



Universidade Federal  
do Rio de Janeiro

---

Escola Politécnica

## ENVELHECIMENTO NATURAL PÓS-DEFORMAÇÃO A FRIO DOS AÇOS SAE 1010 E 1012 NA PRODUÇÃO DO VERGALHÃO CA-60 RETO

Wesley Pereira de Miranda

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia de Materiais da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro de Materiais.

Orientadora: Rafaella Martins Ribeiro

Rio de Janeiro

Fevereiro de 2021

ENVELHECIMENTO NATURAL PÓS-DEFORMAÇÃO A FRIO DO  
AÇO SAE 1010 E 1012 NA PRODUÇÃO DO VERGALHÃO CA-60  
RETO

Wesley Pereira de Miranda

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO DE MATERIAIS.

Examinado por:

---

Prof<sup>a</sup>. Rafaella Martins Ribeiro, D. Sc.  
PEMM-COPPE/UFRJ

---

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D. Sc.  
PEMM-COPPE/UFRJ

---

Prof. Matheus Campolina Mendes, D. Sc.  
CEFET-RJ

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

FEVEREIRO de 2021

De Miranda, Wesley Pereira

Envelhecimento natural pós-deformação a frio do aço SAE 1010 e 1012 na produção do vergalhão CA-60 reto / Wesley Pereira de Miranda. – Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica, 2021.

XII, 96 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadora: Rafaella Martins Ribeiro

Projeto de Graduação – UFRJ/Escola Politécnica/Curso de Engenharia de Materiais, 2021.

Referências Bibliográficas: p. 92-96.

1. Envelhecimento 2. Deformação a frio 3. Vergalhão CA-60 reto 4. Atmosferas de Cottrell.

I. Ribeiro, Rafaella Martins, II.

Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia de Materiais. III. Envelhecimento após deformação a frio do aço SAE 1010 e 1012 na produção do vergalhão CA-60 reto

Dedico à minha família.

## **AGRADECIMENTOS**

À Deus por permitir que eu completasse esta fase.

Aos meus pais pelo apoio incondicional em todos os momentos.

Ao Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pelos excelentes professores e funcionários que garantem o funcionamento do departamento.

À minha orientadora Rafaella Martins Ribeiro, pela sensatez, críticas construtivas e tempo dedicado à orientação e correção do trabalho.

Aos membros da banca que aceitaram o convite e dedicaram tempo à leitura do trabalho.

Aos amigos que compartilharam momentos difíceis e de alegria.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/UFRJ como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Engenheiro de Materiais.

## ENVELHECIMENTO NATURAL PÓS-DEFORMAÇÃO A FRIO DO AÇO SAE 1010 E 1012 NA PRODUÇÃO DO VERGALHÃO CA-60 RETO

Wesley Pereira de Miranda

Fevereiro/2021

Orientadora: Rafaella Martins Ribeiro.

Curso: Engenharia de Materiais

Os vergalhões da categoria CA-60 reto são produzidos por conformação a frio a partir do fio-máquina. No processo de conformação há um elevado aumento na densidade de discordâncias presentes na microestrutura que, associado à composição do aço, pode resultar na formação das atmosferas de Cottrell. Os vergalhões são normatizados segundo a ABNT NBR 7480 que especifica, dentre outras propriedades, a razão elástica, no valor mínimo de 1,05. O objetivo do estudo é investigar e quantificar o efeito dos elementos intersticiais no envelhecimento pós-deformação dos aços SAE 1010 e SAE 1012, a partir de composições com alto e baixo teor de elementos intersticiais para cada classe. A variação das propriedades mecânicas em função do tempo de armazenamento em estoque foi avaliada mediante ensaio de tração. Os resultados indicam um aumento do limite de escoamento no período observado, podendo estar relacionado à formação das atmosferas de Cottrell. Os resultados também sugerem uma cinética de envelhecimento superior para o aço da classe SAE 1012. Para a classe SAE 1010, os valores finais de razão elástica ficaram próximos do limite mínimo estabelecido pela norma.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Materials Engineer.

Natural strain ageing of SAE 1010 and SAE 1012 steels under cold drawing to produce CA-60 straight rebars

Advisor: Rafaella Martins Ribeiro

Course: Materials Engineering

The CA-60 straight rebars are produced by cold drawing from wire rods. During cold forming, there is a high increase at the dislocation density presented at the microstructure. The combination between a high density of dislocations and the steel composition, especially the atoms in solid solution, can result at the formation of the Cottrell atmosphere around the dislocation. The rebars are standardized in accordance with ABNT NBR 7480, which specify the elastic ratio. The minimum value required for the elastic ratio by the standard is 1,05. The goal of the study is to investigate and measure the effect of the interstitial elements at the rebars strain ageing under cold drawing for the SAE 1010 and SAE 1012 steels. For this purpose, was defined compositions with high and low levels of interstitial elements for each steel category. The tensile test was the technique used to indentify the changes on the mechanical properties for approximately 35 days. The results show that there is a high increase at the yield strength for both steels categories that can be related to the formation of Cottrell atmospheres. The results also suggests a higher rate to the strain ageing of the SAE 1012 steel. The elastic ratio values of SAE 1010 steel at the end of the accompaniment period was close to the minimum required by the standard.

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1	PANORAMA DA INDÚSTRIA BRASILEIRA.....	2
2.1.1	O Setor da Indústria Siderúrgica.....	3
2.2	APLICAÇÃO DOS AÇOS NA CONSTRUÇÃO CIVIL.....	4
2.2.1	Vergalhões.....	5
2.3	PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO.....	6
2.3.1	Laminação a quente de produtos longos.....	7
2.3.1.1	Material de entrada.....	7
2.3.1.2	Processo.....	8
2.3.2	Trefilação.....	9
2.3.2.1	Trefilação por cassete.....	11
2.4	EFEITO DO ENVELHECIMENTO NA CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO.....	13
2.4.1	Limite de escoamento descontínuo.....	14
2.4.2	Efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas dos aços.....	17
2.5	O ENVELHECIMENTO PÓS-DEFORMAÇÃO.....	21
2.5.1	Discordâncias e campos de tensão.....	21
2.5.1.1	Equações da teoria da elasticidade.....	22
2.5.1.2	Discordância em hélice.....	24
2.5.1.3	Discordância em aresta.....	26
2.5.1.4	Discordância e energia de deformação elástica.....	28
2.5.2	Solução sólida intersticial e distorção do reticulado.....	30
2.5.3	Energia de interação entre átomos de soluto e discordância em aresta....	32
2.5.4	Difusão Atômica.....	34
2.5.4.1	Efeito da Temperatura.....	36
2.5.5	Dependência tempo-temperatura no acúmulo de átomos de soluto na atmosfera da discordância.....	37
2.6	CONTROLE DO ENVELHECIMENTO ESTÁTICO.....	42
2.6.1.1	Alumínio.....	42
2.6.1.2	Nióbio.....	43
2.6.1.3	Boro.....	43
2.6.1.4	Titânio.....	44

2.6.1.5	Vanádio .....	44
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	45
3.1	MATERIAIS.....	45
3.1.1	Composição Química das Bobinas .....	45
3.2	MÉTODOS .....	46
3.2.1	Processamento .....	46
3.2.1.1	Laminação a Quente dos Tarugos .....	46
3.2.1.2	Trefilação do fio-máquina.....	48
3.2.2	Procedimento para retirada das amostras .....	51
3.2.3	Caracterização Microestrutural.....	51
3.2.3.1	Preparação Metalográfica.....	51
3.2.3.2	Observação Microestrutural .....	53
3.2.4	Ensaio de Tração .....	54
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	57
4.1	Temperatura de processamento .....	57
4.2	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	59
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO .....	66
4.3.1	Fio-máquina $\phi$ 7 mm .....	66
4.3.2	Vergalhão CA-60 Reto $\phi$ 5 mm.....	69
4.3.2.1	Aço SAE 1012 BTI .....	69
4.3.2.2	Aço SAE 1012 ATI.....	73
4.3.2.3	Aço SAE 1010 BTI .....	76
4.3.2.4	Aço SAE 1010 ATI.....	80
4.3.3	Ajuste sigmoideal para o limite de escoamento .....	84
4.3.3.1	Aço SAE 1012 BTI/ATI .....	84
4.3.3.2	Aço SAE 1010 BTI/ATI .....	86
4.3.4	Taxa de variação do limite de escoamento .....	88
4.3.4.1	Aço SAE 1012 BTI/ATI .....	88
4.3.4.2	Aço SAE 1010 BTI/ATI .....	89
5	CONCLUSÃO.....	91
6	REFERÊNCIAS .....	92

## **LISTA DE SIGLAS**

PIB – Produto interno bruto

SIUP – Serviços industriais de utilidade pública

Mt – Milhões de toneladas

BTI – Baixo teor de elementos intersticiais

ATI – Alto teor de elementos intersticiais

CCC – Cúbico de corpo centrado

CFC – Cúbico de face centrada

HC – Hexagonal compacto

LE – Limite de escoamento

LR – Limite de resistência

PPM – Partículas por milhão

TG – Tamanho de grão

# 1 INTRODUÇÃO

O aço é amplamente utilizado na construção civil, podendo ser aplicado como corpo estrutural de uma edificação ou como armaduras que complementam o concreto armado [1]. No Brasil, a ABNT NBR 7480 [2] normatiza os vergalhões aplicados em estruturas de concreto armado, o que exige um controle de qualidade rígido na indústria para garantir o atendimento às especificações da norma. Dentre as especificações, a razão elástica é definida como o quociente entre o limite de resistência e o limite de escoamento, devendo ser maior ou igual a 1,050 para os vergalhões CA-60.

Na indústria, existem diversas rotas de processamento para a produção dos vergalhões que, combinadas à composição química, conferem microestruturas e, conseqüentemente, propriedades mecânicas específicas. Essas propriedades mecânicas, no entanto, podem sofrer alterações ao longo do tempo em função de fenômenos metalúrgicos como o envelhecimento, que é termicamente ativado e pode ser classificado como natural ou artificial. O envelhecimento natural ocorre em temperatura ambiente, enquanto o artificial é caracterizado pelo aquecimento deliberado, acelerando o processo de envelhecimento [3].

O objetivo deste estudo é compreender o envelhecimento natural pós-deformação a frio na produção de vergalhões CA-60 reto  $\phi$  5 mm. Eles foram confeccionados por trefilação via cassetete a partir de bobinas de fio-máquina  $\phi$  7 mm laminadas a quente. Neste trabalho foram utilizadas bobinas de fio-máquina dos aços SAE 1010 e 1012. Para cada classe de aço, foram definidas composições com alto e baixo teor de elementos intersticiais (nitrogênio e carbono), para entender como eles influenciam o processo de envelhecimento. A caracterização do fenômeno foi realizada através da aquisição das principais variáveis de processamento, ensaios de tração e análise da microestrutura por imagens de microscopia óptica. Os ensaios de tração foram realizados a cada 4 dias por um período de aproximadamente 30 dias. O objetivo do ensaio foi identificar o efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas do vergalhão CA-60 ao longo do tempo, principalmente no limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e atendimento à razão elástica no término do período analisado.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 PANORAMA DA INDÚSTRIA BRASILEIRA

As indústrias geralmente são classificadas de acordo com o seu foco de atuação. Elas surgiram no século XVIII com a Revolução Industrial na Inglaterra e cresceram muito desde então. Podem ser classificadas basicamente como indústrias de base, intermediárias, bens de consumo e de ponta. A indústria de base é subdividida entre extrativa e de bens de capital. Esta última contemplando as metalúrgicas, siderúrgicas, petroquímicas, navais etc [4].

O Produto Interno Bruto (PIB) é um indicador que representa o fluxo de novos bens e serviços finais produzidos em determinado período. Ele é utilizado para análises de desempenho anual, comparações internacionais e cálculo do PIB *per capita*. Todavia, o PIB não expressa por exemplo a distribuição de renda, qualidade de vida, educação e saúde. Em 2019, o PIB do Brasil foi de R\$ 7,3 trilhões, o que representa um crescimento de 1,1% em relação ao ano anterior [5]. Nesse ano, a representatividade da indústria foi de 20,9% do PIB [6].

Os setores da indústria são classificados segundo o ramo de atividade, como os Serviços Industriais de Utilidade Pública (SIUP), Alimentos, Construção de Edifícios, Extração de Minerais Metálicos, Metalurgia, etc. O SIUP foi responsável por 12,4% do PIB industrial em 2017, sendo o de maior representatividade quando comparado aos demais setores. A Metalurgia, por exemplo, foi responsável por 3,1% desse valor. Em relação à composição de empresas por porte, de um total de 464.024 em 2018, 93,9% eram micro e pequenas empresas, 5% médias e 1,2% de grandes empresas [6].

No âmbito global, de acordo com o *World Economic Forum (WEF)*, a indústria brasileira regrediu no ranking de competitividade e ocupou a 81ª posição em 2017, a pior colocação desde 2008. A evolução da competitividade do país precisa estar associada a um significativo aumento de produtividade. O Mapa Estratégico da Indústria 2018-2022 [7] define onze fatores-chave elevar a competitividade da indústria no Brasil, dentre eles a maior segurança jurídica no ambiente de negócios, estabilidade e previsibilidade no

ambiente macroeconômico, melhor eficiência do Estado, infraestrutura do país, simplificação e melhora na qualidade do sistema de tributação [7].

### **2.1.1 O Setor da Indústria Siderúrgica**

As atividades da indústria siderúrgica estão distribuídas em 11 estados brasileiros, concentrados principalmente na região sudeste, com cerca de 92% da produção. O parque siderúrgico é formado por 32 usinas controladas por 12 grupos empresariais. O saldo comercial do setor atingiu U\$\$ 6,3 bilhões em 2018 [8]. O cenário de crise econômica que assolou o país resultou, a partir de 2013, na queda contínua do consumo aparente até 2016, quando registrou o valor de 18,2 Mt, o que representou uma redução de 1,6% em comparação ao ano de 2006 [9].

O cenário econômico desfavorável, associado ao excesso de capacidade de produção no mercado internacional contribuíram para a perda de competitividade dos produtos brasileiros. Deste excesso de capacidade, mais de 50% se encontra na China. Além disso, o setor enfrenta assimetrias competitivas que resultam na perda de competitividade no mercado global. O custo Brasil é composto por uma série de fatores sistêmicos que são entraves para o desenvolvimento do setor, como cargas tributárias pesadas, burocracia elevada, gargalos de infraestrutura, dentre outros [9].

A produção de aço, desde o início deste século, aumentou de 852 para 1.808 milhões de toneladas. O Brasil, em 2018, ocupou a 9º posição no ranking dos maiores produtores de aço, produzindo 34,9 milhões de toneladas de aço bruto [10], enquanto a capacidade produtiva do país é de 51,5 milhões de toneladas (Mt) ao ano. Para alavancar o resultado das empresas, é imprescindível a retomada da utilização da capacidade produtiva a níveis próximos da média histórica, cerca de 80 a 85%. A produção de aço bruto foi equivalente a 32 Mt para 2019, 9% inferior a 2018. Os produtos laminados representaram 69% do total produzido [8].

O setor siderúrgico, essencial para a vida moderna, enfrenta diversos desafios, dentre eles os requisitos de segurança operacional, preservação do meio ambiente, redução de custos, atendimento às normas e à qualidade do produto, dentre outros. A estimativa de crescimento populacional e conseqüente aumento na demanda sugere a importância de melhorias nos métodos produtivos. Nos próximos 30 anos, o acréscimo populacional deve ser de 2 bilhões de pessoas, o que provavelmente acarretará em maior consumo de aço pela indústria de construção civil e infraestrutura [10]. Porém, a atuação

do Brasil de forma competitiva no mercado internacional e o aumento do consumo aparente depende da implementação das ações definidas pelo mapa estratégico.

## 2.2 APLICAÇÃO DOS AÇOS NA CONSTRUÇÃO CIVIL

Na construção civil os aços podem ser aplicados na forma de estruturas metálicas, pontes, viadutos, fundações e estruturas de concreto armado [11]. Existe ainda aplicações sem fins estruturais como telhas, tapamentos laterais e esquadrias [12]. O concreto armado é a combinação do concreto a uma armadura, geralmente constituída de barras de aço. A principal função do conjunto é resistir às solicitações mecânicas, o que é viável mediante a ação solidária decorrente da aderência entre ambos. Os principais elementos estruturais em edifícios são as lajes, vigas, pilares e fundações. De forma geral, eles atuam em conjunto no sentido de distribuir as cargas e transmitir para o solo [13]. A Figura 1 mostra exemplos de elementos estruturais.

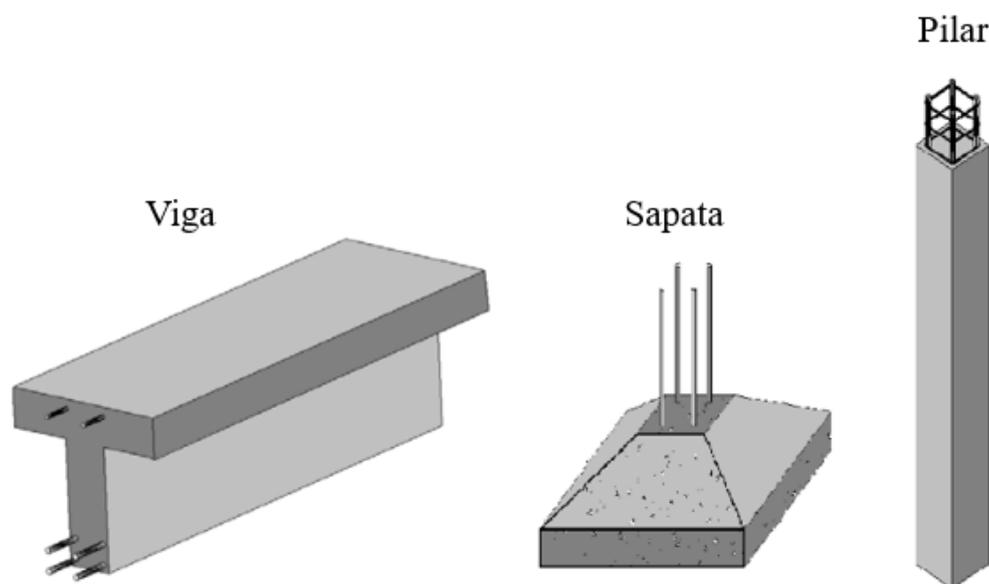


Figura 1: Exemplos de elementos estruturais presentes em construções (Adaptado de [13]).

Os aços estruturais, sujeitos a uma série de carregamentos, exigem um conjunto de propriedades específicas. Os seus principais requisitos são alta tensão de escoamento, elevada tenacidade, homogeneidade microestrutural, boa soldabilidade, susceptibilidade ao corte por chama sem endurecimento e boa trabalhabilidade. Os aços estruturais de média e alta resistência são aqueles que atendem essas exigências, sendo o ASTM A36 o mais utilizado. Atualmente, os aços de alta resistência e baixa liga, são uma opção ao aço

estrutural comum na construção de estruturas maiores e conseqüentemente mais pesadas que exigem maior resistência [14].

### **2.2.1 Vergalhões**

A principal função dos vergalhões na estrutura do concreto armado é conferir resistência aos esforços trativos [15]. Dentre as características que tornam as barras de aço uma boa opção para aplicação em construção civil estão a proximidade do coeficiente de expansão térmica do aço e concreto, ambiente alcalino (em função do concreto) normalmente  $12,5 < \text{pH} < 13,5$ , boas propriedades mecânicas e baixo custo do aço [16].

A ABNT NBR 7480 [2] classifica os vergalhões nas categorias CA-25, CA-50 e CA-60. A classificação indica a resistência ao escoamento do vergalhão, sendo respectivamente de 250, 500 e 600 MPa [2]. O CA-25 e CA-50 são produzidos por laminação a quente, enquanto o CA-60 é produzido por trefilação [11]. O CA-50 deve conter nervuras transversais oblíquas, além de duas nervuras longitudinais, contínuas e diametralmente opostas, que impeçam o giro da barra dentro do concreto. O CA-60 pode ser liso, entalhado ou nervurado, desde que atenda ao coeficiente de conformação superficial mínimo. Os fios com diâmetro nominal de 10 mm devem necessariamente conter entalhe ou nervura. O CA-25 deve conter superfície lisa, sem qualquer tipo de nervura ou entalhe [2].

Os vergalhões da categoria CA-50 são aplicados em estruturas de concreto armado de casas, edifícios, canalizações, pontes, barragens, estradas, armaduras de pré-moldados, etc. Na categoria CA-60 são aplicados em estruturas leves de concreto armado de casas e edifícios, armaduras de pré-moldados, produção de armaduras industrializadas, etc. o CA-25 pode ser usado em estrutura de concreto armado, armaduras de pré-moldados, ganchos de içamento, tirantes, etc. Eles são aplicados ainda como barras de transferência na construção de pisos e pavimentos de concreto armado [17].

A ABNT NBR 7480 [2] define o parâmetro denominado razão elástica. Ele é a razão entre o limite de resistência e limite de escoamento (LR/LE) e deve ser no mínimo 1,05 para o vergalhão CA-60, o que implica obter um limite de resistência no mínimo 5% superior ao escoamento [2]. Na construção, com frequência o aço precisa ser soldado para ser transformado em elementos estruturais [18]. Sendo assim, a soldabilidade quando requerida, deve atender aos requisitos da ABNT NBR 6118 [2].

O carbono é o principal elemento de liga que afeta a soldabilidade dos aços. No entanto, outros elementos da composição química, embora em menor grau, também influenciam esta propriedade. A Equação (2.1) [19] é denominada Carbono Equivalente (CEQ), ela é uma fórmula empírica que estima o efeito dos demais elementos químicos na soldabilidade do aço. Geralmente, baixos valores de CEQ representam ótima soldabilidade ( $0,2 < \text{CEQ} < 0,3$ ), enquanto composições excedendo 0,4 podem resultar em fragilização [19].

$$\text{CEQ} = \%C + \frac{(\%Mn + \%Si)}{6} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} + \frac{(\%Ni + \%Cu)}{5} \quad (2.1)$$

### 2.3 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO

Os processos de conformação são aqueles que visam a transformação geométrica de um corpo metálico para uma forma definida. Eles podem ser divididos em processos mecânicos e metalúrgicos. Nos processos mecânicos, a modificação da forma está relacionada à aplicação de tensões externas, enquanto no metalúrgico, as modificações estão relacionadas à altas temperaturas [20]. Os processos mecânicos são aqueles que empregam deformações plásticas e as tensões aplicadas são inferiores ao limite de resistência à ruptura. Os processos metalúrgicos são subdivididos em conformação por solidificação, quando a temperatura adotada é superior à de fusão do metal e conformação por sinterização, que adota temperaturas inferiores ao ponto de fusão do metal [20].

