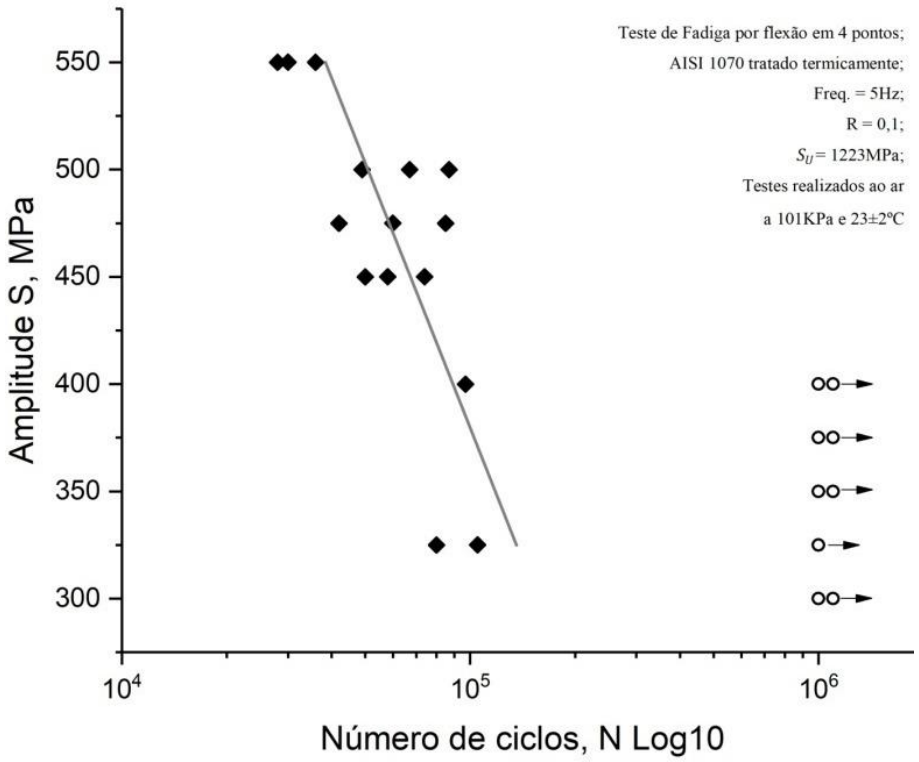


Figura 36:Curva S-N obtida para os ensaios do aço AISI 1070 na condição TR (temperado e revenido).

Nos ensaios com σ_a> 400 MPa todos os corpos de prova testados romperam durante o teste, enquanto que na região entre 325MPa e 375MPa foram observados corpos de prova que não falharam em 10^6 ciclos e outros que romperam, sendo que em 300MPa nenhum corpo de prova testado apresentou falha. Pode-se dizer, de forma conservativa, que o limite de fadiga do material TR é de 300 MPa, para R=0,1. Utilizando a equação (9), com Se*=300MPa (limite de fadiga para R=0,1) e σ_{UTS} = 1210 MPa (valor médio dos limites de resistência dos CP's 3 e 4) chega-se ao valor de S_e = 430 MPa, que corresponde a 35% do limite de resistência.

As superfícies de fratura do material TR apresentaram características semelhantes às do material CR, ou seja, pequenas trincas e rasgamentos (Figuras 37(a-b)). As clássicas estrias de fadiga foram observadas em poucas regiões, em imagens com grande aumento (Figuras 37(c-d)).