Os processos de conformação que envolvem deformação plástica são classificados principalmente quanto ao tipo de esforço predominante e a temperatura de trabalho. Exemplos deste tipo de conformação são a laminação, extrusão, trefilação, estampagem e forjamento [20]. A laminação é geralmente classificada em laminação a quente ou a frio. No primeiro caso, a deformação plástica ocorre acima da temperatura de recristalização. Além da temperatura, o tempo é uma variável importante para a recristalização total da microestrutura. Quando o material é conformado sob condições onde não é possível a recristalização, o processo é classificado como laminação a frio. A Equação (2.2) é a definição de temperatura de recristalização, onde  $T_m$  é a temperatura de fusão absoluta para um metal puro severamente encruado [21].

$$T_r \cong 0,4T_m \quad (2.2)$$

### 2.3.1 Laminação a quente de produtos longos

#### 2.3.1.1 Material de entrada

Na laminação de produtos longos, geralmente são empregados tarugos produzidos via lingotamento contínuo. Neste processo, os produtos são classificados de acordo com as dimensões da seção transversal, como placas, tarugos, blocos e redondos. O comprimento de cada produto varia de acordo com as dimensões do forno de aquecimento da laminação e das limitações técnicas da máquina [22]. O tarugo apresenta microestrutura proveniente de uma solidificação dendrítica, presença de inclusões, variações químicas em função da segregação interdendrítica e porosidade devido a variações de volume entre fase sólida e líquida. O trabalho a quente refina a microestrutura grosseira pelas transformações ferrita-austenita, deformação e recristalização. As inclusões, embora não sejam eliminadas, podem mudar de tamanho, formato ou distribuição [23]. A Figura 2 mostra esquematicamente a seção transversal de uma estrutura de solidificação:

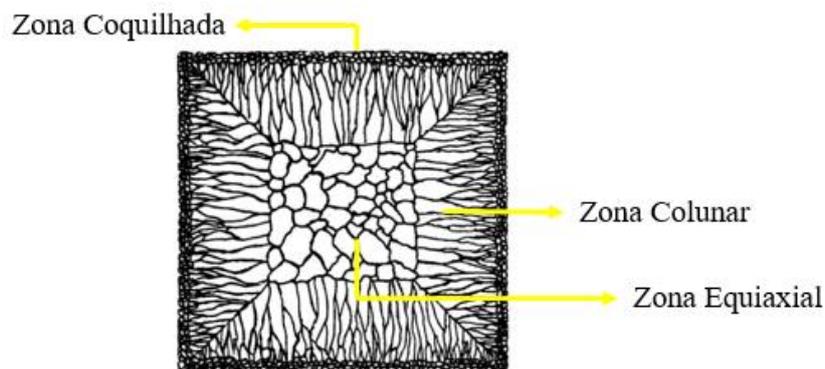


Figura 2: Macroestrutura típica de um metal fundido (Adaptado de [24]).

As peças fundidas ou lingotes apresentam 3 zonas típicas em sua macroestrutura, a zona coquilhada é a camada periférica formada por grãos equiaxiais, ou seja, com orientação cristalográfica aleatória. Nela existe alta taxa de nucleação, os grãos nucleiam e crescem sobre a parede do molde. Na zona colunar, os grãos crescem a partir dos grãos

coquilhados e os seus cristais apresentam os principais eixos cristalográficos paralelos a direção de extração do fluxo de calor. A zona equiaxial é a zona mais complexa da macroestrutura de fundição, onde os grãos são equiaxiais na forma, mas geralmente grandes em tamanho. É característico da zona equiaxial central o alto teor de elementos de liga [25].

### *2.3.1.2 Processo*

A laminação é um processo de conformação através de cilindros que giram em sentidos opostos com a mesma velocidade periférica. É o método mais utilizado para conformação de materiais metálicos devido à alta produtividade e boas tolerâncias dimensionais [26]. Na laminação, a sollicitação externa predominante é de compressão direta, resultando na redução da altura e aumento do comprimento e largura da peça trabalhada. A passagem da peça é resultado da força de atrito entre a superfície de contato da mesma e os cilindros [20]. Na laminação a quente, a temperatura de trabalho situa-se entre 1100 e 1200°C [27], ou seja, acima da temperatura de recristalização do aço, a fim de reduzir a resistência à deformação plástica, evitando o encruamento do material para os passes subsequentes. Ela é geralmente aplicada em operações iniciais, onde grandes reduções de área são necessárias [20].

A laminação a quente pode ser classificada como laminação a quente de produtos planos ou longos. No primeiro caso, o produto final apresenta largura extremamente superior à espessura enquanto no segundo, o produto final apresenta comprimento extremamente superior a maior dimensão da seção transversal [28]. A Figura 3 representa um processo típico de laminação a quente de produtos longos, composto basicamente pelo forno de reaquecimento, desbaste, trem-médio, pré-acabador, bloco acabador, caixas-d'água e tratamento térmico via stelmor [29].

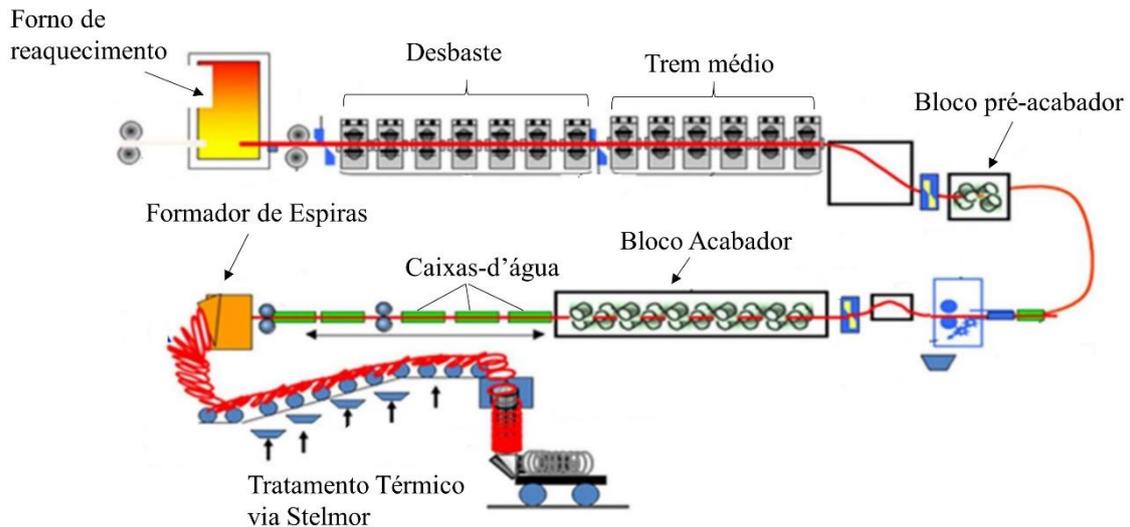


Figura 3: Esquema do processo de laminação a quente de fio-máquina e vergalhão (Adaptado de [29]).

Os tarugos também podem ser chamados de palanquilhas ou *billets*, possuem seção transversal quadrada e arredondamento nos cantos. O peso dos tarugos para um laminador contínuo varia entre 1500 e 2000 kg, podendo ser superior em alguns casos. Na primeira etapa do processo de laminação, após o lingotamento contínuo, os tarugos são inseridos em fornos de reaquecimento até atingir a temperatura de trabalho. Geralmente, a energia de aquecimento é proveniente da queima de gás natural [27]. Após as etapas de conformação, o material é depositado sobre as correntes do stelmor, onde é resfriado de forma controlada através do sopro de ar frio pelos ventiladores posicionados sob a plataforma [29]. Nesse tipo de tratamento térmico, a taxa de resfriamento é cerca de  $13^{\circ}\text{C/s}$ , o que associado ao processamento e a composição química, conferem a microestrutura final [30].

### 2.3.2 Trefilação

A trefilação é um processo de conformação plástica que consiste na passagem de um fio, barra ou tubo através de uma matriz pela aplicação de uma força trativa [20,26]. A deformação plástica é resultado principalmente da força compressiva entre a superfície do material e a matriz. Como o esforço externo é de tração, a trefilação é classificada como um processo de compressão indireta [20]. O processo geralmente é conduzido em temperatura ambiente, porém, existe um incremento de temperatura devido à deformação [26]. Como característica de uma conformação a frio, a trefilação promove a redução da

ductilidade e aumento da resistência mecânica devido ao encruamento [20]. A Figura 4 mostra esquematicamente um passe do processo de trefilação:

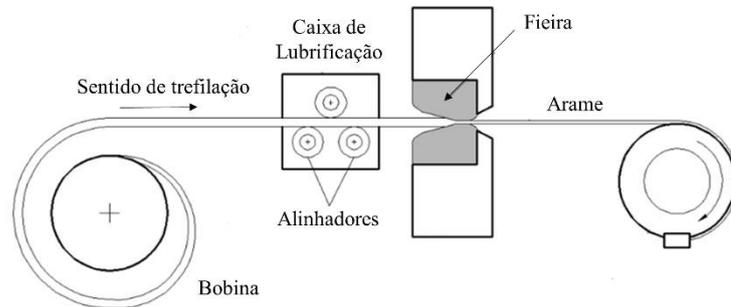


Figura 4: Esquema do processo de trefilação (Adaptado de [31]).

A fieira é o principal componente da trefilação convencional, formada por uma carcaça de aço comum e um núcleo de metal duro ou de diamante. Para manter o desgaste uniforme, geralmente são montadas em sistemas rotativos. De acordo com as características geométricas, podem ser divididas em 4 regiões, sendo elas: cone de entrada (I), cone de trabalho (II), cilindro de calibração (III) e cone de saída (IV), como ilustra a Figura 5. O cone de entrada (I) guia o fio em direção ao cone de trabalho, permitindo que o lubrificante acompanhe o fio; o cone de trabalho (II) é a região onde o esforço de compressão é aplicado e o atrito deve ser reduzido; no cilindro de calibração (IV) há o ajuste do diâmetro do fio e o cone de saída (IV) deve proporcionar uma saída livre, sem causar danos à superfície da fieira ou fio [20].

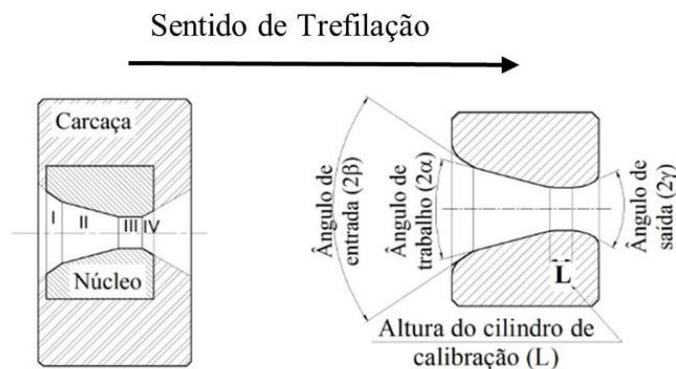


Figura 5: Características da fieira (Adaptado de [31]).

O percentual de redução é calculado de acordo com a Equação (2.3) [32]:

$$r = \left(1 - \frac{A_1}{A_0}\right) \times 100 \quad (2.3)$$

onde,  $A_0$  e  $A_1$  são, respectivamente, a área da seção transversal antes e após a passagem pela fieira. Na trefilação, a maior parcela do trabalho por unidade de volume aplicado na conformação é convertida em calor e uma quantidade irrisória da energia é armazenada na forma de defeitos cristalinos. No início do processo, a fieira absorve grande parte do calor, porém, em regime estacionário o fluxo de calor entre fieira e arame é pequeno. Na saída da fieira é comum a existência de um gradiente de temperatura decrescente da superfície para o núcleo do arame, promovido pela fricção oriunda do movimento relativo entre as superfícies do material e da matriz. O gradiente térmico pode inclusive gerar tensões residuais como resultado do equilíbrio térmico entre as regiões, a parte externa sofre contração térmica, o que gera uma região tensionada. O núcleo, no entanto, sofre expansão, dando origem a uma região comprimida. As tensões residuais podem resultar em escoamento abaixo do valor nominal, redução aparente no valor do módulo de elasticidade e relaxamento da tensão residual com o tempo, resultando em variações no formato do produto [32].

### *2.3.2.1 Trefilação por cassette*

Na década de 1960, Gokuy e Saito [33], na tentativa de eliminar ou mitigar os efeitos negativos do emprego da fieira, implementaram o primeiro sistema de trefilação por discos. Ele foi concebido com dois pares de discos, no primeiro o material de entrada era conformado com seção transversal ovalada e no segundo era arredondado. Os principais inconvenientes da conformação por fieira eram a elevada fricção no núcleo da matriz, redução na eficiência da deformação, limitação na velocidade e grau de redução por passe na trefilação. Os sistemas mais modernos são compostos por duas seções, cada qual com 3 discos [34], assim como exemplifica a Figura 6:

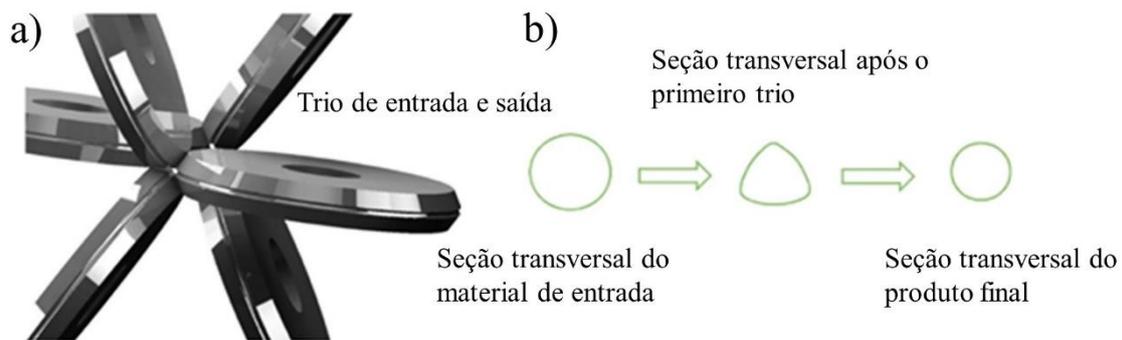


Figura 6: Trepilação via cassete; a) Discos de trepilação; b) Perfil da seção transversal (Adaptado de [34]).

Segundo Gokyu e Saito [33], devido a menor fricção do sistema de discos quando comparado a fieira, obteve-se um menor consumo de energia, maiores reduções de área por passe, possibilidade de usar lubrificantes mais baratos e melhora nas propriedades físicas do produto final. Amine *et al.* [34] compararam a trepilação convencional e via cassete testando aços baixo e médio carbono, que foram submetidos a uma sequência de dois passes. Na primeira rota de processamento, ambos os materiais foram conformados via fieira e na segunda rota o último passe era um cassete composto por 2 trios. Os autores avaliaram força de trepilação, microestrutura, resistência do material, dureza e, com exceção da qualidade superficial superior para a trepilação por cassete, não encontraram diferenças significativas entre os métodos [34].

A microestrutura característica de um aço SAE 1013, com teores de 0,15%p C e 0,53%p Mn processado por trepilação via cassete pode ser observada na Figura 7, que representa a seção longitudinal de vergalhões CA-60  $\phi$  4,20 mm produzidos a partir do fio-máquina  $\phi$  5 mm previamente laminado a quente. A Figura 7(a) mostra o vergalhão conformado com velocidade de trepilação de 3,0 m/s e, a Figura 7(b) o mesmo material conformado a 9 m/s. Segundo Arrais [35] a microestrutura é composta por ferrita próeutetóide e perlita, além de apresentar textura no caso do produto final como resultado do alongamento dos grãos no sentido do eixo de conformação a frio. Embora trepiladas com velocidades diferentes, ambas apresentaram grau de alongamento semelhantes [35].

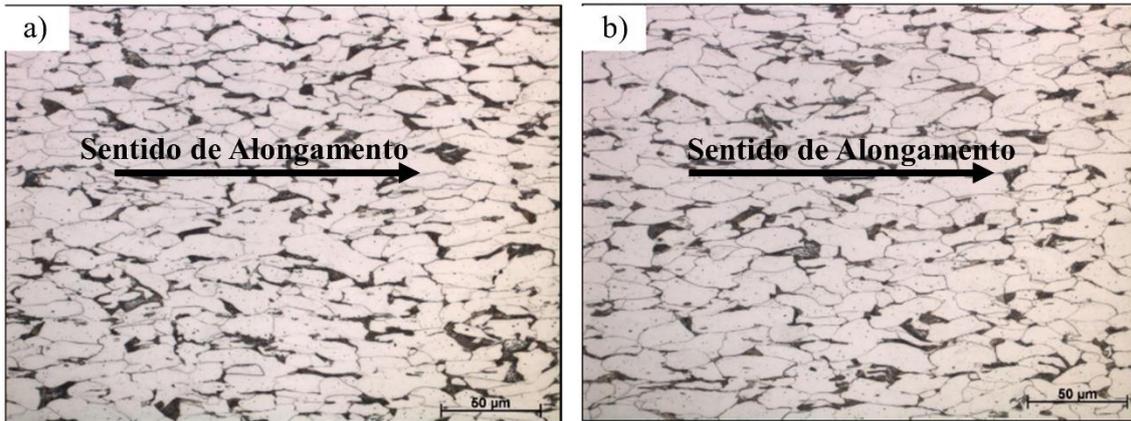


Figura 7: Seção longitudinal do vergalhão CA-60 diâmetro 4,20 mm produzido por trefilação via cassete (aumento 500x); a) Velocidade de trefilação de 3,0 m/s; b) Velocidade de trefilação de 9,0 m/s (Adaptado de [35]).

## 2.4 EFEITO DO ENVELHECIMENTO NA CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO

No ensaio de tração uniaxial de um corpo de prova metálico existem duas regiões distintas. Inicialmente, a deformação é elástica e obedece a Lei de Hooke, nesse caso o corpo de prova não experimenta deformação permanente. O limite de escoamento é atingido quando o nível de tensão é suficiente para a movimentação das discordâncias e, conseqüentemente, desvio da proporcionalidade. Geralmente, quando não há escoamento descontínuo, a propriedade é definida traçando uma linha paralela à região elástica em 0,2% de deformação. Durante a deformação plástica, as discordâncias são multiplicadas e tensões maiores são necessárias para mover os segmentos oriundos das interações entre as discordâncias [23].

As principais características do envelhecimento por deformação são o reaparecimento do limite de escoamento em nível superior, aumento do limite de resistência e redução da ductilidade. A Figura 8(a) exemplifica a curva tensão x deformação de um material tensionado até o ponto *c* e em seguida descarregado. Caso ele seja recarregado logo em seguida, a curva apresentará comportamento elástico até o ponto *c* seguido do encruamento comum, como se não houvesse interrupção no ensaio. Na Figura 8(b) o ensaio é interrompido e o mesmo material é tensionado após dias ou meses. O comportamento constatado é o reaparecimento do limite de escoamento descontínuo em nível superior. Este comportamento está associado à difusão e ancoragem das discordâncias pelos átomos em solução sólida intersticial [3].

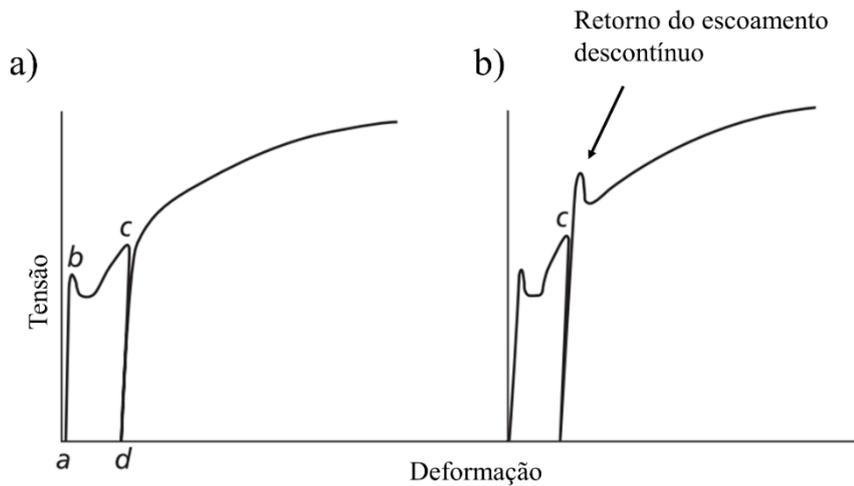


Figura 8: Curva tensão x deformação a) Ensaio retomado antes do envelhecimento b) Ensaio retomado após o envelhecimento (Adaptado de [36]).

### 2.4.1 Limite de escoamento descontínuo

Os aços com baixo teor de carbono e maior ductilidade, geralmente apresentam uma transição heterogênea localizada entre as regiões de comportamento elástico e plástico. Essa transição pode ser observada na curva tensão x deformação como uma descontinuidade. A Figura 9(a) exemplifica a curva tensão x deformação de um material com limite de escoamento descontínuo, enquanto a Figura 9(b) mostra o comportamento de uma material com limite de escoamento proporcional [26].

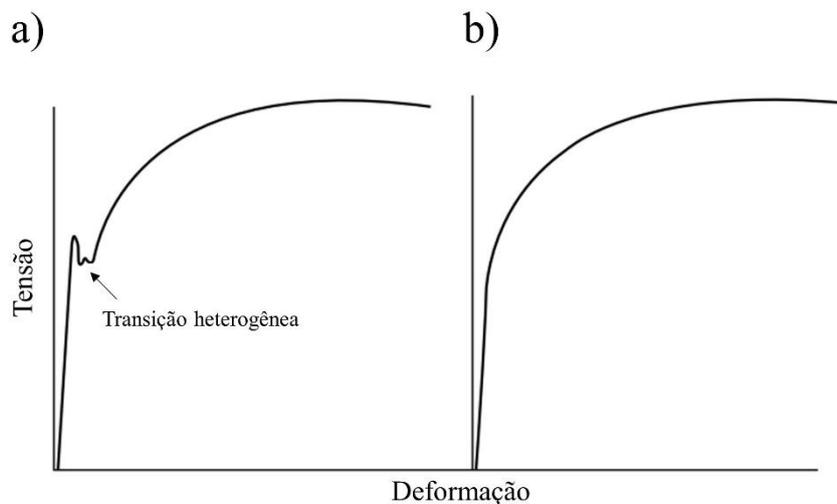


Figura 9: Curva tensão x deformação a) Limite de escoamento definido b) Limite de escoamento contínuo (Adaptado de [36]).

O limite de escoamento descontínuo é de fundamental importância, pois ocorre no ferro e aço baixo carbono. Sua ocorrência tem implicações diretas nas operações de estampagem profunda de chapas de aço utilizadas na produção de carrocerias de automóveis [3]. É constatado que o limite de escoamento descontínuo desaparece com a redução dos teores de carbono e nitrogênio a níveis extremamente baixos. No entanto, teores na faixa de 0,001%p de qualquer desses elementos são suficientes para o reaparecimento do limite de escoamento descontínuo [26]. As discordâncias ancoradas pelas atmosferas de soluto podem responder de duas maneiras distintas à aplicação de uma força externa: quando a força é baixa, a discordância não é capaz de se dissociar da atmosfera de soluto, porém, quando a força é suficientemente alta ela é capaz de se dissociar, adquirindo alta mobilidade [37]. A Figura 10 mostra a curva tensão x deformação para um aço baixo carbono na condição temperada e envelhecida. Na primeira condição, a ferrita está supersaturada e as discordâncias possuem certa liberdade de movimentação. Na segunda, devido ao intervalo de tempo entre os ensaios, há a difusão dos elementos intersticiais e ancoragem das discordâncias, resultando no reaparecimento do limite de escoamento descontínuo com o aumento  $\Delta\sigma_y$  e a presença das bandas de Luders [23].

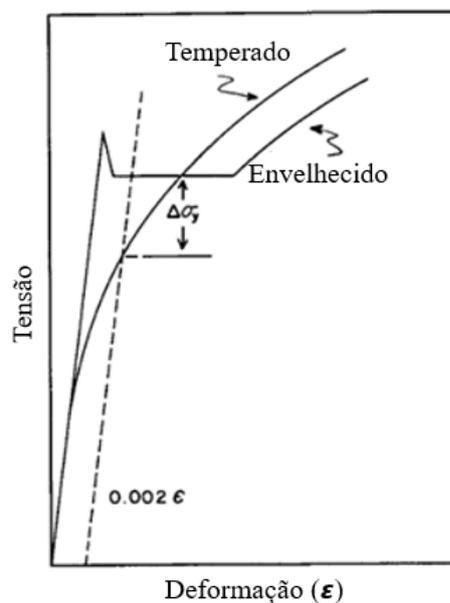


Figura 10: Curva tensão x deformação para material envelhecido e temperado (Adaptado de [23]).

As bandas de Luders, conhecidas também como Efeito Piobert [26], são deformações plásticas que se iniciam em concentradores de tensão, formando um ângulo de aproximadamente 50° com o eixo de tração. No limite de escoamento superior, é formada uma banda discreta de metal deformado num concentrador de tensão e, concomitantemente, a tensão reduz ao nível do limite de escoamento inferior. Em seguida, a banda propaga pelo corpo de prova, dando origem ao alongamento no escoamento. Após a propagação das bandas de Luders por todo o corpo de prova, a curva retoma o comportamento crescente característico do encruamento [26]. Os raios de concordância dos corpos de prova usinados, por serem concentradores de tensão, são locais preferenciais para início das bandas de Luders [3]. A Figura 11 mostra a propagação das bandas de Luders pelo corpo de prova.

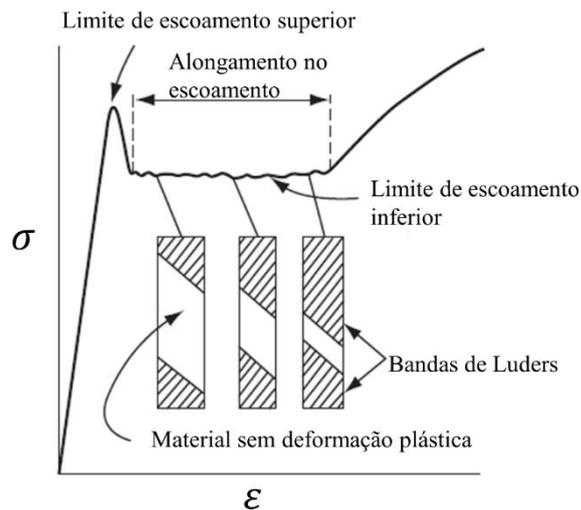


Figura 11: Limite de escoamento superior, inferior e bandas de Luders (Adaptado de [26]).

A ancoragem das discordâncias pré-existentes pelas atmosferas de Cottrell implica na necessidade de nucleação para que a deformação plástica prossiga. A redução brusca de tensão entre o limite de escoamento superior e inferior pode ser explicado em função da nucleação repentina e a dependência da velocidade da discordância com a tensão cisalhante para um ensaio de tração com taxa de deformação constante. Essa velocidade é definida de acordo com a Equação (2.4).

$$v = \left( \frac{\tau}{\tau_0} \right)^m \quad (2.4)$$

onde  $v$  é a velocidade da discordância,  $\tau$  é a tensão cisalhante aplicada,  $\tau_0$  é a tensão cisalhante para uma velocidade constante de 1 cm/s e  $m$  é uma constante. Assim, de acordo com a Equação (2.5), quando a densidade de discordâncias aumenta para iniciar as bandas de Luders, para manutenção da taxa de deformação constante há necessariamente uma redução da velocidade e, conseqüentemente, da tensão.

$$\dot{\epsilon} = 0,5b\rho v \quad (2.5)$$

## 2.4.2 Efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas dos aços

Momtahan *et al.* [38] conduziram estudos experimentais em vergalhões para definir a magnitude do envelhecimento nas propriedades mecânicas do aço. Eles foram submetidos a pré-deformações do tipo  $2\epsilon_y$ ,  $5\epsilon_y$ ,  $10\epsilon_y$  e  $15\epsilon_y$ , onde  $\epsilon_y$  é a deformação no escoamento. Em seguida, o material foi armazenado por 3, 7, 15, 30 e 50 dias antes do reteste. Para todas as condições, os autores não identificaram variações significativas para o limite de resistência. O limite de escoamento, no entanto, apresentou aumento gradual com o tempo, especialmente para períodos superiores a 30 dias. Além disso, como esperado, o efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas foi proporcional a deformação e, dessa forma, as pré-deformações de  $10\epsilon_y$  e  $15\epsilon_y$  apresentaram as maiores variações. No período de 50 dias, o aumento observado no limite de escoamento foi de 13% [38].

Loporcaro *et al.* [39] ampliaram os resultados de Momtahan *et al.* [38] para períodos superiores a 50 dias e incluíram um aço com adição de vanádio. A composição comum continha teores de vanádio e nitrogênio de, respectivamente, 0,003%p e 0,015%p, enquanto o aço com adição de vanádio continha teor desse elemento de 0,107%p, bem como 0,019%p de nitrogênio. O aço com adição de vanádio foi submetido ao envelhecimento acelerado por 4 horas a 100°C (equivalente a 365 dias a 15°C) e não apresentou mudança significativa das propriedades mecânicas. Esse comportamento foi atribuído a combinação do vanádio ao nitrogênio. O aço com teor residual de vanádio foi submetido às deformações de 1, 3 e 5%. Em seguida, o material foi envelhecido a 15°C por períodos de 7, 30, 90, 183 e 365 dias. Para 1% de deformação, mesmo para o período de 365 dias, as variações das propriedades mecânicas não foram significativas. A Figura 12 mostra a variação do limite de escoamento para 3 e 5% de deformação [39].

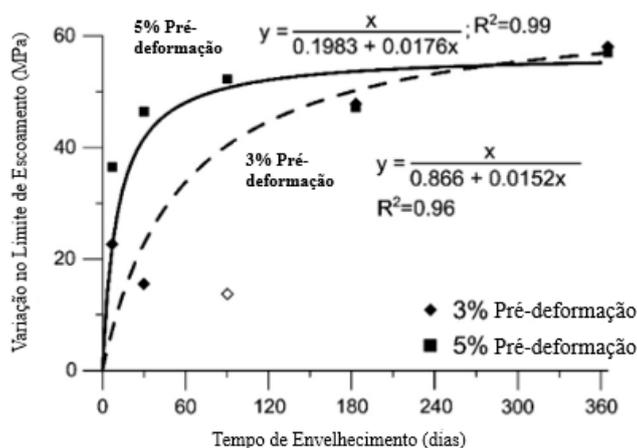


Figura 12: Variação no limite de escoamento do aço com teor residual de vanádio e com 3 e 5% de pré-deformação (Adaptado de [39]).

Pereloma *et al.* [40] investigaram o efeito da adição de Cr no envelhecimento pós-deformação de um aço baixo carbono. As composições foram elaboradas em laboratório, com adições de 0,26, 0,52 e 0,74%p de Cr além da composição com teor residual de 0,02%p desse elemento. O material foi laminado a quente com redução de espessura de 40%. Em seguida, o material foi laminado a frio para redução de 82% de espessura através de 12 passes de conformação, finalizando com um recozimento a 705°C. Após conferir uma pré-deformação de 12% às amostras preparadas para ensaio de tração, elas foram envelhecidas a 94°C por períodos entre 5 segundos e 24 horas. Os autores constataram que o tempo para o envelhecimento era superior conforme o teor de Cr das amostras aumentavam. Esse comportamento foi associado ao aumento na energia de ativação para a difusão dos elementos intersticiais pela presença do Cr. Além disso, foi observado que a concentração de carbono em solução sólida reduzia até 32% para a composição com adição de 0,26%p de Cr e até 50% para as composições com 0,52 e 0,74%p de Cr. A redução na concentração de carbono em solução sólida resultou numa taxa de envelhecimento 2 vezes menor quando comparado à composição com Cr residual [40].

Pereloma *et al.* [41] avaliaram também o efeito do Mo no envelhecimento pós-deformação a frio em aço baixo carbono com 0,09%p, 0,18%p e 0,30%p de Mo. O processamento foi similar ao anterior, com a elaboração da composição química, laminação a quente, laminação a frio e recozimento. Para avaliar o envelhecimento o material sofreu uma pré-deformação de 12% sendo envelhecido na sequência a 94°C por um período variando entre 5 segundos e 24 horas. Os autores reportaram um maior efeito

do Mo no aumento da resistência mecânica quando comparado ao Cr. As amostras com adições de Mo apresentavam o retorno do limite de escoamento descontínuo com o tempo de envelhecimento, bem como uma severa redução do alongamento. Segundo os autores, o Mo foi responsável por uma ligeira aceleração no envelhecimento. Adotando o retorno de 3% do alongamento no escoamento como parâmetro de envelhecimento, foi observado que o tempo era maior conforme o teor de Mo aumentava. A composição com 0,3%p de Mo reduziu o tempo para o retorno de 3% do alongamento no escoamento cerca de 30% quando comparado a composição comercial sem adição de elementos de liga [41].

Hosseini *et al.* [42] investigaram o efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas de aços estruturais com composição de 0,22%p de C; 0,55%p de S; 1,70%p de Mn; 0,03% de S e 0,04% de P, com microestrutura típica contendo ferrita e perlita. As amostras para ensaio de tração foram extraídas de uma placa laminada a quente. Inicialmente elas foram submetidas à pré-deformações do tipo  $\varepsilon < \varepsilon_u$ ;  $\varepsilon = \varepsilon_u$  e  $\varepsilon > \varepsilon_u$ , onde  $\varepsilon_u$  é a deformação no limite de resistência. As amostras foram envelhecidas em temperatura ambiente por períodos de 24 horas, 2 dias e 7 dias. Os autores observaram a redução de ductilidade, da taxa de encruamento e aumento no limite de resistência para todos os níveis de deformação, além disso a magnitude no aumento do limite de resistência era diretamente proporcional ao tempo de envelhecimento, ao passo que para a ductilidade a relação era inversa. Além disso, os autores reportaram a estabilização do limite de resistência a partir do sétimo dia de armazenamento, com um aumento de cerca de 3% em relação ao valor inicial [42].

Bülbül e Kaçar [43] estudaram o efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas de um aço comercial com composição química parcial contendo 0,18%p de C; 0,949%p de Mn e 0,069%p de Si. Os autores estudaram o aço como recebido e com tratamento térmico para homogeneização da microestrutura, que consistiu em aquecimento por 3 horas a  $1000 \pm 2^\circ\text{C}$  e resfriamento no forno até a temperatura ambiente. Em seguida, o material foi normalizado a  $890 \pm 2^\circ\text{C}$  por 2 horas com resfriamento ao ar. Para o estudo do envelhecimento pós-deformação, em ambas as condições o material sofreu uma pré-deformação de 5%, sendo envelhecido artificialmente a  $160^\circ\text{C}$  por 10, 20, 30, 45, 60, 90, 120, 150 e 180 minutos, seguido de resfriamento ao ar. Os autores observaram um valor de  $\Delta\sigma_e = 29 \text{ MPa}$ , que representa o aumento do limite de escoamento em função exclusivamente do envelhecimento, para o envelhecimento de 20 minutos, sendo inferior para os outros períodos. O mesmo comportamento foi observado para as amostras tratadas termicamente, porém, para um

período de envelhecimento de 30 minutos, que resultou em  $\Delta\sigma_e = 59 \text{ MPa}$ . O limite de resistência também apresentou os valores máximos para 20 e 30 minutos de envelhecimento para, respectivamente, as condições como recebido e tratado termicamente. Os autores atribuíram o aumento no limite de escoamento e resistência à ancoragem das discordâncias pelos elementos intersticiais, como o C e N. Salientaram também o provável efeito concomitante de partículas de 2 fase, como o  $\text{Fe}_3\text{C}$ , nitretos e carbonitretos com os elementos da composição no aumento da resistência mecânica. A redução no  $\Delta\sigma_e$  para períodos superiores à observação do maior valor foi associada a coalescência de partículas de segunda fase, o que reduziria o número de obstáculos à movimentação das discordâncias [43].

De A.K. *et al.* [44] estudaram a influência da densidade de discordâncias no envelhecimento em baixa temperatura de um aço com efeito *bake hardening* e teor de carbono extremamente baixo. Esse aço é aplicado na indústria automobilística devido ao equilíbrio entre boa conformabilidade e resistência mecânica no final do processo. A composição química do material estudado continha 0,0020%p de C, 0,09%p de Mn, 0,049%p de Al, 0,007%p de Ti e 0,0016%p de N. O titânio é adicionado com o objetivo de estabilizar o nitrogênio e atribuir o efeito do envelhecimento apenas ao carbono livre. A chapa de aço laminada a quente sofreu 75% de redução a frio, seguido de recozimento a 850°C por 60 segundos e um ciclo de superenvelhecimento de 180 segundos a 400°C e, por último, o material foi deformado a frio cerca de 1,3%. Para avaliar o efeito do envelhecimento pós-deformação foram aplicadas pré-deformações variando entre 1-10% e, posteriormente, o envelhecimento foi conduzido entre as temperaturas de 50-170°C com diferentes durações. Os autores observaram que o aumento do limite de escoamento, como resultado exclusivo do envelhecimento, atingia um patamar em torno de 30 MPa e permanecia aproximadamente constante. O patamar de equilíbrio do limite de escoamento foi classificado como o ponto de saturação das atmosferas de Cottrell. O segundo estágio de envelhecimento, onde há precipitação, foi praticamente inexistente para todos os tempos e temperaturas analisados. As pré-deformações de 1 e 2%, no entanto, apresentaram um ligeiro aumento do limite de escoamento após o ponto de saturação. Segundo os autores, esse comportamento pode estar relacionado à formação de *clusters* ou de carbetos. O mais importante, no entanto, é que a magnitude do envelhecimento no primeiro estágio foi independente do grau de deformação, assim como o grau de formação da atmosfera na condição saturada. Os autores concluíram ainda que

a variação na quantidade de pré-deformação não influenciou a cinética de envelhecimento [44].

## **2.5 O ENVELHECIMENTO PÓS-DEFORMAÇÃO**

A interação entre as discordâncias e os átomos de elementos intersticiais é a origem do envelhecimento natural pós-deformação a frio. Sendo assim, é de fundamental importância o entendimento a respeito do campo de deformação oriundo da presença da discordância no reticulado, bem como a distorção provocada pelos elementos em solução sólida intersticial, tópicos que serão abordados nas próximas seções.

### **2.5.1 Discordâncias e campos de tensão**

A estrutura metálica cristalina é composta por um arranjo tridimensional de átomos. Os defeitos são distúrbios no arranjo atômico, podendo ser pontuais, lineares, superficiais e volumétricos. As discordâncias são defeitos lineares que separam uma região que sofreu cisalhamento de outra não cisalhada, podendo apresentar componentes em aresta, em hélice ou mista. Elas se movimentam na estrutura cristalina através dos sistemas de escorregamento, formados pelos planos e direções mais compactas. A deformação plástica de um metal é resultado da movimentação das discordâncias sob o efeito de uma tensão cisalhante [3]. Esse deslocamento pode ocorrer de duas formas distintas: através de movimento conservativo, quando a discordância se movimenta no plano definido pela linha da discordância e o vetor de Burgers, e o movimento não conservativo, quando a movimentação da discordância é normal ao vetor de Burgers [45]. As Figuras 13(a) e (b) mostram, respectivamente, o efeito da presença de uma discordância em aresta e hélice no arranjo cristalino cúbico simples:

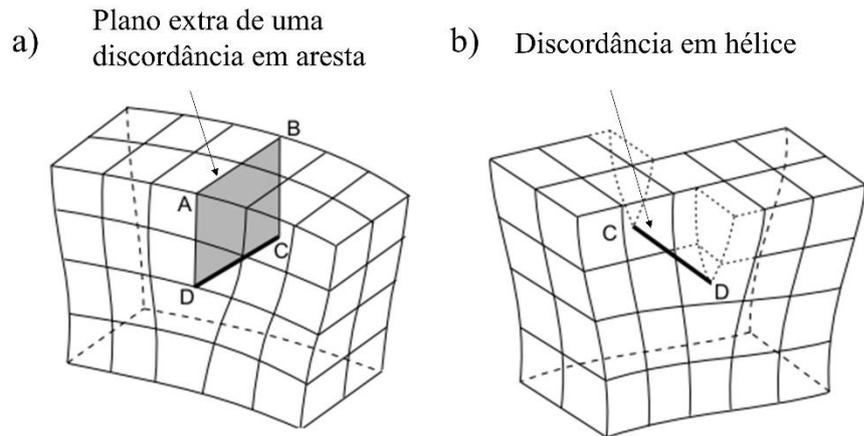


Figura 13: Estrutura cúbica simples; a) Componente em aresta; b) Componente em hélice (Adaptado de [45]).

O número de discordâncias aumenta severamente com a deformação plástica e, conseqüentemente a energia de deformação armazenada. Elas podem ser nucleadas homogeneamente, quando ela é criada no interior de um cristal perfeito sem necessidade da ação de outros fatores, ou heterogeneamente, quando elas se formam com o auxílio de defeitos presentes no material. A tensão para nucleação homogênea é extremamente alta, sendo assim, quando as discordâncias não são geradas por fontes de Frank-Read, elas são nucleadas heterogeneamente [3].

### 2.5.1.1 Equações da teoria da elasticidade

A presença de uma discordância na estrutura cristalina provoca o afastamento dos átomos de sua posição de equilíbrio. Esse afastamento gera a distorção do reticulado, criando um campo de tensão em torno da discordância. Nesse caso, a pequena magnitude nos níveis de tensão e deformação permitem a aplicação da teoria da elasticidade na descrição analítica do campo de tensões oriundos das discordâncias [45]. Embora a maioria dos sólidos cristalinos sejam elasticamente anisotrópicos, como o aço, a teoria da elasticidade para corpos isotrópicos confere maior simplicidade, podendo ser aplicada com boa aproximação [45,46]. A Figura 14 representa um elemento de volume e as tensões superficiais decompostas em componentes normais e cisalhantes segundo o eixo de coordenadas cartesianas [46]:

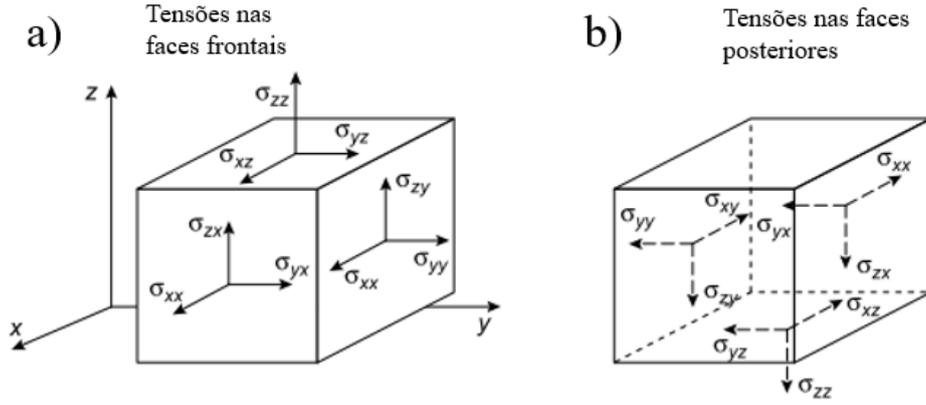


Figura 14: Elemento de volume e forças de superfície atuantes; a) Representação das tensões atuantes nas faces frontais; b) Representação das tensões atuantes nas faces posteriores (Adaptado de [45]).