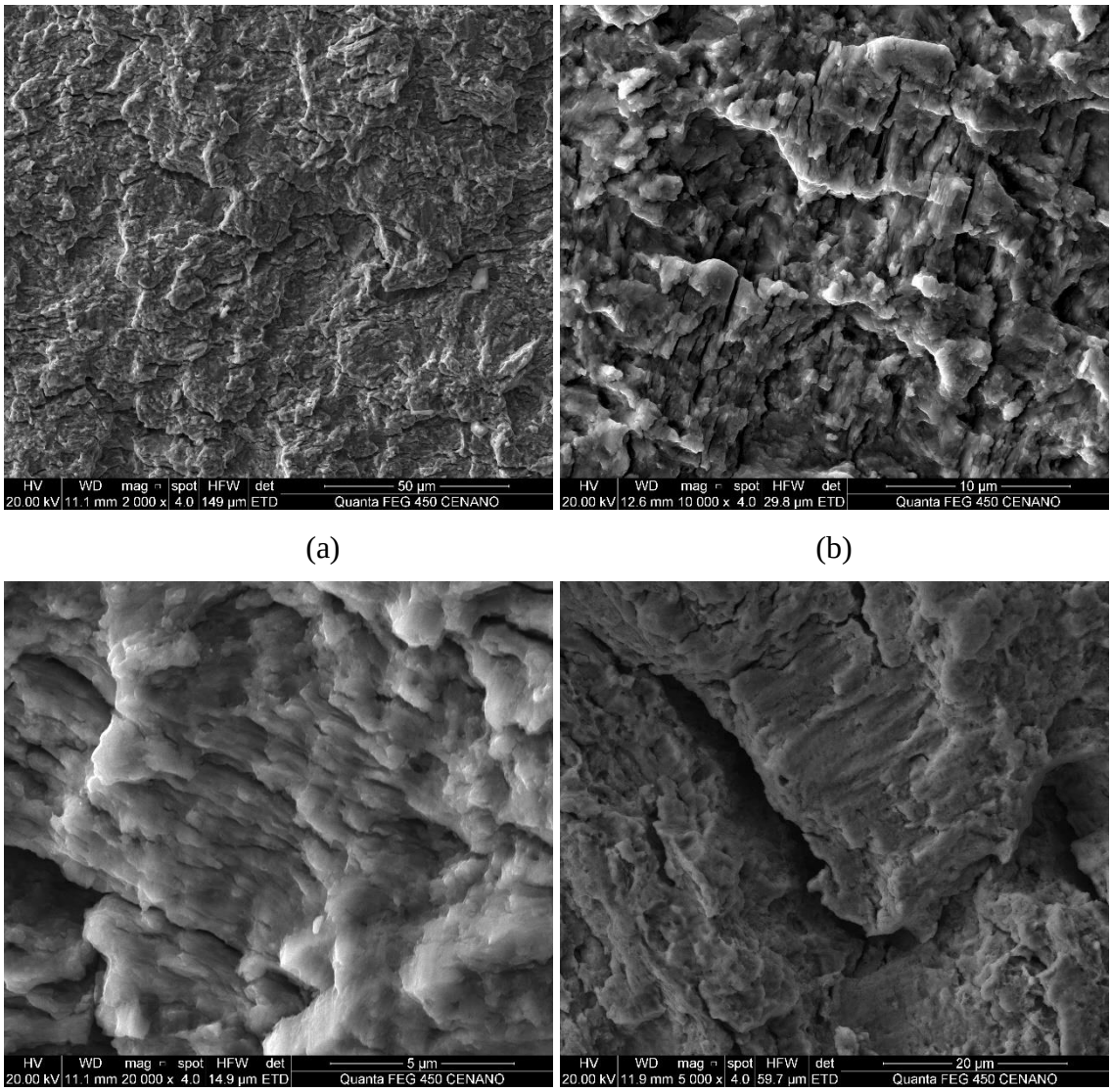


Figura 37: Imagens da superfície de fratura dos ensaios de fadiga: (a, c-d) σ_a = 325 MPa; (b) estrias de fadiga no material testada com σ_a = 475 MPa.

4.6.3 **Comparações**

A primeira comparação que pode ser feita encontra-se na Figura 38, onde as curvas S-N do aço estudado nas condições CR e TR são colocadas no mesmo gráfico. O material temperado e revenido apresenta uma vida em fadiga menor do que o aço deformado a frio, com os pontos deslocados para a esquerda no gráfico. Note-se que esta diferença acontece mesmo tendo os corpos de prova do aço temperado e revenido uma rugosidade menor. Por outro lado,

o limite de fadiga estimado do aço temperado e revenido (604 MPa) é maior do que o limite de fadiga do arame trabalhado a frio (574MPa).

Os resultados obtidos neste trabalho podem ser comparados aos de Moreira & Borges (2022), que estudaram um arame de aço SAE 1080. Os limites de escoamento do material estudado por Moreira e Borges foram 1280 MPa e 1475 MPa, respectivamente. A curva obtida por estes autores para arames sem defeitos é apresentada na Figura 38. Moreira e Borges também avaliaram arames com defeitos usinados, introduzidos para simular pites de corrosão, e, conforme esperado, observaram a diminuição da vida em fadiga na curva S-N com a introdução dos defeitos.

Os ensaios de Moreira e Borges foram feitos também com R=0,1 com dispositivo para ensaio 4 pontos, similar ao que foi realizado neste trabalho. Para comparação, na Figura 39, alguns pontos obtidos nos ensaios com corpos de prova CR e TR deste trabalho foram introduzidos. Observa-se que os arames de aço SAE 1070 CR neste trabalho apresentaram uma vida em fadiga maior, mas os arames TR apresentaram uma vida menor. Além disso, os limites de fadiga para CR (350 MPa) e TR (300 MPa) foram superiores aos de Moreira e Borges (estimado em σ_a =300 MPa (σ_R = 600 MPa)).