As tensões adotam a forma  $\sigma_{ij}$ , onde o primeiro subscrito é a direção no plano com normal na direção  $j$ . No total, nove componentes são necessários para descrever o estado de tensões em um ponto. De acordo com a teoria da elasticidade, o deslocamento de um ponto após a deformação de um corpo é representado por um vetor  $\mathbf{u}$  com componentes paralelos aos eixos coordenados. As deformações, no entanto, são definidas como a primeira derivada dos componentes do vetor deslocamento, conforme as equações a seguir [45]:

$$e_{xx} = \frac{\partial u_x}{\partial x}; e_{yy} = \frac{\partial u_y}{\partial y}; e_{zz} = \frac{\partial u_z}{\partial z} \quad (2.6)$$

$$e_{yz} = e_{zy} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_y}{\partial z} + \frac{\partial u_z}{\partial y} \right) \quad (2.7)$$

$$e_{zx} = e_{xz} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_z}{\partial x} + \frac{\partial u_x}{\partial z} \right) \quad (2.8)$$

$$e_{xy} = e_{yx} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_x}{\partial y} + \frac{\partial u_y}{\partial x} \right) \quad (2.9)$$

onde, as Equações (2.6) representam as deformações normais e as Equações (2.7), (2.8) e (2.9), as deformações do cisalhamento. Elas são definidas em termos de derivadas

parciais, pois em geral os componentes do deslocamento são funções da posição (x,y,z). As relações entre as tensões e deformações, conhecida como Lei de Hooke, resultam nas Equações (2.10), (2.11), (2.12) e (2.13), onde  $\lambda$  e  $G$  são as constantes de Lamé, porém,  $G$  é mais conhecido como módulo de cisalhamento [45]:

$$\sigma_{xx} = 2Ge_{xx} + \lambda(e_{xx} + e_{yy} + e_{zz}) \quad (2.10)$$

$$\sigma_{yy} = 2Ge_{yy} + \lambda(e_{xx} + e_{yy} + e_{zz}) \quad (2.11)$$

$$\sigma_{zz} = 2Ge_{zz} + \lambda(e_{xx} + e_{yy} + e_{zz}) \quad (2.12)$$

$$\sigma_{xy} = 2Ge_{xy} ; \sigma_{yz} = 2Ge_{yz} ; \sigma_{zx} = 2Ge_{zx} \quad (2.13)$$

### 2.5.1.2 Discordância em hélice

A distorção elástica produzida por uma discordância retilínea infinitamente longa pode ser representada por um cilindro de material elástico em torno da discordância. A Figura 15(a) mostra a deformação provocada no reticulado pela discordância em hélice e a Figura 15(b) mostra a discordância em torno de um cilindro com furo passante, onde o plano LMNO foi deslocado de uma distância  $b$ , módulo do vetor de Burgers, para produzir uma deformação equivalente aquela da discordância em hélice. Nesse caso, como não há deslocamento em x e y [45]:

$$u_x = u_y = 0 \quad (2.14)$$

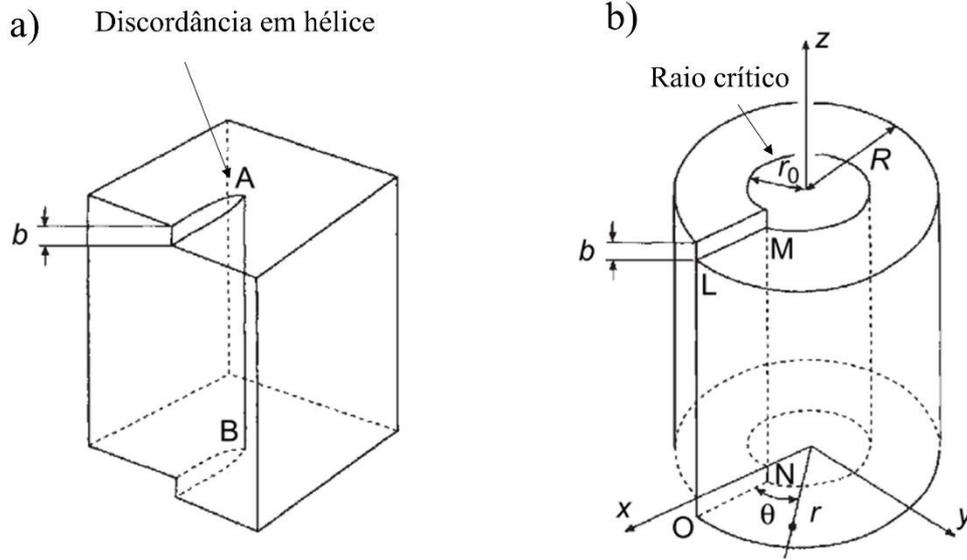


Figura 15: Artifício para calcular a deformação produzida por discordância em hélice; a) Deformação do reticulado; b) Reprodução da deformação introduzindo um cilindro com furo passante em torno da discordância (Adaptado de [45]).

O deslocamento no eixo z pode ser definido como [45]:

$$u_z = \frac{b\theta}{2\pi} = \frac{b}{2\pi} \tan^{-1} \left( \frac{y}{x} \right) \quad (2.15)$$

Das Equações (2.6), (2.7), (2.8) e (2.9) os únicos componentes da deformação diferentes de zero após a derivação, são [45]:

$$e_{xz} = e_{zx} = -\frac{b}{4\pi} \frac{y}{(x^2 + y^2)} = -\frac{b \operatorname{sen} \theta}{4\pi r} \quad (2.16)$$

$$e_{yz} = e_{zy} = \frac{b}{4\pi} \frac{x}{(x^2 + y^2)} = \frac{b \operatorname{cos} \theta}{4\pi r} \quad (2.17)$$

Utilizando as Equações (2.10) e (2.16), os componentes de tensão correspondentes são [45]:

$$\sigma_{xz} = \sigma_{zx} = -\frac{Gb \operatorname{sen} \theta}{2\pi r} \quad (2.18)$$

$$\sigma_{yz} = \sigma_{zy} = \frac{Gb \cos \theta}{2\pi r} \quad (2.19)$$

As equações de tensão e deformação mostram a proporcionalidade com  $1/r$ , onde  $r$  é o raio em torno do centro da discordância. Sendo assim, o afastamento da linha da discordância resulta em valores menores de tensão e deformação, porém, quando  $r \rightarrow 0$  eles tendem ao infinito, perdendo significado físico. Na Figura 15(b), o raio  $r_0$  é a região onde a teoria da elasticidade não é válida, sendo classificada como núcleo da discordância. Geralmente  $r_0$  está entre  $b$  e  $4b$ , ou seja,  $r_0 \leq 1 \text{ nm}$  na maioria dos casos [45].

### 2.5.1.3 Discordância em aresta

O campo de tensões de uma discordância em aresta pode ser obtido de maneira similar à discordância em hélice. A Figura 16(a) mostra a distorção do reticulado provocada pela discordância, enquanto a Figura 16(b) representa a mesma deformação através do deslocamento  $b$  do plano LMNO do cilindro em torno da discordância. Nesse caso, o deslocamento e conseqüentemente a deformação na direção  $z$  é nula, o que resulta no estado plano de deformação [45].

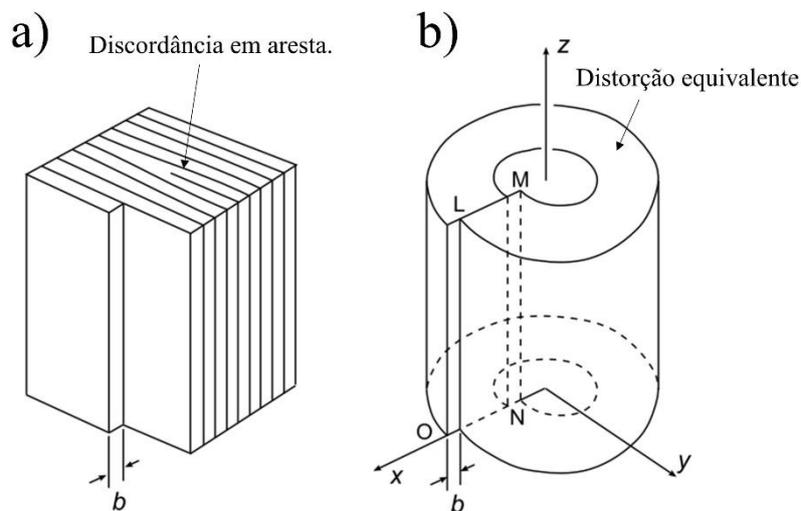


Figura 16: Artificio para calcular a deformação produzida por discordância em aresta; a) Deformação produzida na estrutura cristalina; b) Reprodução da deformação equivalente no cilindro que envolve a discordância (Adaptado de [45]).

Para a discordância em aresta a dedução é mais complexa, resultando em [45]:

$$\sigma_{xx} = -Dy \frac{(3x^2 + y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \quad (2.20)$$

$$\sigma_{yy} = Dy \frac{(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \quad (2.21)$$

$$\sigma_{xy} = \sigma_{yx} = Dx \frac{(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \quad (2.22)$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (2.23)$$

$$\sigma_{xz} = \sigma_{zx} = \sigma_{yz} = \sigma_{zy} = 0 \quad (2.24)$$

$$D = \frac{Gb}{2\pi(1 - \nu)} \quad (2.25)$$

onde,  $\nu$  é o coeficiente de Poisson. A Figura 17 mostra o diagrama de corpos isolados para quatro posições distintas de uma discordância em aresta positiva. A linha da discordância está situada no eixo z do sistema de coordenadas cartesianas e, nesse caso, a tensão pode ser considerada independente da posição nesta direção. A simples substituição de valores nas Equações (2.20), (2.21) e (2.22) mostram que para  $y = 0$  a natureza das tensões é de cisalhamento simples, ou seja, as tensões normais são nulas. Entretanto, quando  $x = 0$  os componentes de cisalhamento são nulos e a porção superior é submetida à um estado biaxial de tensão de natureza compressiva, enquanto na porção inferior está sujeita a um estado biaxial de tensão de natureza trativa. A natureza do estado de tensões varia com a posição angular em torno da discordância e a magnitude da tensão é inversamente proporcional à distância entre a linha da discordância e o ponto em questão. Nas regiões intermediárias em relação as discutidas, o estado de tensões é uma combinação entre os componentes normais e cisalhantes [3,36].

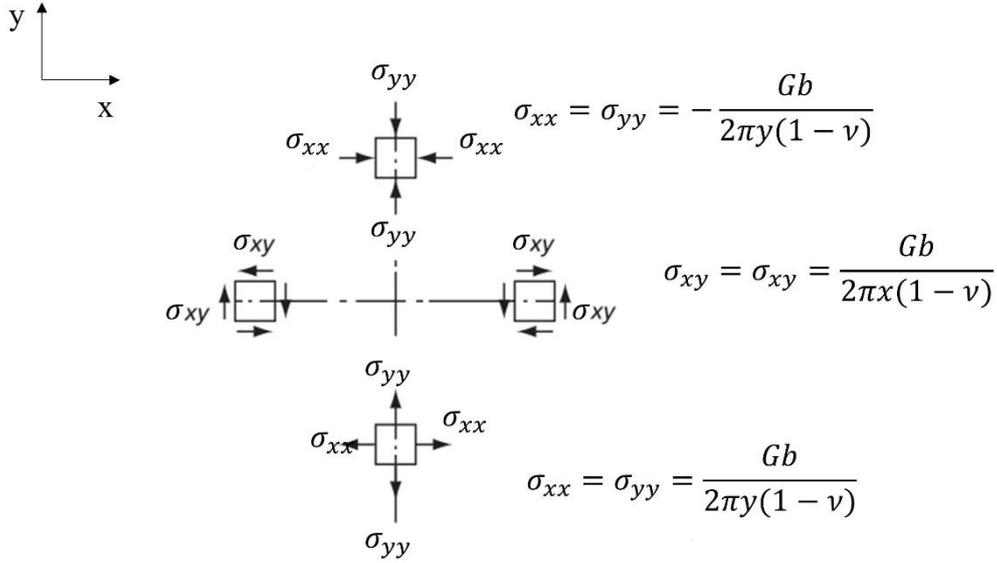


Figura 17: Diagrama de corpos isolados para a discordância em aresta (Adaptado de [36]).

#### 2.5.1.4 Discordância e energia de deformação elástica

Na deformação de um metal, a maior parte da energia é dissipada em forma de calor. No entanto, uma parcela finita é armazenada como energia de deformação associada aos defeitos cristalinos introduzidos na conformação a frio, como o aumento significativo no número de discordâncias [3]. Sendo assim, a deformação aumenta a energia interna do cristal, onde a energia de deformação por unidade de volume é definida como a metade do produto entre tensão e deformação para cada componente. Sendo assim, a energia de deformação elástica para um elemento de volume pode ser definida como [45]:

$$dE_{el} = \frac{1}{2} dV \sum_{i=x,y,z} \sum_{j=x,y,z} \sigma_{ij} e_{ij} \quad (2.26)$$

A energia associada à uma discordância pode ser dividida em duas parcelas [45]:

$$E_{total} = E_{núcleo} + E_{el} \quad (2.27)$$

onde  $E_{total}$  é a soma da energia no núcleo ( $E_{núcleo}$ ) e parcela da energia de deformação elástica na região fora do núcleo ( $E_{el}$ ). Para calcular a energia de deformação elástica é

mais simples considerar  $E_{el}$  como o trabalho realizado para deslocar as faces  $LMNO$  de uma distância  $b$  contra as tensões internas de resistência e, dessa forma, o trabalho realizado em um elemento infinitesimal de área ( $dA$ ) será [45]:

$$dE_{el}(hélice) = \frac{1}{2} \sigma_{zy} b dA \quad (2.28)$$

$$dE_{el}(aresta) = \frac{1}{2} \sigma_{xy} b dA \quad (2.29)$$

O elemento de área é uma faixa com espessura  $dx$  paralela ao eixo  $z$  e, a energia de deformação por unidade de comprimento da discordância será [36,45]:

$$E_{el}(hélice) = \frac{Gb^2}{4\pi} \int_{r_0}^R \frac{dx}{x} = \frac{Gb^2}{4\pi} \ln\left(\frac{R}{r_0}\right) \quad (2.30)$$

$$E_{el}(aresta) = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \int_{r_0}^R \frac{dx}{x} = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln\left(\frac{R}{r_0}\right) \quad (2.31)$$

As Equações (2.30) e (2.31) mostram que a energia de deformação elástica para as discordâncias dependem de  $r_0$  e  $R$  de forma logarítmica [45]. Como  $\nu$  é aproximadamente 1/3 para a maioria dos metais, então a energia de deformação elástica da discordância em aresta é aproximadamente 50% superior a energia da discordância em hélice. Conforme  $r_0 \rightarrow 0$ ,  $E_{el} \rightarrow \infty$ , o que implica a necessidade de fixar um valor mínimo para  $r_0$ , pois, embora na região próxima à linha da discordância haja grande deformação, a energia assim como a tensão, não é infinita. No caso do parâmetro  $R$ , o mesmo comportamento é verificado, porém, considera-se que o campo de tensão é neutralizado pelas discordâncias vizinhas a uma distância  $R$  igual a metade do espaçamento médio entre as discordâncias. Essa hipótese é razoável se o número de discordâncias com sinais opostos são aproximadamente iguais [36]. A energia do núcleo da discordância, segundo estimativas, é cerca de 1 eV para cada plano distorcido pela discordância. Para a discordância em aresta, substituindo  $R = 1 \text{ mm}$ ;  $r_0 = 1 \text{ nm}$ ;  $G = 40 \text{ GPa}$  e  $b = 0,25 \text{ nm}$  na Equação (2.31) resulta em 6 eV para a energia de deformação elástica para cada plano atômico perpendicular à linha da discordância. A energia do núcleo, no

entanto, varia conforme a discordância se desloca como resultado da resistência do reticulado ao movimento [45].

### 2.5.2 Solução sólida intersticial e distorção do reticulado

A microestrutura característica de um aço-carbono consiste na presença de ferrita ( $\text{Fe-}\alpha$ ) e perlita ( $\text{Fe-}\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ), sendo a primeira uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e a segunda uma combinação entre ferrita e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), com morfologia composta por lâminas alternadas e extremamente delgadas de ferrita e cementita. De acordo com a regra da alavanca, um aço hipoeutetóide com cerca de 0,3%p possui cerca de 37,5% em fração volumétrica de perlita e 62,5% de ferrita. A fração volumétrica de ferrita aumenta gradativamente com a redução no teor de carbono, ou seja, aços com baixo teor de carbono são constituídos majoritariamente por ferrita [47]. Nesta fase, a solubilidade de carbono varia em função da temperatura, sendo de 0,02%p o limite máximo na temperatura eutetóide e inferior a 0,00005%p a 20°C. O nitrogênio, por sua vez, tem solubilidade máxima de 0,0001%p a 20°C [48].

A solução sólida intersticial ocorre quando os átomos de soluto ocupam as posições intermediárias, classificadas como interstícios, dos pontos da rede definidos pelos átomos da matriz [49]. No  $\text{Fe-}\alpha$ , o carbono e o nitrogênio em solução sólida intersticial ocupam os interstícios octaédricos, embora sejam menores que os tetraédricos. Essa preferência está relacionada a menor simetria nos interstícios octaédricos do  $\text{Fe-}\alpha$ , que facilita um possível alívio de tensões [48]. A solução sólida intersticial é resultado principalmente da diferença de tamanho entre os átomos de soluto e solvente, mas depende também da posição relativa dos elementos na série eletroquímica [3].

A Figura 18 mostra a célula unitária da ferrita, constituinte majoritário nos aços baixo carbono. Ela mostra os pontos da rede ocupado pelos átomos de ferro (Fe) e as posições intersticiais, definidas como octaédricas na Figura 18(a) e tetraédricas na Figura 18(b). No interstício tetraédrico, a distância entre o átomo de soluto e o vértice é a mesma, enquanto no interstício octaédrico a distância pode variar dependendo de vértice analisado. Os interstícios octaédricos e tetraédricos no  $\text{Fe-}\alpha$  são capazes de acomodar respectivamente, átomos com raios de 0,19 Å e 0,35 Å [23]. No entanto, os átomos de carbono e nitrogênio possuem raio atômico de, respectivamente, 0,77 Å e 0,72 Å. Sendo assim eles promovem distorção apreciável da rede cristalina [48]. Cada átomo intersticial,

por exemplo, aumenta a entropia do cristal, pois afeta o modo normal de vibrações do reticulado, tornando irregulares as vibrações térmicas [3].

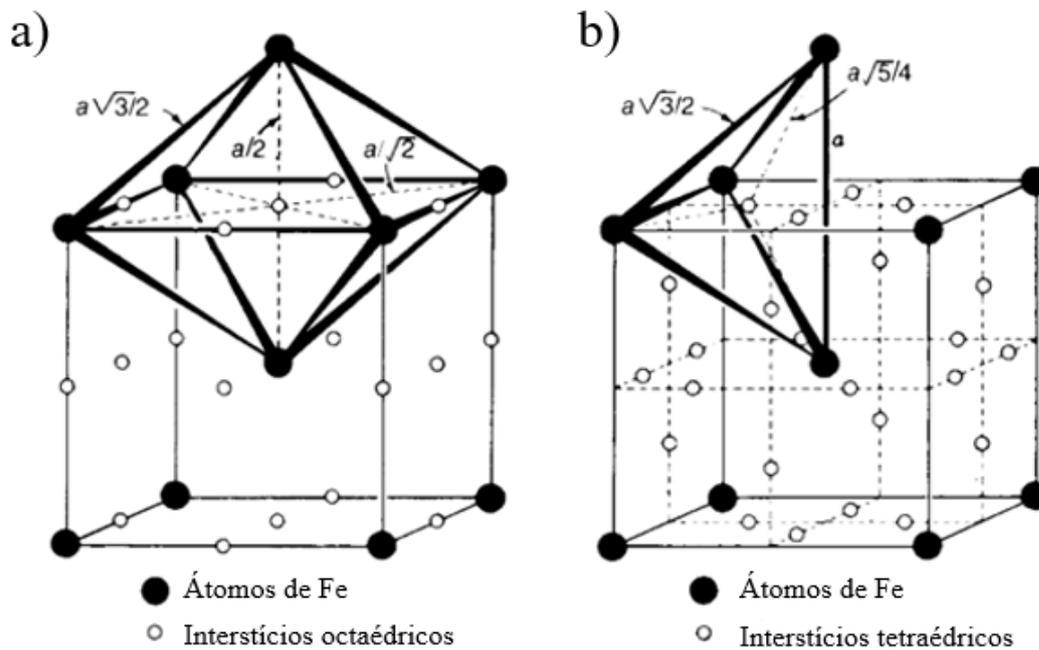


Figura 18: Arranjo cristalino cúbico de corpo centrado; a) Interstícios octaédricos; b) Interstícios tetraédricos (Adaptado de [23]).

A expansão do reticulado promovida pelo átomo de carbono distorce a estrutura de cúbica para tetragonal e, no caso de uma discordância em aresta positiva, o carbono pode aliviar as tensões migrando para a região trativa abaixo da linha da discordância [37]. Os átomos de carbono provocam também distorção não esférica na direção  $\langle 100 \rangle$ , o que resulta na interação com o campo de deformação de cisalhamento da discordância em hélice. Nas proximidades da discordância em hélice onde a direção  $\langle 100 \rangle$  está próxima da deformação de tração principal, os átomos de ferro (Fe) se separam e os interstícios expandem. Dessa forma, os átomos de carbono procuram naturalmente ocupar essas posições. Para os átomos em solução sólida substitucional, as distorções podem ser consideradas esféricas. O grau de distorção por sua vez, varia em função da diferença entre o diâmetro do soluto e solvente. Quando posicionados em regiões apropriadas no campo de tensões das discordâncias, promovem a redução da energia livre através do alívio de tensões. Esses átomos, no entanto, interagem principalmente com as discordâncias em aresta, dado que o campo de tensões associado as discordâncias em hélice é quase de cisalhamento puro [3].