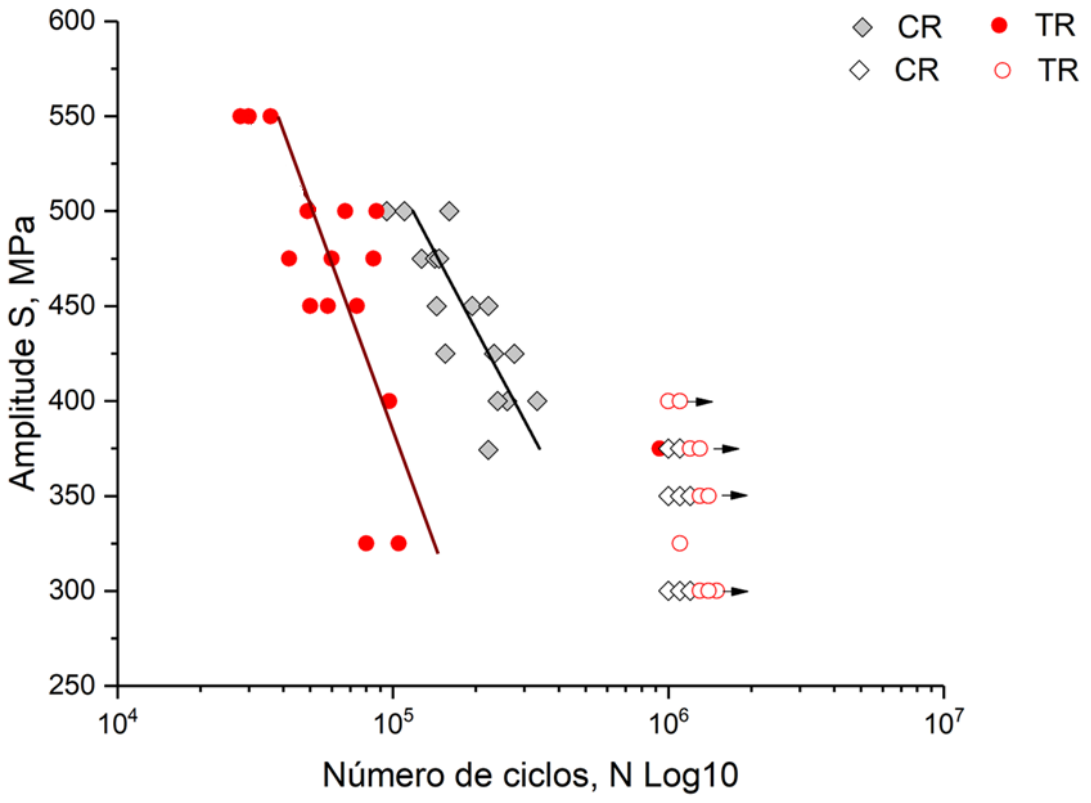


Figura 38: Comparação de resultados da Curva S-N.

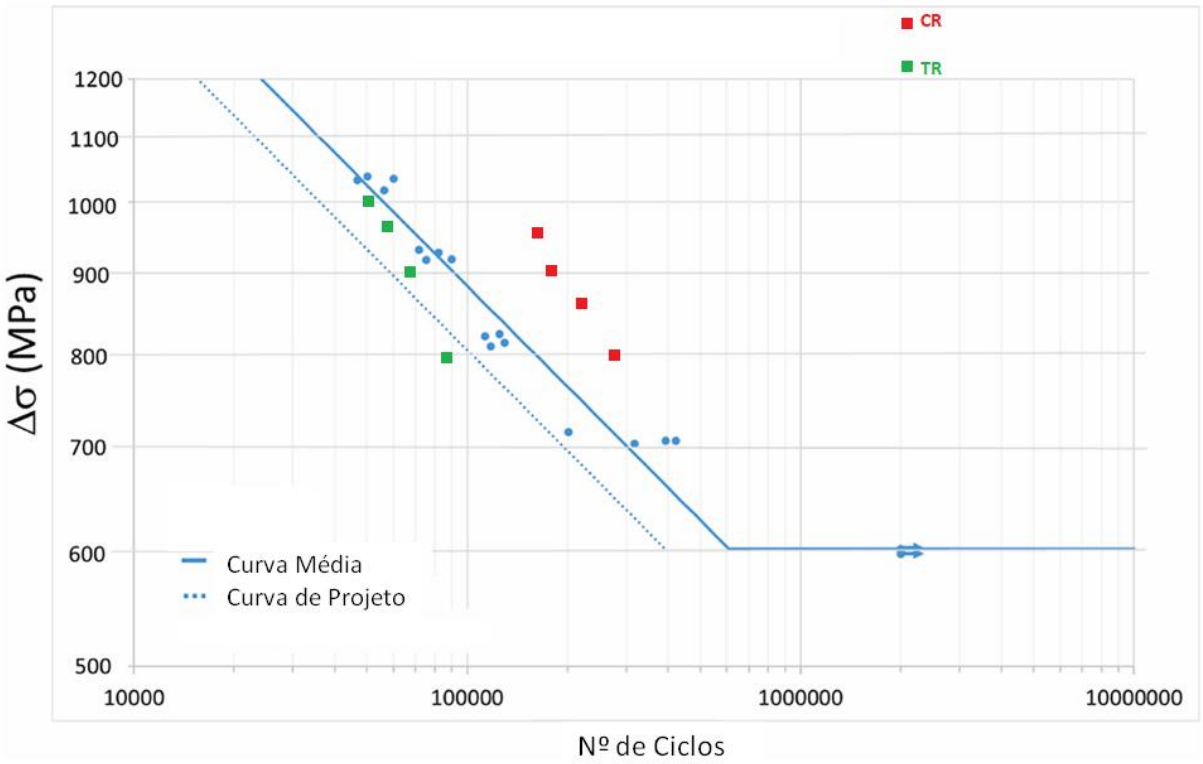


Figura 39: Comparação dos resultados obtidos na curva S-N obtida com os de Moreira e Borges.