### 2.5.3 Energia de interação entre átomos de soluto e discordância em aresta

A teoria de Cottrell e Bilby [37] avalia a cinética dos átomos de soluto no campo de tensões de uma discordância em aresta. Um átomo em solução sólida substitucional distorce o reticulado em função da diferença de tamanho entre os átomos de soluto e solvente, sendo essa deformação do tipo esférica. Quando o soluto está no campo de tensões de uma discordância, existe uma energia de interação entre ambos. Essa energia de interação é calculada adotando a premissa de um sólido elástico e isotrópico, onde a teoria da elasticidade isotrópica pode ser aplicada. Nesse caso, a deformação radial efetiva seria [36]:

$$\varepsilon = \frac{r' - r}{r} \quad (2.32)$$

onde,  $r'$  e  $r$  são respectivamente o raio do átomo de soluto e solvente. A deformação esférica é calculada multiplicando a área de uma esfera de raio  $r$  com a variação do raio, que resultaria em  $4\pi r^2 \Delta r$ . De acordo a Equação (2.32),  $\Delta r = \varepsilon r$  e a deformação volumétrica pode ser escrita como  $4\pi \varepsilon r^3$ . As tensões hidrostáticas da discordância podem ser definidas, em coordenadas cartesianas, como [36].

$$-\frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \quad (2.33)$$

onde  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$ , e  $\sigma_{zz}$  são as tensões ortogonais. A energia de interação será o produto entre a deformação volumétrica e as tensões hidrostáticas, ou seja, o produto entre  $4\pi \varepsilon r^3$  pela Equação (2.33), o que resulta em [36]:

$$U = -\frac{4}{3}\pi \varepsilon r^3 (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \quad (2.34)$$

Transformando a Equação (2.34) para coordenadas polares, temos [36,37]:

$$U = \frac{4(1 + \nu)\mu b \varepsilon r^3 \sin \theta}{3(1 - \nu)R} \quad (2.35)$$

onde  $b$  é o módulo do vetor de Burgers;  $r$  é o raio do solvante;  $\mu$  o módulo de cisalhamento;  $\nu$  a razão de Poisson;  $R$  a distância entre o átomo de soluto e a linha da discordância e  $\theta$  o ângulo formado entre o plano de deslizamento e a reta que define a menor distância entre o átomo de soluto e a linha da discordância, conforme ilustrado na Figura 19. A Equação (2.35) pode ser simplificada para [36]:

$$U = \frac{A \operatorname{sen} \theta}{R} \quad (2.36)$$

$$A = \frac{4(1 - \nu)}{3(1 + \nu)} \mu b \epsilon r^3 \quad (2.37)$$

onde  $A$  é a constante de interação. Para o átomo de ferro (Fe), a substituição dos parâmetros  $b = 2,48 \times 10^{-10}$  m;  $r = 1,24 \times 10^{-10}$  m;  $\mu = 7 \times 10^{11}$  Pa e  $\nu = 0,33$  na Equação (2.37) resulta em  $A = 8,8 \times 10^{-29} \epsilon \text{ Nm}^2$ . Sendo assim, a constante de interação para um átomo substitucional com raio 10% superior ao Fe resultaria em  $A = 8,8 \times 10^{-30} \text{ Nm}^2$  [36].

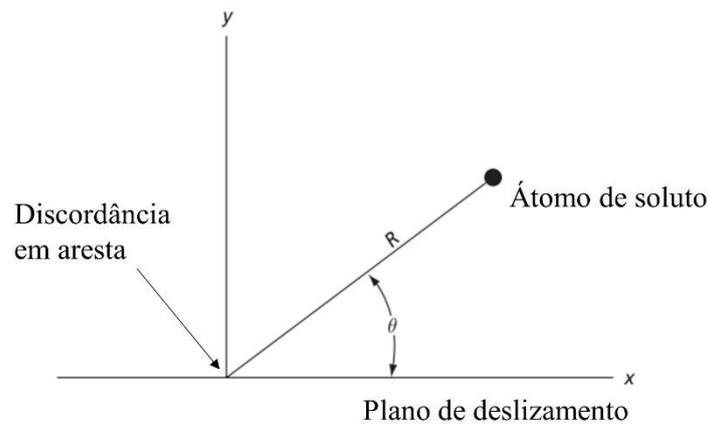


Figura 19: Posição do átomo em relação a linha da discordância pelo sistema de coordenadas polares (Adaptado de [36]).

A energia de interação entre o átomo em solução sólida intersticial e uma discordância em aresta no Fe- $\alpha$  também pode ser avaliada através da Equação (2.36). O cálculo da constante de interação  $A$ , no entanto, é mais complexo devido a simetria tetragonal, ao contrário da simetria esférica na solução sólida substitucional [36]. Neste caso, Cottrell e Bilby [37] consideraram apenas a interação hidrostática entre ambos, chegando na relação:

$$U = A \frac{\sin \theta}{R} = \Delta v \frac{\mu b}{3\pi} \frac{1 + \nu \sin \theta}{1 - \nu} \frac{1}{R} \quad R \geq R_0; \quad U = 0 \quad R < R_0 \quad (2.38)$$

onde,  $\Delta v$  é a variação de volume produzida pela introdução do átomo de carbono no interstício. No cálculo da constante de interação para o átomo de carbono, Cottrell e Bilby [37] encontraram ( $A = 3 \times 10^{-29} Nm^2$ ), enquanto Schoeck e Seeger [50], posteriormente encontraram  $A = 1,84 \times 10^{-29} Nm^2$ , sendo este considerado mais preciso.

#### 2.5.4 Difusão Atômica

Existem dois mecanismos de difusão através de um sólido, que são: a difusão por lacunas e a difusão intersticial. Na difusão intersticial, o fator predominante é a aquisição de energia térmica suficiente para o átomo sobrepor a barreira energética imposta pela distorção do reticulado [24]. A taxa de difusão é diretamente proporcional a temperatura e, quando os átomos de soluto nas proximidades das discordância se atraem mutuamente, uma segunda fase pode precipitar [3]

A difusão sempre está associada a redução da energia livre de Gibbs. Em geral, esta condição é estabelecida quando os átomos difundem de regiões de alta para baixa concentração, dado que a difusão no sentido de aumentar o gradiente de concentração não é comum. A difusão cessa quando o potencial químico dos átomos se igualam, entrando em equilíbrio [24]. A Equação (2.39) conhecida como Primeira Lei de Fick, é a expressão analítica que representa a difusão entre planos atômicos como resultado do gradiente de concentração de uma determinada espécie. Ela é aplicada para a difusão unidirecional em estado estacionário, quando o fluxo não varia com o tempo. O sinal negativo implica que o fluxo é contrário ao gradiente de concentração, ou seja, a espécie B difunde da região de maior para menor concentração [3,24].

$$J_B = -D_B \frac{dC_B}{dx} \quad (2.39)$$

onde  $D_B$  é o coeficiente de difusão, dado em  $m^2 \cdot s^{-1}$ ;  $J_B$  é a quantidade de material que difunde por segundo na direção normal ao plano atômico em  $kg \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$  e  $\frac{dC_B}{dx}$  é o

gradiente de concentração em  $kg.m^{-4}$ . Na difusão em estado não estacionário, o fluxo e o gradiente de concentração em um ponto do sólido variam com o tempo. Esta condição está presente na maioria das situações práticas [24,51] e pode ser representada de acordo com a Equação (2.40), classificada como a Segunda Lei de Fick.

$$\frac{\partial C_B}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_B \frac{\partial C_B}{\partial x} \right) \quad (2.40)$$

Quando variações no coeficiente de difusão em função da concentração podem ser ignoradas, a Equação (2.40) adota a forma [24]:

$$\frac{\partial C_B}{\partial t} = D_B \frac{\partial^2 C_B}{\partial x^2} \quad (2.41)$$

A Equação (2.41) pode ser resolvida desde que as condições de contorno sejam estabelecidas. Uma solução de importância prática é aquela para um sólido semi-infinito, onde a concentração da espécie difusora, geralmente uma fase gasosa, na superfície do sólido é mantida constante. As condições de contorno podem ser descritas matematicamente como [51]:

$$t = 0, \quad C = C_0; \quad 0 \leq x \leq \infty \quad (2.42)$$

$$t > 0, \quad C = C_s(\text{constante na superfície}); \quad x = 0 \quad (2.43)$$

$$C = C_0; \quad x = \infty \quad (2.44)$$

onde  $x$  é a posição no sólido;  $C_0$  é a concentração da espécie difusora, distribuído uniformemente antes da difusão e  $C_s$  é a concentração, mantida constante, na superfície do sólido. A aplicação das condições de contorno na Equação (2.41) fornece [51]:

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (2.45)$$

onde  $C_x$  é a concentração a uma distância  $x$  após um tempo  $t$  e  $\operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$  é a função erro de Gauss, com valores tabelados para várias entradas do domínio da função [51].

### 2.5.4.1 Efeito da Temperatura

A difusão intersticial é resultado de saltos atômicos entre os interstícios. A migração desses átomos envolve o deslocamento dos átomos do reticulado para além da posição de equilíbrio, essa distorção é a origem da barreira energética imposta à difusão. A difusividade de uma espécie qualquer está intimamente relacionada à frequência dos saltos atômicos. Em qualquer sistema em equilíbrio térmico, os átomos estão vibrando, colidindo mutuamente e alterando a sua energia vibracional. A fração de átomos com uma energia maior ou igual a  $\Delta G$  é expressa como  $\exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right)$  [24]. A Figura 20 mostra as etapas de difusão e a variação da energia livre associada.

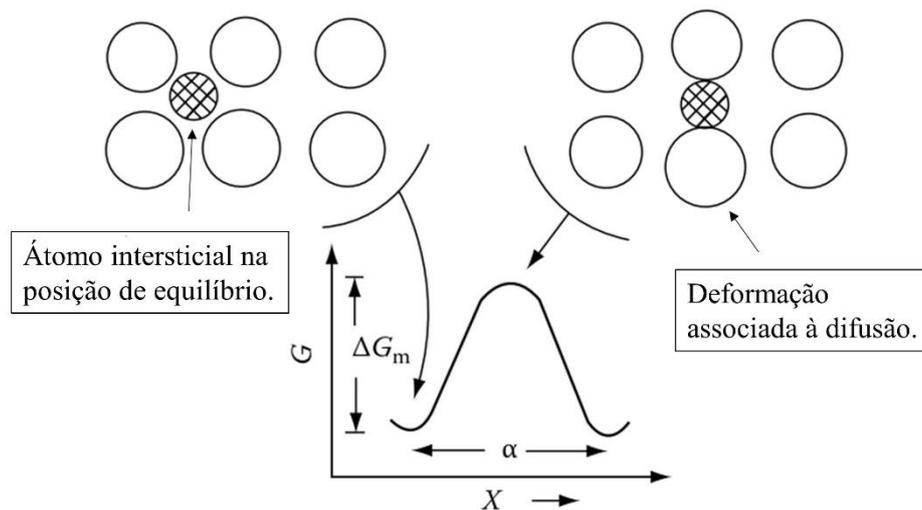


Figura 20: Barreira energética associada ao salto intersticial (Adaptado de [24]).

Se o átomo vibra com uma frequência média  $\nu$  na direção  $x$ , então ele realiza  $\nu$  tentativas de salto por segundo. A fração de tentativas bem sucedidas pode ser expressa como  $\exp\left(\frac{\Delta G_m}{RT}\right)$ , onde  $\Delta G_m$  é a energia de ativação para a migração. A Equação (2.46) representa a frequência de saltos, onde  $z$  é a quantidade de sítios nas proximidades, disponíveis para a difusão [24]:

$$\Gamma_B = z\nu \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{RT}\right) \quad (2.46)$$

Como  $\Delta G_m$  pode ser escrita na forma  $\Delta G_m = \Delta H_m - T\Delta S_m$  e o coeficiente de difusão como  $D_B = \frac{1}{6}\Gamma_B\alpha^2$ , a substituição de  $\Delta G_m$  na Equação (2.46) e, em seguida na expressão do coeficiente de difusão fornece [24]:

$$D_B = \left[ \frac{1}{6}\alpha^2 z v \exp\left(\frac{\Delta S_m}{R}\right) \right] \exp\left(-\frac{\Delta H_m}{RT}\right) \quad (2.47)$$

A Equação (2.47) pode ser simplificada para uma equação do tipo Arrhenius:

$$D_B = D_{B0} \exp\left(-\frac{Q_{di}}{RT}\right) \quad (2.48)$$

onde  $D_{B0} = \left[ \frac{1}{6}\alpha^2 z v \exp\left(\frac{\Delta S_m}{R}\right) \right]$  e  $Q_{di} = \Delta H_m$ .

A Equação (2.48) mostra que D e  $\Gamma$  aumentam exponencialmente com a temperatura, numa taxa determinada pela entalpia de ativação para a difusão intersticial ( $Q_{di}$ ). Ademais, a equação está de acordo com os resultados experimentais para a difusão por lacunas e intersticial. Na difusão intersticial, a entalpia de ativação está relacionada apenas à barreira energética oriunda da distorção do reticulado para a migração do átomo entre os interstícios e, essa energia aumenta com o tamanho do átomo. Para a difusão intersticial no Fe- $\alpha$ , dados experimentais mostram que essas energias são de 84,1 kJ/mol para o carbono, 76,1 kJ/mol para o nitrogênio e 13,4 kJ/mol para o hidrogênio [24].

### 2.5.5 Dependência tempo-temperatura no acúmulo de átomos de soluto na atmosfera da discordância

O trabalho de Cottrell e Bilby [37] analisa especificamente a formação de uma atmosfera de soluto pelos átomos de carbono em solução sólida intersticial em torno de uma discordância em aresta no Fe- $\alpha$ , podendo ser estendido a linha de raciocínio para o nitrogênio. A energia de interação entre os átomos de carbono e a discordância é da forma [36]:

$$U = A \frac{\sin \theta}{R} \quad (2.49)$$

O conjunto de valores  $\theta$  e  $R$  para os quais  $U$  é constante, definem linhas que atravessam o centro da discordância conforme exemplificado na Figura 21. Elas são classificadas como linhas equipotenciais, com valores positivos na região superior e negativos na inferior. Os menores círculos correspondem ao maior valor em módulo da energia de interação [36].

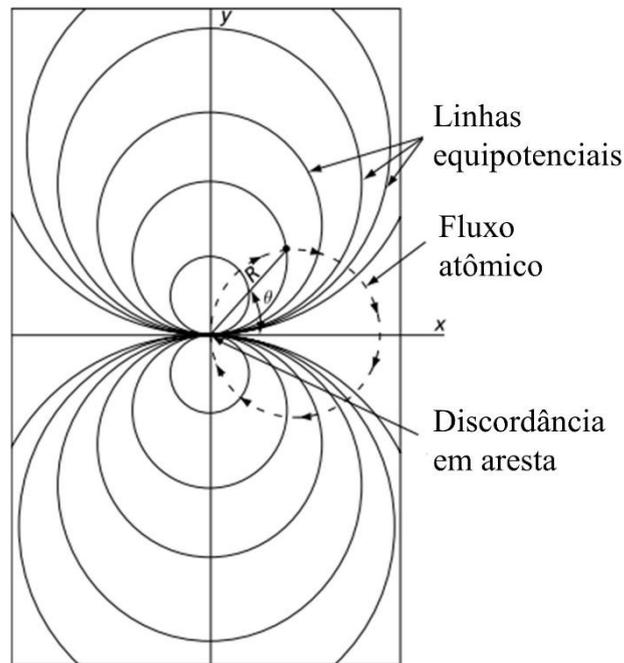


Figura 21: Interação entre átomo intersticial e campo de tensões de discordância em aresta (Adaptado de [36])

O gradiente energético entre as linhas equipotenciais resulta numa força  $F$ , que confere ao átomo de carbono uma determinada velocidade. Na ausência de um gradiente energético, os saltos atômicos são estatisticamente randômicos, ou seja, a concentração é estatisticamente homogênea. No entanto, no campo de tensões de uma discordância em aresta, os saltos são mais frequentes no sentido de redução da energia de interação. O maior gradiente energético ocorre na direção normal às linhas equipotenciais, o que resulta no círculo tracejado da Figura 21 como o possível caminho do átomo de carbono. A fração de átomos de soluto segregados na discordância num tempo  $t$  pode ser calculada com a seguinte expressão [36]:

$$f = \frac{n(t)\rho}{n_0} = \alpha\rho \left( \frac{ADt}{kT} \right)^{2/3} \quad (2.50)$$

Onde,  $\rho$  é a densidade de discordância;  $n(t)$  é o número de átomos de soluto segregados sob a discordância no tempo  $t$ ;  $n_0$  é o número de átomos de soluto por unidade de volume na solução sólida original;  $\alpha$  é uma constante numérica, aproximadamente igual a 3;  $D$  é o coeficiente de difusão;  $k$  a constante de Boltzmann e  $T$  a temperatura absoluta. Se a difusão atômica ocorre em temperatura constante, então a fração atômica aumenta com  $t^{2/3}$  [36]. Esta relação é válida para períodos curtos de envelhecimento, pois não considera a influência da saturação e diferença de concentração conforme a atmosfera da discordância entra em equilíbrio, o que é relevante na modificação da velocidade do fluxo. Para períodos longos, a fórmula de Harper é mais apropriada [52]:

$$f = 1 - \exp[-\alpha\rho(ADt/kT)^{2/3}] \quad (2.51)$$

Harper [52] conduziu experimentos para avaliar a segregação de carbono induzido por deformação em solução sólida supersaturada no Fe- $\alpha$  em fios com 99,95% de pureza, 0,8 mm de diâmetro e 305 mm de comprimento. As amostras foram pré-deformadas cerca de 10%, seguido de armazenamento em nitrogênio líquido até o ensaio de envelhecimento. Elas foram inseridas em fornos para avaliar o fenômeno em 6 temperaturas distintas, no intervalo de 21,5°C a 51,5°C. Um método de fricção interna foi utilizado para medir a concentração de carbono que permanecia em solução sólida conforme os fios envelheciam. Além disso, foi adotada a hipótese de que os átomos de carbono acumulados nas discordâncias até um determinado tempo  $t$  foram removidos da solução sólida. A Figura 22 mostra os resultados obtidos [52]:

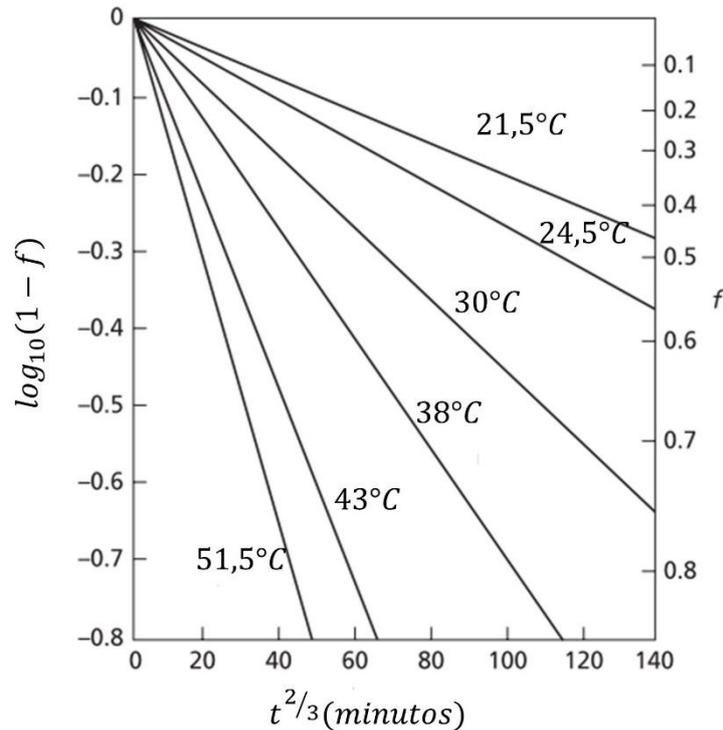


Figura 22: Resultados de Harper para o acúmulo de átomos de carbono na atmosfera da discordância em função do tempo e temperatura (Adaptado de [52]).

De acordo com Harper [52], a energia de ativação para o fenômeno deve ser idêntica à energia para difusão do carbono em Fe- $\alpha$ . Dessa forma, através dos dados obtidos com o experimento da Figura 22, ele calculou a energia de ativação através da inclinação da curva oriunda do  $\ln\left(\frac{T}{t}\right)$  pelo inverso da temperatura absoluta para 50% de segregação ( $f = 0,5$ ). O valor obtido por Harper[52] foi de 83,7 kJ/mol, similar ao reportado na literatura [24] para a energia de ativação para a difusão do carbono em Fe- $\alpha$ . Harper [52] conduziu o mesmo experimento para avaliar a segregação de nitrogênio. Nesse caso, as temperaturas adotadas foram de 19,5°C, 26°C, 31,5°C e 34,5°C, obtendo curvas similares ao do carbono. A energia de ativação, no entanto, foi de 72 kJ/mol, novamente, similar com a literatura [24].

A segregação de átomos de soluto na atmosfera das discordâncias produz variações nas propriedades mecânicas dos materiais. As Equações (2.50) e (2.51), todavia, não estabelecem a relação entre o acúmulo de soluto na atmosfera das discordâncias e, por exemplo, o aumento no limite de escoamento. Esta relação pode ser definida de modo satisfatório considerando  $f = \frac{\Delta\delta}{\Delta\delta_m}$ , onde  $\Delta\delta$  é o incremento na tensão de escoamento devido ao envelhecimento e  $\Delta\delta_m$  é o aumento na condição de máximo

envelhecimento [36]. A Figura 23 mostra os resultados obtidos por Szkopiak e Miodownik [53] no estudo do envelhecimento por deformação em nióbio comercialmente puro. Os autores avaliaram o fenômeno através do retorno do limite de escoamento e medidas de fricção interna. A Figura 23(a) mostra a relação  $f = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_m}$  em função de  $t^{\frac{2}{3}}$  e o ajuste segundo a Equação (2.50), enquanto a Figura 23(b) mostra os mesmos dados ajustados a Equação (2.51). No primeiro caso, a equação descreve o fenômeno de forma satisfatória apenas no estágio inicial, cerca de 65% do envelhecimento [53].

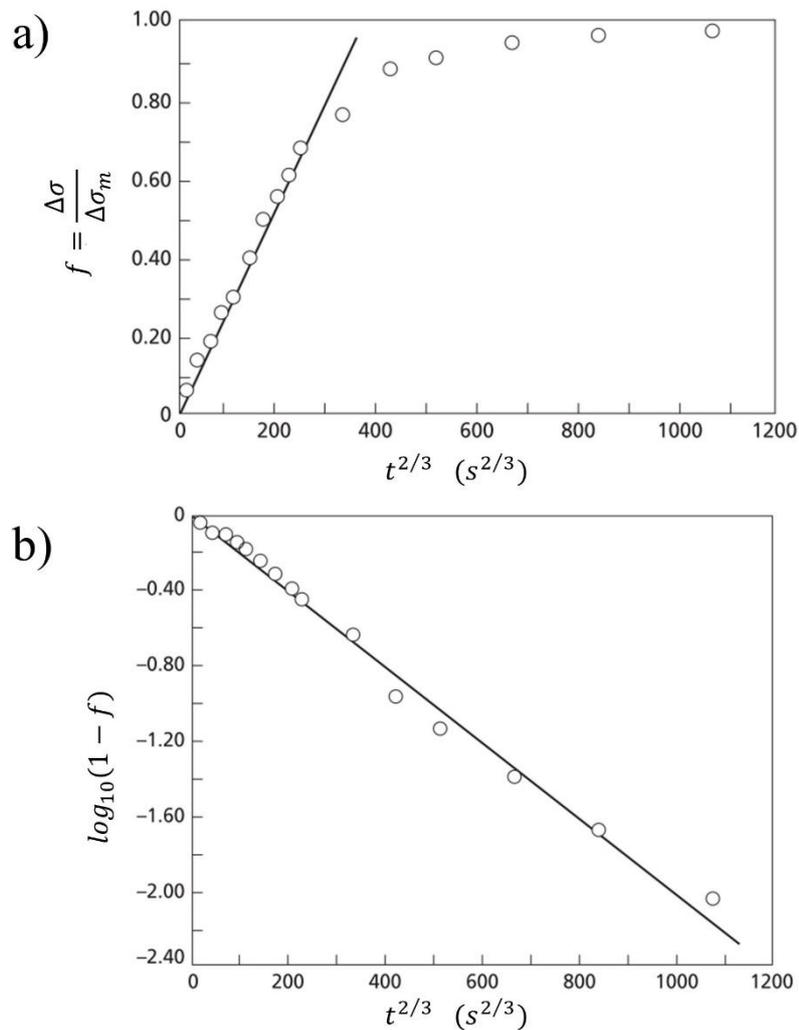


Figura 23: Resultados de Szkopiak e Miodownik [53] no estudo do envelhecimento por deformação em nióbio comercialmente puro; a) Ajuste da Equação (2.50) para o aumento no limite de escoamento; b) Ajuste para a equação de Harper [52] (Adaptado de [36]).

## 2.6 CONTROLE DO ENVELHECIMENTO ESTÁTICO

O controle do envelhecimento estático não está necessariamente relacionado a supressão do limite de escoamento descontínuo. Vale ressaltar que em alguns processos, o envelhecimento posterior é benéfico ao material, como nos aços com efeito *bake hardening*. Para os vergalhões, no entanto, devido às implicações de qualidade que o envelhecimento pós-deformação pode resultar, seria interessante a mitigação desse fenômeno, de modo a garantir a estabilidade das propriedades mecânicas logo após a produção. Em contrapartida, o controle do envelhecimento implica no aumento dos custos de produção, o que é de extrema relevância na produção desse tipo de material. Atualmente, a forma de controle mais viável economicamente para o controle desse fenômeno nos vergalhões ainda é a adição de elementos de liga para precipitação com os elementos intersticiais que participam do processo de formação das atmosferas de Cottrell. Os tópicos a seguir relatam alguns estudos conduzidos para avaliar o efeito da adição de Al, Nb, B, Ti e V, na mitigação do envelhecimento pós-deformação.

### 2.6.1.1 Alumínio

O alumínio é um excelente formador de nitreto e muito utilizado como desoxidante, o que não significa que os aços acalmados com alumínio não apresentam envelhecimento por deformação. Ele deve ser capaz de reduzir o teor de nitrogênio ativo pela combinação de AlN para níveis inferiores a 0,0005%p, o que depende do histórico de tratamento térmico [54]. Segundo Pussegoda [54] em sua revisão, os efeitos da adição de alumínio foram avaliadas para as condições laminada a quente e normalizada a 900°C, após pré-deformação de 10% e envelhecimento por 30 minutos. Os resultados mostraram que, na condição laminada a quente, o alumínio não reduziu o aumento do limite de escoamento, enquanto na condição normalizada, o aumento reduziu significativamente. Este comportamento foi associado a solubilidade do alumínio e nitrogênio na temperatura de reaquecimento, entre 1100-1200°C. Nesta condição, para um aço baixo carbono com 0,04%p Al e 0,006%p N, a maioria do nitrogênio e alumínio estão em solução e, dessa forma, na condição laminada a quente o nitrogênio ativo é suficiente para causar o envelhecimento. A cinética de precipitação do AlN é lenta quando o aço é resfriado do campo austenítico, mas a precipitação é rápida quando reaquecido na normalização [54].

### 2.6.1.2 Nióbio

O precipitado de nióbio geralmente é da forma Nb(C,N) [54]. Segundo a revisão de Pussegoda [54] o efeito da adição de 0,036%p de Nb foi avaliado em aço semi-acalmado, com composição de 0,11%p C, 1%p Mn e 0,004%p N. O material foi estudado na condição laminada a quente e normalizada, com pré-deformação de 10% e envelhecido em temperaturas distintas por um período de 30 minutos. O aço na condição laminada a quente apresentou melhores resultados em relação ao aumento do limite de escoamento, principalmente para temperaturas de envelhecimento inferiores a 100°C. Outro material estudado foi o aço baixo carbono com 0,13%p C, 0,5%p Mn, 0,16% Si e 0,005% N, nas condições laminada a quente e normalizada. Os resultados demonstraram a variação no aumento do limite de escoamento pela concentração de nióbio após pré-deformação de 4% e tratamento térmico a 100°C durante 1 hora. A variação do limite de escoamento começava a reduzir para um teor de 0,06%p Nb para ambas as condições, porém, quando o material laminado a quente era aquecido a 650°C por 30 minutos o envelhecimento por deformação era praticamente extinto e, efeito similar era observado para a condição normalizada. O comportamento foi associado à formação majoritária de carbeto de nióbio em detrimento do nitreto para ambas as condições e, na ocorrência de tratamento térmico o percentual de nitreto de nióbio aumentaria [54].

David *et al.* [55] investigaram o efeito do envelhecimento por deformação no vergalhão CA-60 produzido através do aço A913 com teores de 0,09% de C, 0,56% de Mn, 0,0072%p de N e 0,03%p de Nb. O material sofreu redução de área de 56% durante deformação a frio e foi envelhecido a 100°C. Os autores registram aumentos no limite de escoamento de cerca de 16 MPa [55].

### 2.6.1.3 Boro

Morgan e Shyne [56] investigaram o efeito da adição de boro para mitigar o envelhecimento por deformação devido ao custo inferior quando comparado a outros possíveis formadores de nitretos como o titânio, nióbio e vanádio. O boro é um desoxidante intermediário e, dessa forma, a depender do teor adicionado pode ser aplicado na produção de aço efervescente sem prejudicar a evolução de gases característica desse tipo de aço. Os autores observaram que o teor de boro de cerca de

0,007%p atuava na prevenção do envelhecimento por deformação e não reagiria com o oxigênio [56].

#### 2.6.1.4 Titânio

O titânio é um excelente formador de nitreto, porém, na sua aplicação em aço semi-acalmado pode haver formação de óxido. No estudo sobre o efeito do titânio, Smaill *et al.* [57] avaliaram as composições com 0,2%p de C; 0,45%p de Mn e 0,25%p de C; 1,3%p de Mn, laminadas a quente em forma de vergalhões com 25,4 mm de diâmetro. O material sofreu pré-deformação de cerca de 5% e envelhecimento a 100°C por 3 horas. Os autores concluíram que o nitrogênio era efetivamente estabilizado para teores de titânio de pelo menos 0,025%p, com redução significativa do aumento no limite de escoamento, obtendo valores de cerca de 10 MPa. Para os aços com 0,005-0,006%p de N a composição estequiométrica Ti/C sugere que o teor de titânio deve estar entre 0,017-0,025%p. A composição com 1,3%p Mn apresentou retorno do acréscimo no limite de escoamento para teores de titânio acima de 0,025%p, que foi atribuído a precipitação de TiC na temperatura de envelhecimento [57].

#### 2.6.1.5 Vanádio

O vanádio é uma opção para a estabilização do nitrogênio ativo, dado que ele apresenta maior probabilidade de formação de nitreto em relação ao carbeto. Erasmus e Pussegoda [58] estudaram o efeito do vanádio no envelhecimento por deformação de um vergalhão na condição laminada a quente. As adições de vanádio estavam entre 0-0,1%p e o teor de nitrogênio das amostras estudadas era na média 0,0056%p. O material foi pré-deformado cerca de 5% e submetido a ensaios de tração após o envelhecimento a 100°C por 3h, o que representa aproximadamente um período de 9 meses a 15°C. Os autores concluíram que adições de 0,06%p de vanádio são suficientes para reduzir significativamente o aumento no limite de escoamento ( $\Delta\sigma_y$ ), obtendo valores de aproximadamente 10 MPa. A razão V/N de 7 a 9 parece ser suficiente para combinar a maioria do nitrogênio ativo como VN, podendo resultar em precipitação de carbeto de vanádio quando essa razão é excedida [58].

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

##### 3.1.1 Composição Química das Bobinas

A matéria-prima para a produção das bobinas por laminação a quente foram tarugos de lingotamento contínuo oriundos de aciaria elétrica, sendo resultado principalmente da fusão de sucata no forno elétrico a arco (FEA). Suas dimensões aproximadas foram de 1400x13x13 cm. A Figura 24 exemplifica de forma esquemática a dimensão dos tarugos que foram laminados a quente para a produção das bobinas.

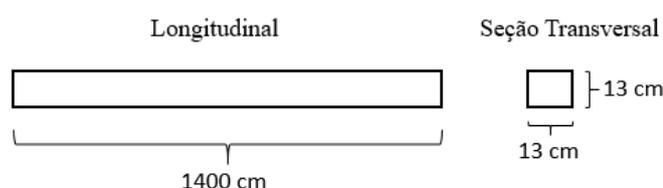


Figura 24: Esquema das dimensões aproximadas dos tarugos produzidos em aciaria elétrica por lingotamento contínuo.

As Tabelas 1 a 4 apresentam as composições definidas para o projeto. O acompanhamento das propriedades mecânicas dos vergalhões CA-60 reto  $\phi$  5 mm consistiu na definição de 4 composições distintas dos aços SAE 1012 e SAE 1010. As composições foram definidas de acordo com o teor de elementos intersticiais, dado a influência destes no processo de envelhecimento pós-deformação a frio. Para cada aço, foram escolhidas 2 composições, uma com alto e outra com baixo teor de elementos intersticiais, dentro dos limites estabelecidos para a produção dos vergalhões. O termo baixo teor de elementos intersticiais será abreviado para BTI e de forma análoga ATI corresponderá a alto teor de elementos intersticiais. Para o cálculo do CEQ foi utilizada Equação (2.1).

Tabela 1 – Composição química aço SAE 1012 BTI.

Elemento	Fe	C	Cr	Cu	Mn	Ni	P	S	Si	Sn	N	CEQ
(%p)	Bal.	0,130	0,070	0,112	0,545	0,050	0,017	0,014	0,125	0,018	0,0063	0,29

Tabela 2 – Composição química aço SAE 1012 ATI.

Elemento	Fe	C	Cr	Cu	Mn	Ni	P	S	Si	Sn	N	CEQ
(%p)	Bal.	0,150	0,100	0,123	0,530	0,050	0,026	0,020	0,140	0,012	0,0086	0,32

Tabela 3 – Composição química aço SAE 1010 BTI.

Elemento	Fe	C	Cr	Cu	Mn	Ni	P	S	Si	Sn	N	CEQ
(%p)	Bal.	0,085	0,070	0,101	0,425	0,040	0,016	0,013	0,095	0,016	0,0068	0,21

Tabela 4 – Composição química aço SAE 1010 ATI.

Elemento	Fe	C	Cr	Cu	Mn	Ni	P	S	Si	Sn	N	CEQ
(%p)	Bal.	0,100	0,070	0,123	0,400	0,050	0,018	0,018	0,095	0,013	0,0088	0,23

## 3.2 MÉTODOS

### 3.2.1 Processamento

#### 3.2.1.1 Laminação a Quente dos Tarugos

Os tarugos foram inseridos no forno de reaquecimento e aquecidos até aproximadamente 1100°C através da combustão de gás natural em forno do tipo soleira móvel. Após atingir a temperatura de trabalho, iniciou-se o processo de conformação mecânica, consistindo no total em 25 passes até a obtenção do fio-máquina  $\phi$  7 mm. Cada bobina corresponde a um tarugo introduzido no laminador, com massa ligeiramente inferior devido aos despontes de cabeça e cauda (extremidades da barra) ao longo do processo. Após o último passe no bloco acabador, o material com as dimensões do fio-máquina  $\phi$  7 mm passa pela zona de resfriamento, uma sequência de 2 caixas d'água, onde a temperatura do material é reduzida para cerca de 850°C. Após a zona de resfriamento, o material ainda incandescente passa pelo impulsor e formador de espiras antes de ser depositado sobre o stelmor, onde o tratamento térmico é finalizado. A Figura 25 exemplifica o tubo formador de espiras, que através da rotação em alta

velocidade converte o fio-máquina disposto linearmente ao longo do laminador em espiras que são depositadas sobre as correntes do stelmor.

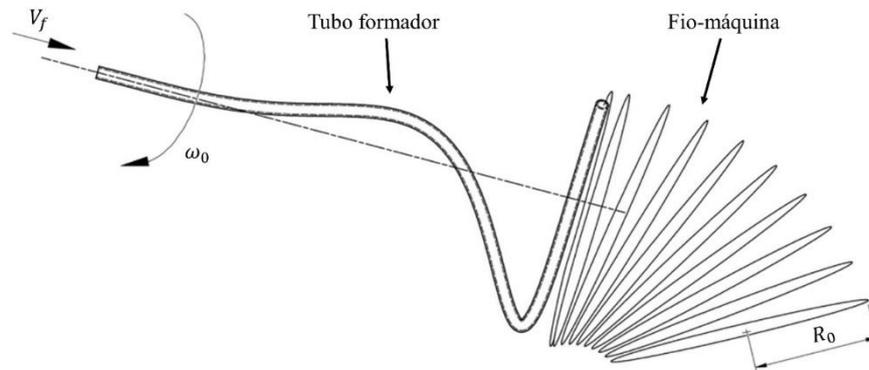


Figura 25: Conversão do fio-máquina em espiras pelo tubo formador (Adaptado de [29]).

A Figura 26 mostra o fio-máquina sendo depositado no stelmor após o processo de conformação e o resfriamento das espiras sob ventilação forçada. A Figura 26(a) ilustra o efeito do tubo formador em processo real de formação de espiras a aproximadamente 900°C. A Figura 26(b) evidencia as características do tratamento térmico via stelmor, como a formação de regiões com taxas de resfriamento distintas. Nas laterais, a taxa de resfriamento é inferior devido a sobreposição e, conseqüentemente maior densidade de espiras. Na região central, ao contrário, a taxa de resfriamento é superior devido à menor densidade de espiras, o que resulta na heterogeneidade das propriedades mecânicas do produto final. Ademais, na produção de fio-máquina, as regiões de cabeça e cauda das bobinas devido às características do processo também são fontes de heterogeneidades.

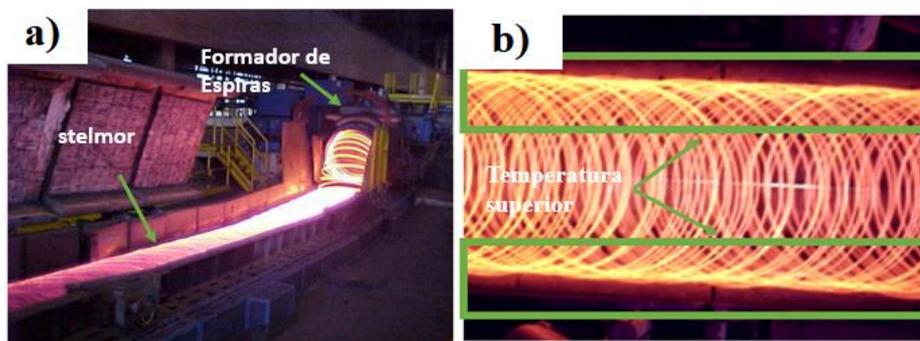


Figura 26: Tratamento térmico no stelmor; a) Transição entre o formador de espiras e stelmor (Adaptado de [59]) ; b) vista superior das espiras no stelmor (Adaptado de [60])

O stelmor, onde as bobinas de fio-máquina  $\phi$  7 mm foram tratadas termicamente, é composto por uma sequência de 5 ventiladores que ficam posicionados sequencialmente sob a plataforma onde as espiras são transportadas. O fio-máquina perde a incandescência gradativamente pelo efeito do ar soprado, sendo transferido para o transportador vertical a uma temperatura de aproximadamente  $150^{\circ}\text{C}$ . A Figura 27 ilustra esquematicamente as principais características do sistema de tratamento térmico. As bobinas de fio-máquina, após o tratamento térmico, foram amarradas e compactadas em prensas automáticas. Em seguida, elas foram pesadas, identificadas e transportadas para a trefila, onde foram conformadas para a produção do CA-60 reto  $\phi$  5 mm.

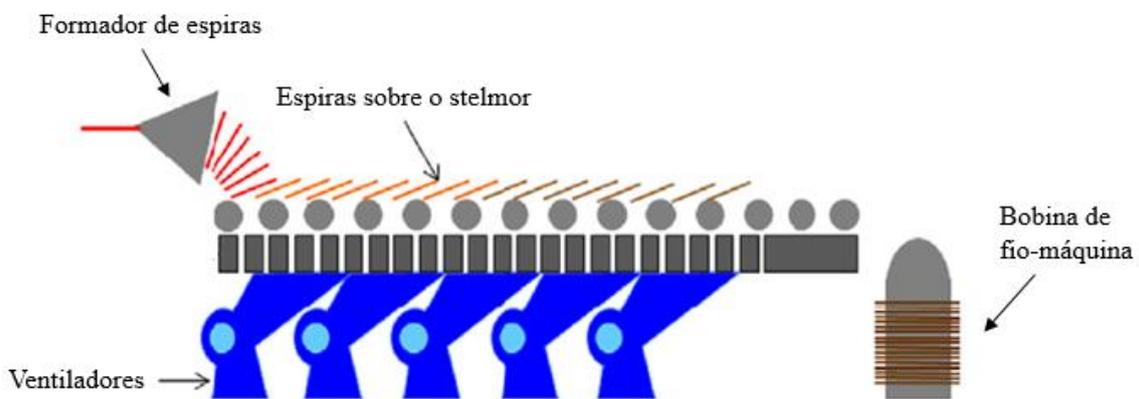


Figura 27: Tratamento térmico do fio-máquina via stelmor (Adaptado de [61]).

### 3.2.1.2 Trefilação do fio-máquina

Na trefila, as bobinas de fio-máquina  $\phi$  7 mm foram submetidas ao processo de conformação a frio para a produção do CA-60 reto  $\phi$  5 mm. Elas são colocadas no pay-off (estrutura do equipamento que suporta as bobinas enquanto são trefiladas), passam por seção de decapagem mecânica, caixa de sabão, cassetes de trefilação, zona de resfriamento, endireitamento e corte. As bobinas de fio-máquina  $\phi$  7 mm foram submetidas a 2 passes de conformação, sendo o último responsável pela marcação das nervuras. O produto final, após a conformação do fio-máquina, são barras de CA-60 reto  $\phi$  5 mm com 12 metros comprimento compactadas em feixes. A Figura 28 ilustra esquematicamente o processo de trefilação.

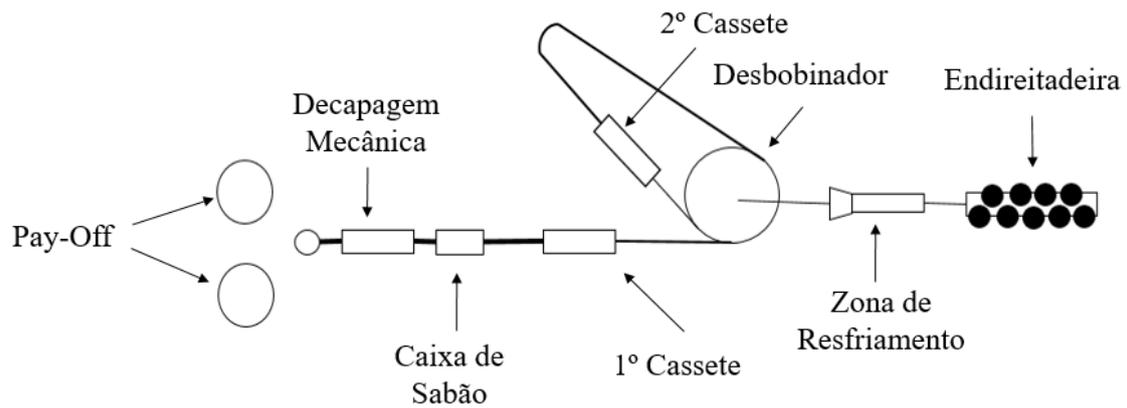


Figura 28: Esquema do processo de trefilação.

As barras de vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm para ensaio de tração foram extraídas ao se aproximar da região central das bobinas, com o objetivo de evitar as regiões de cabeça e cauda e, conseqüentemente suas heterogeneidades microestruturais. Inicialmente, a massa linear foi definida e após a estabilização foram registrados os principais parâmetros de processo. Em seguida, as barras de vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm foram selecionadas e armazenadas para ensaio de tração.

### 3.2.1.2.1 Parâmetros de processamento na produção do CA-60 reto $\phi$ 5 mm por trefilação.

A Tabela 5 apresenta as principais variáveis do processo de trefilação. Os dados registrados foram: diâmetro do fio-máquina de entrada, diâmetro no primeiro e segundo passe, velocidade de trefilação, massa linear e pressão da alimentação de água para o sistema de resfriamento. Um micrômetro calibrado foi utilizado para medir os diâmetros dos fios-máquina de entrada, bem como no primeiro e segundo passe. Nos últimos casos, o equipamento foi interrompido para a obtenção das medidas, retomando na sequência para a retirada de amostras.

Tabela 5: Parâmetros de processamento na produção do CA-60 reto  $\phi$  5 mm por trefilação.