5 Conclusão

A microestrutura e as propriedades mecânicas do aço SAE 1070 trabalhado a frio (chamado de CR- Como Recebido) e do aço temperado em óleo a 820ºC e revenido a 450ºC (chamado de TR) foram comparados. A temperatura de revenido foi escolhida para se obter valores de resistência mecânica semelhantes ao do material CR.

Apesar dos detalhes quanto à fabricação não terem sido fornecidos pelo fabricante, o fluxo de produção do aço CR inclui laminação a quente, patenteamento, trabalho a frio por laminação e trefilação e, finalmente, alívio de tensões, o que garantiu uma microestrutura de carbetos finos (Fe_3C) e ferrita. A microestrutura resultante no material CR é composta por perlita fina deformada e bainita superior. Em muitas regiões, o trabalho a frio provocou a fragmentação e esferoidização dos carbonetos (Fe_3C) em partículas muito finas.

O material TR possui microestrutura de martensita revenida, que corresponde a carbetos finos em matriz ferrítica. Entretanto, os carbetos apresentados não são tão finos quanto os do material CR. A distribuição de durezas na seção transversal do arame foi bastante homogênea, característica que também foi observada no material CR.

As curvas de escoamento (tensão verdadeira x deformação verdadeira) dos dois materiais foram modeladas pelas equações de Hollomon, Ludwik e Voce. A equação de Hollomon é mais simples, porém apresentou resultados satisfatórios e melhores do que o modelo de Ludwik para o material CR. Para este material, o ajuste de Voce, que possui mais parâmetros, apresentou os melhores resultados, com coeficiente de correlação $R^2 = 0,989$. Para o material TR, o ajuste de Ludwik foi superior aos outros dois, com coeficiente de correlação $R^2 = 0,990$.

A tenacidade do material TR foi significativamente melhor do que o arame como recebido (CR). A microestrutura de martensita revenida, dependendo da temperatura de revenido, pode alcançar elevados valores desta propriedade, devido a combinação de carbetos redondos em matriz ferrítica parcialmente recristalizada. Por outro lado, o encruamento provoca aumento de resistência com decréscimo de tenacidade, o que pode explicar os valores mais baixos desta propriedade no material CR.

Quanto à resistência à fadiga, a comparação das curvas S-N mostra que o material TR apresentou menor vida em fadiga e menor limite de fadiga nos ensaios com flexão 4 pontos e R=0,1. Os limites de fadiga para R=-1 foram estimados por uma equação de conversão baseada

no critério de Goodman, sendo 540 MPa para o CR e 430 MPa para o TR. O que indica que para um aço quase eutetóide com microestrutura de perlita fina e bainita superior apresenta um comportamento a fadiga melhor que o mesmo material com microestrutura de martensita revenida, considerando uma condição em que ambos apresentem resistências ao escoamento e a tração semelhantes.

6 Trabalhos futuros

Neste trabalho foram avaliadas duas microestruturas para um mesmo aço quase eutetóide, onde foram observadas vantagens e desvantagens para cada uma. Sendo o aço de microestrutura com martensita revenida com melhor comportamento quanto a tenacidade ao impacto, entretanto para fadiga o comportamento foi melhor para o aço com microestrutura de perlita fina e bainita superior. Como próximos passos têm-se a análise em fadiga do material associada a efeitos do meio corrosivo, onde poderemos verificar a influência da corrosão sob tensão na performance de ambos os materiais a fadiga.

Diversas são as possibilidades de microestruturas a serem obtidas para o mesmo material a depender do tratamento termomecânico que for utilizado, como consequência formar outras microestruturas e avaliar a possibilidade de encontrar tratamentos que proporcionem um aumento na vida útil das estruturas metálicas submetidas a carregamentos cíclicos.

Os resultados de testes de fadiga devem ser analisados considerando múltiplos corpos de prova para se obter uma boa confiabilidade dos resultados e poder realizar tratamentos estatísticos dos dados. Aumentar o número de ensaios e elevar o total de ciclos permitirá ampliar a confiabilidade dos resultados.