Material	$\phi$ FM (mm)	$\phi$ 1° Passe (mm)	$\phi$ 2° Passe (mm)	$v$ (m/s)	$m_t$ ( $\frac{kg}{m}$ )	P (bar)
SAE 1012 BTI	6,89	6,11	5,11	3,4	0,155	1-1,5
SAE 1012 ATI	6,81	5,77	5,02	3,4	0,156	1-1,5
SAE 1010 BTI	7,00	5,86	5,13	4,5	0,153	1,5
SAE 1010 ATI	6,86	5,83	5,14	4,5	0,155	1,5

A Tabela 6 mostra o grau de redução em área da seção transversal para cada bobina após o primeiro e segundo passe. A redução em área foi calculada com os dados da Tabela 5 e aplicação da Equação (2.3). Com exceção da composição SAE 1012 BTI, o padrão observado é uma sequência decrescente no grau de redução do primeiro para o último passe objetivando, dentre outras finalidades, prevenir uma possível ruptura. Para todas as composições, o grau de redução máximo observado por passe foi de 30%.

Tabela 6: Grau de redução em área para o primeiro e segundo passe.

Material	Grau de Redução 1° Passe (% área)	Grau de Redução 2° Passe (% área)
SAE 1012 BTI	21	30
SAE 1012 ATI	28	24
SAE 1010 BTI	30	23
SAE 1010 ATI	28	22

### 3.2.1.2.2 Acompanhamento da temperatura

No processo de conformação do fio-máquina  $\phi$  7 mm para a produção do CA-60 reto  $\phi$  5 mm parte da energia é liberada na forma de calor, o que resulta em ligeiro aumento da temperatura do material sob processamento. Imagens foram registradas com a câmera termográfica FLIR E40, a fim de quantificar e analisar possíveis influências do aumento de temperatura no envelhecimento por deformação estático posterior ao processamento. As imagens foram capturadas nas regiões do desbobinador (após último passe) e produto acabado (após zona de resfriamento e endireitamento), conforme ilustrado na Figura 28.

### **3.2.2 Procedimento para retirada das amostras**

Para a condução dos ensaios de tração e análise microestrutural, foram extraídas amostras do fio-máquina e vergalhão com o auxílio de tesoura para corte de vergalhão. As amostras de fio-máquina foram coletadas imediatamente antes do processo de trefilação, com remoção e descarte de aproximadamente 30 espiras, afim de evitar qualquer heterogeneidade oriunda da laminação. Em seguida, foram separadas cerca de 4 espiras para a condução dos ensaios e definição das propriedades mecânicas antes do processo de trefilação.

As amostras de vergalhão foram coletadas durante a trefilação, após a estabilização e registro dos parâmetros de processo. No decorrer do processo de trefilação, a bobina é consumida paulatinamente enquanto as barras de vergalhão são endireitadas e cortadas. Dessa forma, a fim de favorecer a representatividade, as amostras de vergalhão foram selecionadas nas proximidades da região central da bobina. Cerca de 10 barras do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm foram separadas e identificadas para os ensaios posteriores.

### **3.2.3 Caracterização Microestrutural**

#### *3.2.3.1 Preparação Metalográfica*

Amostras de fio-máquina e vergalhão foram submetidas à preparação metalográfica para posterior observação microestrutural, quantificação de fases, definição de tamanho de grão e comparação com os resultados da literatura. Foram preparadas amostras referentes às regiões de seção transversal para o fio-máquina e longitudinal do vergalhão. A preparação seguiu as etapas de corte, embutimento a quente, lixamento, polimento e ataque químico.

A Figura 29(a-d) mostra parte do aparato utilizado na preparação das amostras. Inicialmente, elas foram cortadas com o auxílio de tesoura para corte de vergalhão com comprimento de aproximadamente 10 cm e enviadas para o laboratório. Para adequar o tamanho das amostras ao embutimento, elas foram cortadas novamente em pedaços de aproximadamente 1 cm de comprimento na máquina da Figura 29(a), equipada com disco de alta velocidade e resfriamento à água. Estas amostras, na sequência, foram embutidas

a quente com baquelite na máquina da Figura 29(b) para posterior lixamento e polimento. As Figura 29(c) e (d) mostram, respectivamente, a lixadeira e politriz utilizadas na preparação metalográfica. As lixas empregadas na preparação foram de granulometrias 120, 280, 400 e 600, nesta sequência, com auxílio de refrigeração à água. O procedimento padrão foi adotado para o lixamento da superfície, que consiste na rotação de 90° da superfície da peça e observação do alinhamento dos riscos. Após a última lixa, a superfície foi polida com panos de 15, 6 e 1  $\mu\text{m}$  e pasta de diamante de granulometria correspondente ao número do pano. Para a refrigeração, nessa etapa, foram aplicados álcool e lubrificante concentrado para polimento de metais ferrosos da marca Arotec, com exceção do último pano onde foi aplicado apenas álcool. O ataque químico, após o polimento das amostras, foi feito com a solução Nital 2% por imersão durante aproximadamente 35 segundos.



Figura 29: Preparação metalográfica; a) Máquina de corte; b) Embutidora; c) Lixadeira; d) Politriz.

### 3.2.3.2 Observação Microestrutural

Para análise de tamanho de grão, quantificação de fases e orientação microestrutural foram registradas imagens da seção transversal do fio-máquina e seção longitudinal do vergalhão. A Figura 30 apresenta o microscópio óptico utilizado para obter as imagens da microestrutura. Este microscópio é um OLYMPUS U-CMAD-2, equipado com um sensor digital de imagem CMOS 1/2.3" 10 MP modelo MT9J003. Para cada aumento (200, 500 e 1000x) foram captadas 3 imagens nas seções longitudinais e transversais. O tamanho de grão foi calculado pelo método do intercepto de acordo com a norma ASTM E112-13 [62] e auxílio do programa ImageJ. A fórmula utilizada para a conversão do intercepto linear médio em número ASTM foi  $G = (-6,643856 \log_{10} l) - 3,288$ . A norma ASTM E562-19 [63] foi a referência para o cálculo da fração volumétrica de fases. Os resultados apresentados são provenientes da análise 3 imagens com magnitude de 500x. Neste caso, o software ImageJ também auxiliou na sobreposição de uma malha de 192 pontos para a definição de fração volumétrica de fases.



Figura 30: Microscópio Olympus U-CMAD-2.

### 3.2.4 Ensaio de Tração

A variação nas propriedades mecânicas devido ao envelhecimento por deformação foi quantificada mediante ensaio de tração em temperatura ambiente. O material coletado e identificado foi ensaiado em intervalos de tempo pré-determinados, com o objetivo de avaliar a magnitude do envelhecimento nas principais propriedades fornecidas pelo ensaio de tração, bem como a sua dependência com o tempo. Os ensaios foram conduzidos segundo a ABNT NBR ISO 6892 [64]. O dia “0” é aquele em que o material foi processado e em seguida ensaiado a fim de registrar as propriedades mecânicas de partida. Neste dia, foram ensaiadas amostras do fio-máquina e vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm. As espiras de fio-máquina foram endireitadas, cortadas no comprimento adequado para ensaio de tração (cerca de 450 mm) e marcadas para calcular o alongamento total após a ruptura do corpo de prova. De acordo com os critérios da norma, o tamanho inicial utilizado como referência no cálculo do alongamento total ser 10 vezes o diâmetro nominal [2]. Além disso, as amostras foram pesadas para definição da massa linear e, com exceção do endireitamento, o mesmo procedimento foi adotado para as amostras de vergalhão.

Para cada composição foram ensaiadas 4 amostras, com intervalo de tempo de aproximadamente 3 dias. Para o fio-máquina também foram realizados 4 ensaios, porém, apenas no dia do processamento, para identificar as suas propriedades de entrada. A Figura 31 mostra o aparato de teste montado. A Figura 31(a) é a máquina de tração utilizada para ensaio, da marca Tinius Olsen Super “L” modelo 602 com capacidade de 265 kN e na Figura 31(b) o extensômetro LSM-4%-50, com abertura inicial de 50 mm e ajuste para corpos de prova de 1,6 a 16 mm de diâmetro ou espessura.

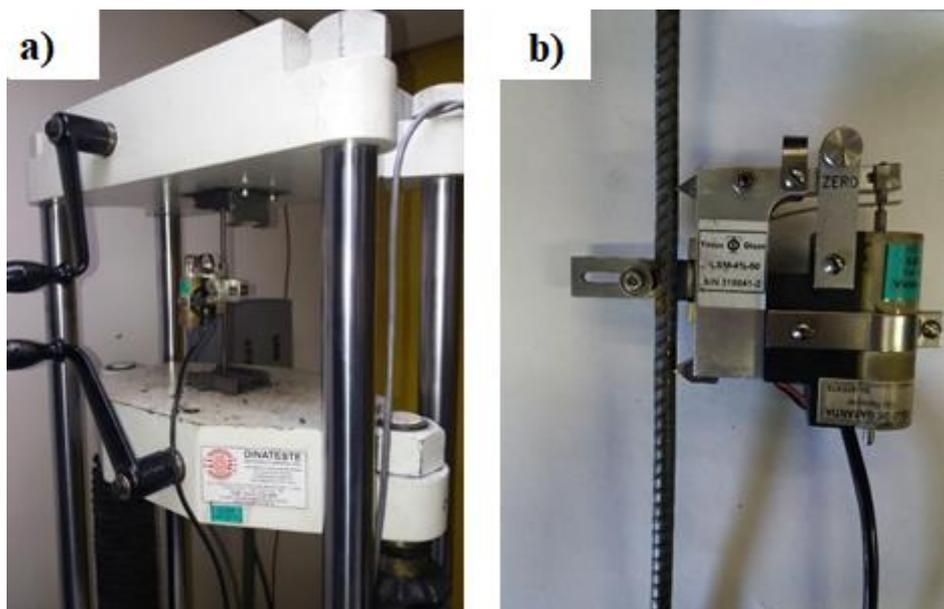


Figura 31: Ensaio de tração; a) Máquina de tração com aparato montado; b) Extensômetro.

A máquina para ensaio de tração é conectada a um computador e com o auxílio do software Horizon fornece as principais informações do ensaio. Na definição do limite de escoamento para o vergalhão CA-50 reto  $\phi$  5 mm, foi utilizado o método da reta paralela à região de deformação elástica na deformação permanente de 0,2%. Os segmentos de controle da máquina de tração foram uma pré-carga de 200 N, velocidade do travessão de 5 mm/min até 0,6% de deformação e 40 mm/min de 0,6% de deformação até a ruptura. Para o fio-máquina  $\phi$  7 mm os segmentos de controle foram de 20 mm/min até 10 mm, seguido de um controle de 90 mm/min até a ruptura. Para o fio-máquina, não há necessidade de utilizar o extensômetro devido a presença do patamar de escoamento definido. Em função das características da máquina, na condução dos ensaios para o vergalhão o extensômetro foi mantido até a deformação de aproximadamente 0,8%, ponto em que o software emite alerta para remoção do extensômetro. No término do ensaio, o software fornece as propriedades mecânicas como, limite de escoamento, limite de resistência, razão elástica, entre outras. Os níveis de tensão são calculados através da massa linear de entrada e densidade do aço. A obtenção de resultados válidos exige cuidado na colocação do extensômetro a fim de evitar escorregamentos e, conseqüentemente imprecisão no limite de escoamento. Na ocorrência de escorregamento, o ensaio era descartado. O alongamento total foi calculado com o auxílio do paquímetro, adotando como referência as marcações feitas na preparação do corpo de prova. Após a ruptura, as duas seções do corpo de prova são reaproximadas, de forma a

obter a melhor recomposição possível. Em seguida, o comprimento final é medido em torno da região que sofreu ruptura para comparação com o comprimento inicial que, para o vergalhão com  $\phi$  5 mm é de 50 mm. A Figura 32 mostra a janela de teste do software Horizon.

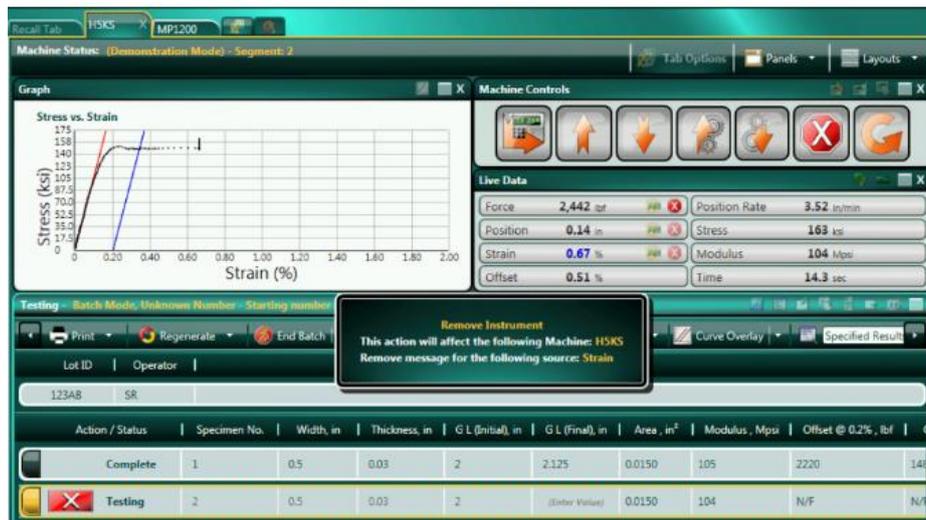


Figura 32: Visualização da janela de controle do software.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Temperatura de processamento

A Figura 33 mostra os níveis de temperatura atingidos durante o processo de trefilação para a produção do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm com o aço SAE 1012. As imagens foram obtidas na região do desbobinador (após o último passe de conformação) e após a zona de resfriamento, com o vergalhão endireitado e cortado na forma de barras. A Figura 33(a) representa a região do desbobinador e a Figura 33(b) o vergalhão na forma de barra reta para a composição SAE 1012 BTI. Ela permite observar que a temperatura máxima atingida no processo de conformação foi cerca de  $149^{\circ}\text{C}$  após o último passe, com redução para  $73^{\circ}\text{C}$  após a zona de resfriamento. As Figura 33(c) e (d) mostram as mesmas regiões para o aço SAE 1012 ATI. Neste caso, a máxima temperatura observada foi de  $145^{\circ}\text{C}$  após o último passe e  $78,8^{\circ}\text{C}$  após a zona de resfriamento.

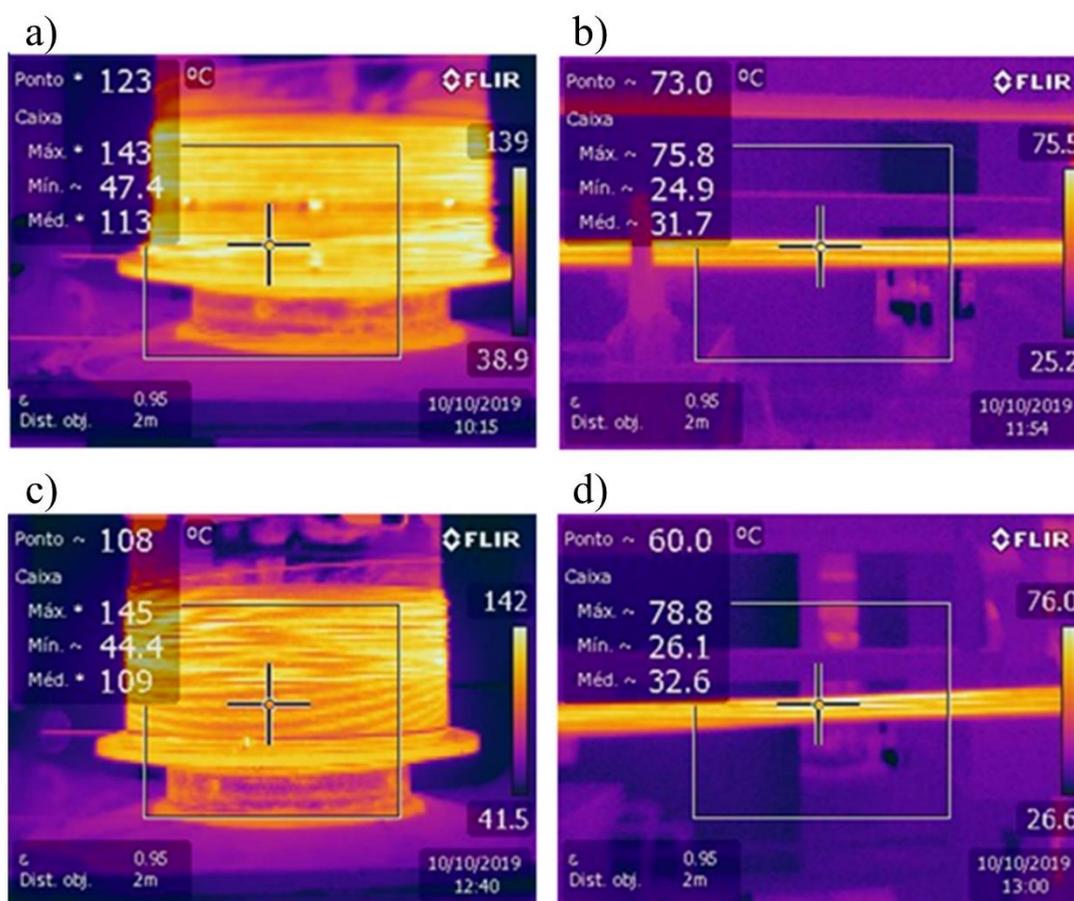


Figura 33: Temperatura durante a produção do vergalhão; a) aço SAE 1012 BTI após último passe; b) aço SAE 1012 BTI após a zona de resfriamento; c) aço SAE 1012 ATI após o último passe; d) aço SAE 1012 ATI após a zona de resfriamento.

As Figuras 34(a) e (b) mostram as mesmas regiões para o aço SAE 1010 BTI, para o qual as temperaturas obtidas foram de 149°C após o último passe e 79,9°C após a zona de resfriamento. Para a composição ATI, conforme representado nas Figuras 34(c) e (d), as temperaturas foram de 137°C após o último passe e 91,8°C após a zona de resfriamento.

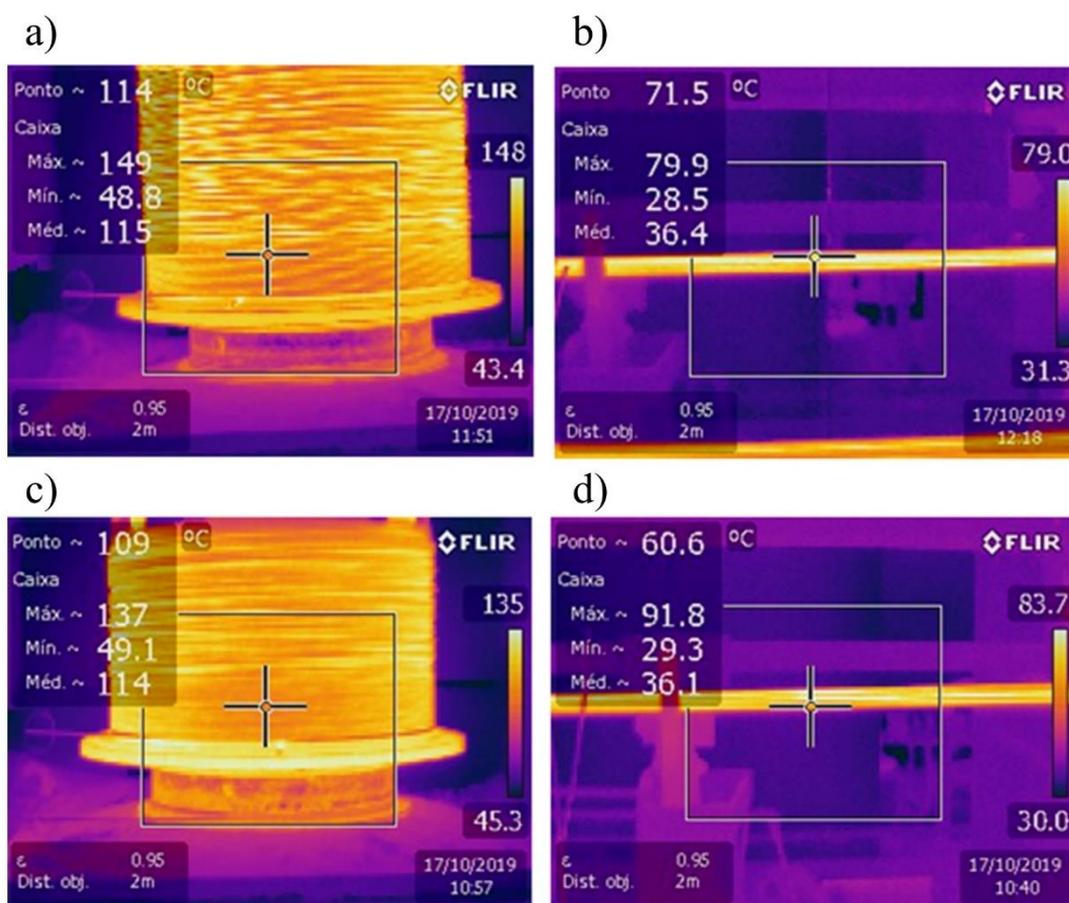


Figura 34: Temperatura durante a produção do vergalhão; a) aço SAE 1010 BTI após último passe; b) aço SAE 1010 BTI após a zona de resfriamento; c) aço SAE 1010 ATI após o último passe; d) aço SAE 1010 ATI após a zona de resfriamento.

As temperaturas observadas são oriundas exclusivamente da energia empregada para conformação a frio do fio-máquina  $\phi$  7 mm e fricção do material com os discos de conformação. Nas velocidades de processamento, de 3,4 m/s para o aço SAE 1012 e 4,5 m/s para o aço SAE 1010, o vergalhão permanece por um curto período de tempo na maior temperatura observada, região do desbobinador, para em seguida entrar na zona de resfriamento, onde o material é resfriado com jato d'água. Conforme a Tabela 5, a pressão de água no processamento do aço SAE 1012 estava entre 1-1,5 bar, enquanto para o aço

SAE 1010 a pressão foi de 1 bar. Como observado pelas imagens de termografia, essa pressão de água é capaz de reduzir a temperatura cerca de 47°C. Nessas condições de resfriamento, não foi possível identificar variação significativa na temperatura de processamento para ambos os aços.

De acordo com Wright [32], é característico do processo de trefilação um gradiente de temperatura decrescente entre a superfície do material e o núcleo. Além disso, apenas uma pequena parcela da energia empregada para conformação será armazenada no material sob a forma de defeitos cristalinos [32]. Sendo assim, é esperado que apenas a região superficial esteja sob as maiores temperaturas observadas na região do desbobinador.