Obter o limite de fadiga através de métodos de ensaio que consideram a aleatoriedade do fenômeno, como o método Staircase. O qual não foi realizado por exigir um número elevado de corpos de prova adicionais ao realizados para levantar a curva Wöller.

7 Trabalhos publicados

A produção cientifica desenvolvida neste trabalho é apresentada a seguir:

Título: Microstructure, Mechanical Properties, and Fatigue Resistance of High-Carbon Steel for Tensile Wires Used in Flexible Pipes for Offshore Oil and Gas Transportation

T. M. dos Santos, Fernanda C. S. C. dos Santos, S. S. M. Tavares, R. V. Landim, and J. A. C. Velasco

Revista: Journal of Testing and Evaluation - DOI: 10.1520/JTE20220152
Congresso: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais– CBCiMat 2022

Bibliografia

Almen, J. O., & Black, P. H. (1963). *Residual Stresses and Fatigue in Metals.* New York: McGraw-Hill Inc.

American Petroleum Institute. (2002). API Recommended Practice for Flexible Pipe 17B. API.

Bai, Y., & Bai, Q. (2005). *Subsea Pipelines and Risers.* Elsevier Science.

Baptista, I. P., Pimenta, A. R., Heringer, M. d., Perez, G., & Tavares, S. S. (2022). Microstructure, mechanical proprieties, and corrosion resistence of supermartensitic steel UNS S41426: comparison between forged and hot-rolled seamless pipe. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2643-2653.

Bo Jiang, M. W. (2017). Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: Effect of heat treatment parameters. *Materials Science and Engineering A 707*, 306-314.

Borchers, C., & Kirchheim, R. (2016). Cold-drawn pearlitic steel wires. *Progress in Materials Science 82* , 405-444.

Boyer, E. H. (1986). *Atlas of Fatigue Curves.* ASM International17.

Brito, Y. C., Ramos, B. W., Junior, S. V., Namur, R. S., & Cintho, O. M. (2020). Equal Channel Angular Pressing and Characterization of a Patented Eutectoid Fe-C Steel. *Materials Science Forum vol. 1012*, 360-365.

Broek, D. (1988). *The Practical Use of Fracture Mechanics.* Netherlands: Springer.

Callister, W. D., & Rethwisch, D. G. (2012). *Ciência e Engenharia de Materiais - Um Introdução.* LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda.

Castro, J. T., & Meggiolaro, M. A. (2009). *Fadiga.* CreateSpace.

Cetlin, P. R., & Pereira da Silva, P. S. (1978). *Analise de Fraturas.* Édile.

Clara. Escrivà-Cerdán, S. W. (2016). Effect of tempering heat treatment on the CO2 corrosion resistance of quench-hardened Cr-Mo low-alloy steels for oil and gas applications. *Corrosion Science 154*, 36-48.

Das, A. K. (1996). *Metallurgy of Failure Analysis.* New York: McGraw-Hill.

Dieter, G. E. (2014). *Metalurgia mecânica.* Rio de Janeiro: Guanabara Dois.

Dieter, G. E., & Bacon, D. (1988). *Mechanical Metallurgy.* London: McGraw-Hill.

FREIRE, J. L. (2009). *Engenharia de Dutos.* Rio de Janeiro: ABCM - Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas.

H. Khanchandani, M. B. (2018). Heavy deformation of near eutectoid patented steel. *J. of Materials and Engineering and Performance*, pp. 261-270. doi:DOI: 10.1007/s11665-017-3081-0

H. Rastegari, A. A. (2015). Effect of initial microstructure on the work hardening behavior of plain eutectoid steel. *Mat. Sci. Eng*, pp. 103–109. doi: DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.040

Heena, K., & Banerjee, M. K. (2018). Heavy Deformation of Patented Near-Eutectoid Steel. *Journal of Material Engineering and Performance v.27*, 261-270.

Hollomon, J. (1945). Tensile Deformation. *Trans. AIME*, pp. 268-290.

Kraft SM, G. A. (2011). Characterization of the tensile behavior of a metallic fiber woven structure. *Materials Research*, 81:1249-72.

Krauss, G. (2005). *STEELS; Processing, Structure, and Performance.* Ohio: ASM International.

Ludwik, P. (1909). *Elemente der Technologishen Mechanic.* Ver Julius Springer 32.

M. Kalman, T. B. (3-6 de Maio de 1999). Composite Armored Flexible Riser System for Oil Export Service . p. 11.

M. Luo, M. L. (2019). Effect of tempering temperature at high temperature zone on sulfide stress cracking behavior for casing steel. *Engineering Failure Analysis 105*, 227-236.

Marin, J. (1962). *Mechanical Behavior of Engeneering Materials.* Englewood Cliffs: Prentice-Hall.

Mischke, C. R. (1987). Prediction of Stochastic Endurance Strength. *Journal of Vibration Acoustics Stress and Reliability in Design*, 113-122.

Moreira, M. J., & Borges, M. F. (2022). Assesment of electrochemical machining induced pitting geometry on fatigue performance of flexible pipes tensile armor wires. *15*(100584).

Norton, R. L. (2013). *Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada.* Porto Alegre: Bookman.

Padilha, J. A. (Junho de 2009). ANÁLISE ESTRUTURAL DE RISER FLEXÍVEL COM ARMADURAS DE. Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

S.M. Kraft, A. P. (2011). Characterization of the tensile behavior of a metallic fiber woven structure. *Textile Research Journal, 12*, pp. 1249-1272. doi:DOI:10.1177/0040517511398944

Shigley, J. E., Mischke, C. R., & Budynas, R. G. (2016). *Projeto de Engenharia.* São Paulo: AMGH.

Silva, A. L., & Mei, P. R. (1988). *Aços e ligas especiais.* Sumaré: Blucher.

Soares, P. (2010). *Aços Características e tratamentos.* Publindústria.

Tavares, S. S., Ferreira, A. H., Strohaecker, T. R., Silva, M. B., & Macêdo, M. C. (2017). Influence of Heat Treatments on the Impact Toughness of a Ti-stabilized 12%Cr Supermartensitic Stainless Steel. *MATERIALS RESEARCH v.20*, 469-473.

Tavares, S. S., Pardal, J. M., de Souza, G. C., de Oliveira, C. A., & de Abreu, H. F. (2014). Influence of tempering on microstructure and mechanical properties of Ti alloyed 13%Cr supermartensitic stainless steel. *Materials Science and Technology, v. 30*, 1470-1476.

Tavares, S. S., Rodrigues, C. R., de Oliveira, C. A., Woyames, C. B., & Dille, J. (2018). Influence of Heat Treatments on Microstructure and Toughness of 9%Ni Steel. *JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE v.27*, 1530-1536.

Wallauer, F. A. (2015). MATERIAIS PARA APLICAÇÃO EM ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO DE DUTOS FLEXÍVEIS – COMPORTAMENTO FRENTE A ENTALHES. *Dissertação de Mestrado*. Porto Alegre, RS, Brasil: UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL.

Y.C. Brito, B. W. (2020). Equal Channel Angular Pressing and Characterization of a Patented Eutectoid Fe-C Steel. *Materials Sience Forum*, pp. 360-365. doi:DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1012.360

Y.G. Ko, S. N.-L. (2010). Spheroidization of medium carbon steel fabricated by continuous shear drawing. *J. Mater Sci.*, pp. 4866–4870. doi:DOI: 10.1007/s10853-010-4587-0

Young Gun Ko, S. N.-L. (2010). Spheroidization of medium carbon steel fabricated by continuous shear drawing. *Mater Sci v.45*, 4866-4870.