A temperatura de fusão do aço é de cerca de 1500°C [48], o que significa que a temperatura necessária para que haja recristalização, calculado através da Equação (2.2), está em torno de 436°C. Sendo assim, não é esperado que haja recristalização para o material analisado, dado que a máxima temperatura observada foi de 145°C. Além disso, cabe ressaltar que o arame permanece nessa temperatura por um curto período de tempo.

## 4.2 MICROSCOPIA ÓPTICA

As imagens de microscopia óptica representam a microestrutura da seção transversal do fio-máquina  $\phi$  7 mm produzido por laminação a quente, tratado termicamente via stelmor e empregado no processo de trefilação para a produção do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm. As Figuras 35(a) e (b) representam, respectivamente, as microestruturas das composições SAE 1012 BTI e ATI. De forma análoga, as Figuras 36(a) e (b) representam, respectivamente, as microestruturas das composições SAE 1010 BTI e ATI. As imagens mostram, em todas as composições, a microestrutura prevista pelo diagrama CCT de um aço hipoeutetóide laminado a quente e tratado termicamente sob resfriamento contínuo, nesse caso, via stelmor. Essa microestrutura é composta por ferrita proeutetóide e perlita com estrutura de grãos equiaxiais, resultado da conformação acima da temperatura de recristalização, assim como encontrado em [35,65,66]. A ferrita proeutetóide é representada pelos grãos com tonalidade clara. A perlita, por sua vez, é revelada como grãos de tonalidade mais escura. A Tabela 7 mostra os resultados compilados para a análise de fração volumétrica de perlita e tamanho de grão médio do fio-máquina para todas as composições estudadas.

Tabela 7 – Fração volumétrica de perlita e tamanho de grão ASTM para as composições estudadas.

Aço	%v perlita	TG ( $\mu\text{m}$ )
SAE 1012 BTI	$8,1 \pm 1,9$	$20 \pm 3,5$
SAE 1012 ATI	$10,2 \pm 0,4$	$26 \pm 2,3$
SAE 1010 BTI	$6,0 \pm 0,7$	$25 \pm 3,9$
SAE 1010 ATI	$6,4 \pm 0,5$	$26 \pm 2,2$

Como esperado, os valores de fração volumétrica de perlita são superiores para os aços SAE 1012 e, dentro de cada categoria, para os aços com alto teor de elementos intersticiais. No entanto, para todas as composições, a fração volumétrica de perlita é inferior à prevista pela regra da alavanca no diagrama de equilíbrio Fe-C [51]. O diagrama prevê, respectivamente, 14,7 e 17,3% para as composições SAE 1012 BTI e ATI. Para as composições 1010 BTI e ATI o previsto é de, respectivamente, 8,7 e 10,7%. Em relação ao tamanho de grão, com exceção da composição SAE 1012 BTI com valor médio de 20  $\mu\text{m}$ , foi registrado para as demais composições uma média em torno de 26  $\mu\text{m}$ . Segundo Colpaert [67], um aço com teor de carbono da ordem de 0,1%, resfriado lentamente, deve apresentar percentual de perlita de cerca de 10% [67]. Hissanaga [30], relata um percentual de perlita observado de 10% para o fio-máquina  $\phi$  6,50 mm, com composição parcial de 0,06% de C; 0,40% de Mn e 0,134% de Si, produzido por laminação a quente e resfriado por stelmor. Além disso, a autora relata um tamanho de grão ASTM 8, o que equivale a aproximadamente 20  $\mu\text{m}$  [30]. O espaço amostral e a heterogeneidade microestrutural do material, pode estar relacionado ao baixo percentual de perlita encontrado. Sendo assim, seria necessário um número maior de imagens de regiões distintas do fio-máquina para obter um valor mais preciso.

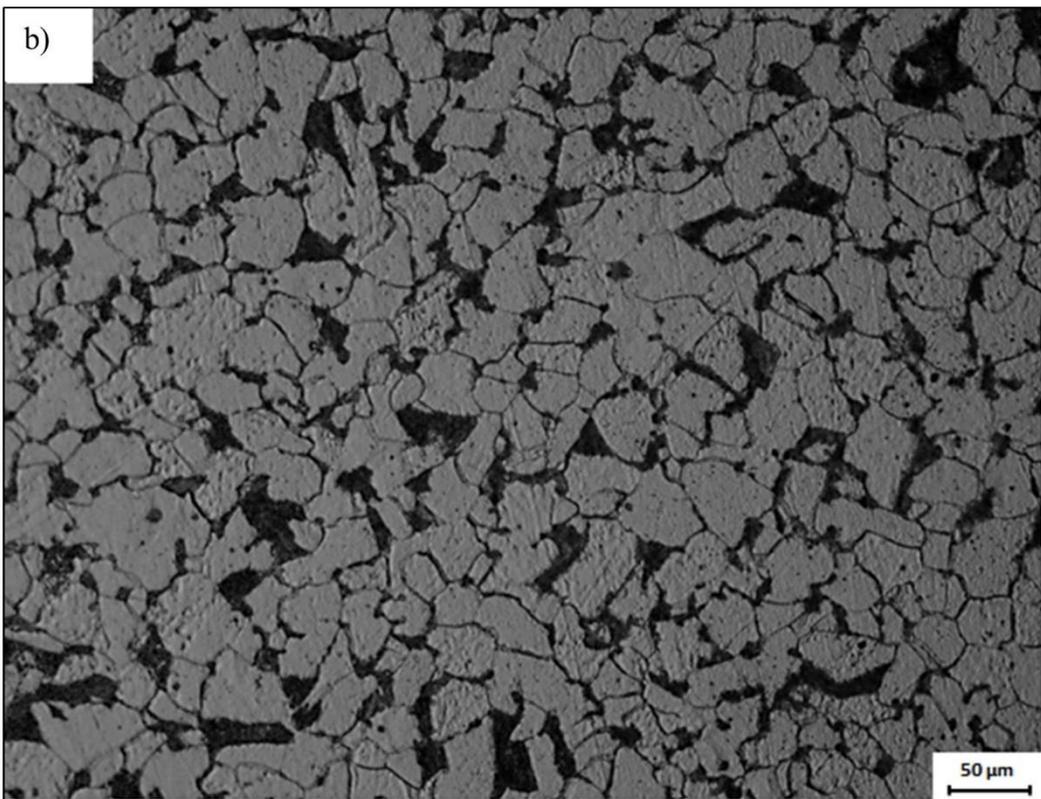
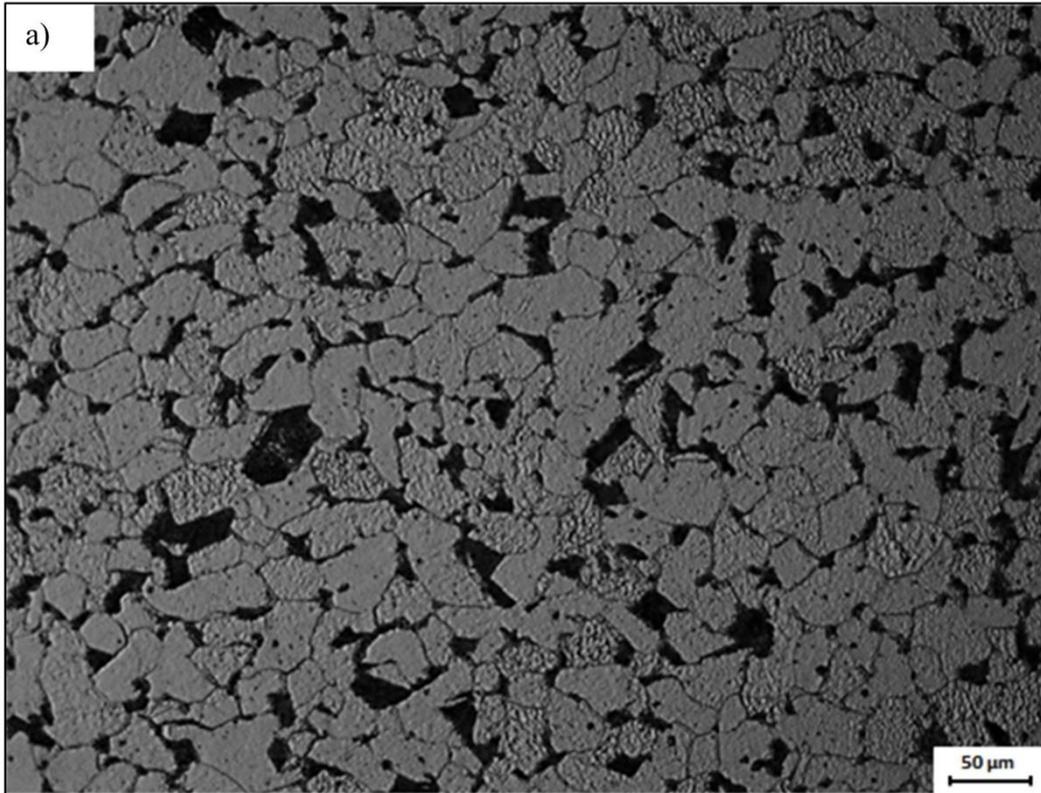


Figura 35: Microscopia óptica da seção transversal do fio-máquina aço SAE 1012 (aumento nominal de 500x, nital 2%); a) Composição BTI e b) Composição ATI.

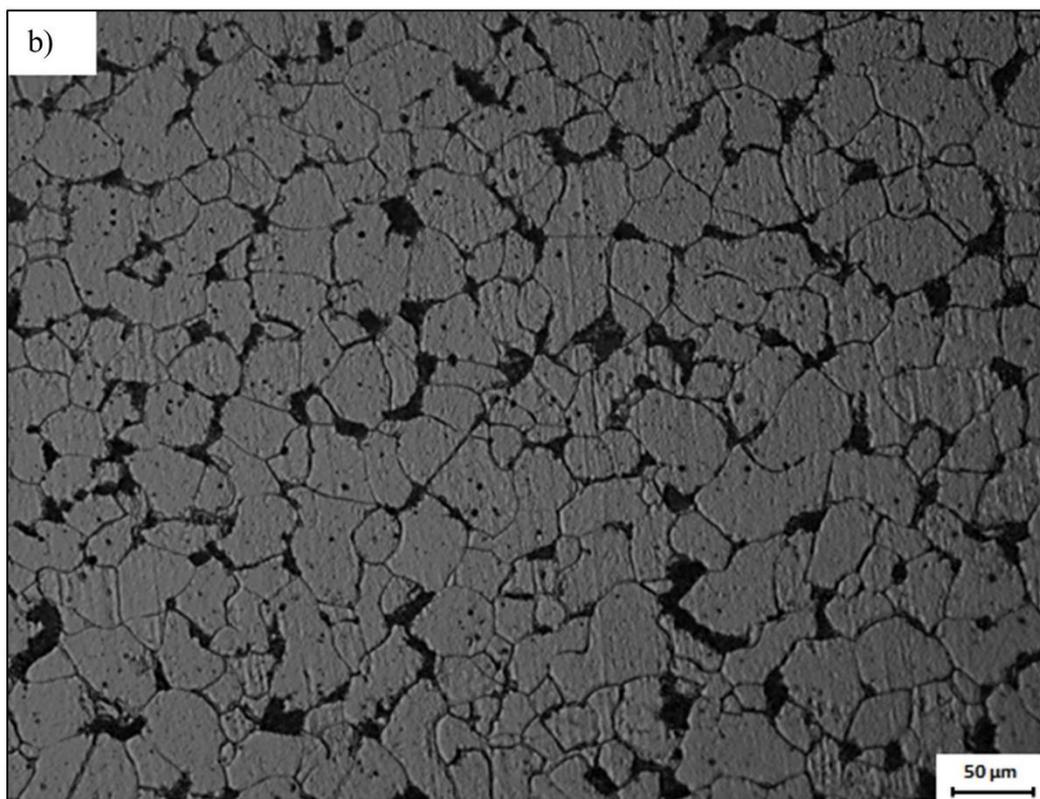
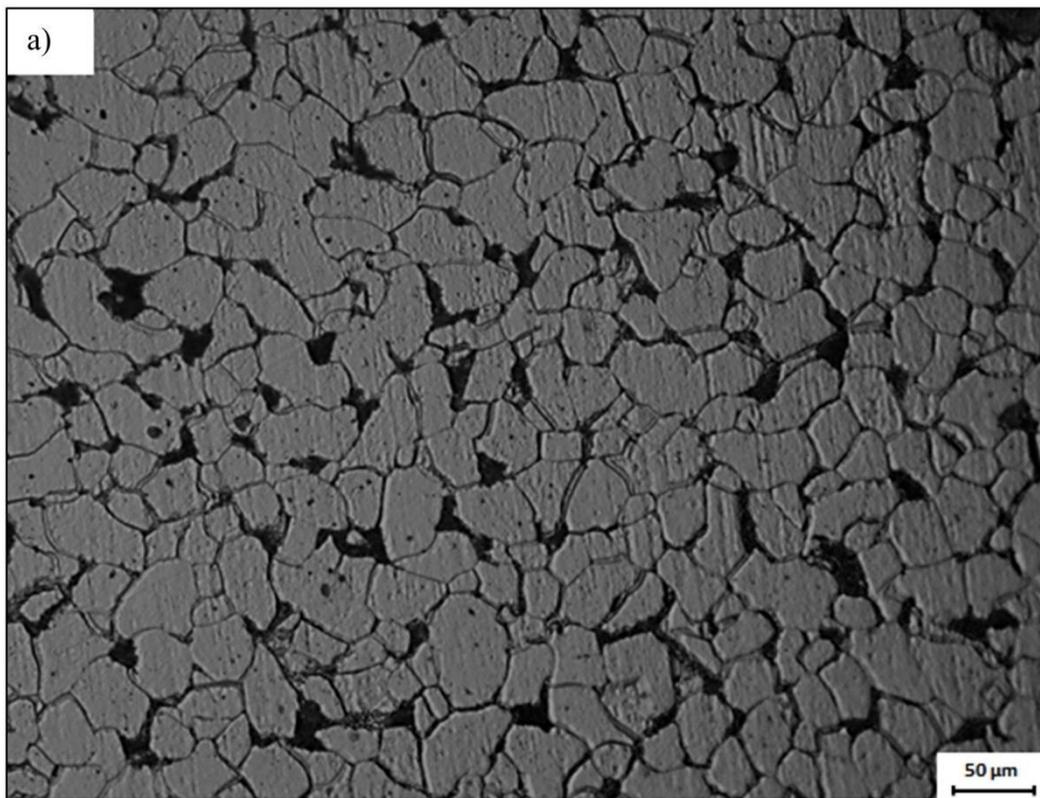


Figura 36: Microscopia óptica da seção transversal do fio-máquina aço SAE 1010 (aumento nominal de 500x, nital 2%); a) Composição BTI e b) Composição ATI.

As Figuras 37 e 38 são as imagens de microscopia óptica da seção longitudinal do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm. As Figuras 37(a) e (b) são, respectivamente, referentes ao aço SAE 1012 BTI e ATI, enquanto as Figuras 38(a) e (b) representam, respectivamente, o aço SAE 1010 BTI e ATI. A velocidade de trefilação foi de 3,4 m/s para o aço SAE 1012 e 4,5 m/s para o aço SAE 1010. As imagens permitem observar o alongamento dos grãos de perlita e ferrita proeutetóide no sentido axial do eixo de conformação para todas as composições. Como apresentado na seção 4.1, a temperatura máxima durante o processo de trefilação foi de 149°C, o que justifica a microestrutura obtida, típica do aço conformado a frio. Cabe ressaltar que o alongamento observado é oriundo de um grau de redução em área da seção transversal em torno de 45% para as composições analisadas.

As imagens permitem observar uma distinção clara do percentual de perlita entre os aços SAE 1012 e 1010, assim como constatado na análise anterior para o fio-máquina. Segundo Krauss [23], as lamelas da perlita adotam uma orientação paralela ao eixo longitudinal no decorrer da deformação. Além disso, com o aumento da deformação, a espessura da lamela de cementita diminui, podendo haver fragmentação. Para altas deformações, a lamela de cementita pode dissolver parcial ou completamente, havendo diminuição do teor de carbono da cementita e aumento do teor deste elemento na ferrita. O carbono migra, aparentemente, para as subestruturas das discordâncias na ferrita, contribuindo para o envelhecimento dinâmico ou estático [23].

Arrais [35], no estudo sobre a influência da velocidade de trefilação nas propriedades mecânicas do vergalhão CA-60  $\phi$  4,20 mm produzido a partir do fio-máquina  $\phi$  5,5 mm aço SAE 1013, concluiu que as velocidades de trefilação de 3,0, 6,0 e 9,0 m/s não produzem variações significativas no grau de alongamento [35]. Neste caso, o grau de redução total em área da seção transversal foi cerca de 41%.

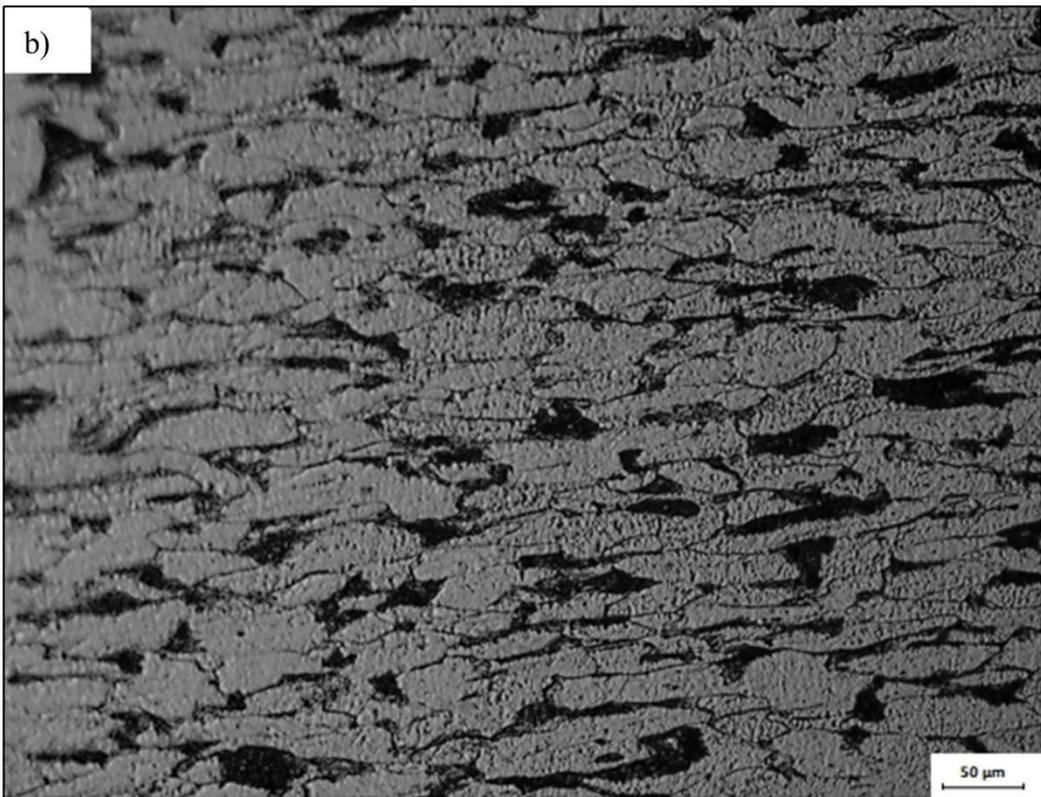
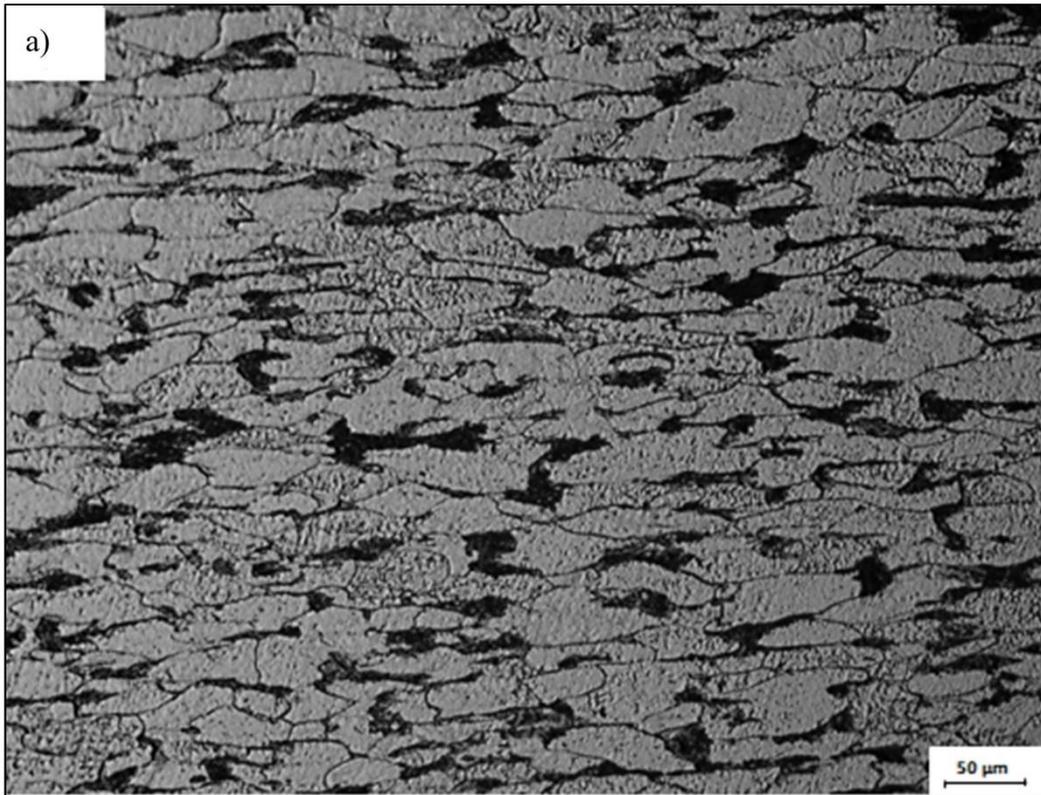


Figura 37: Microscopia óptica da seção longitudinal do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido com o aço SAE 1012 (aumento nominal de 500x, nital 2%); a) Composição BTI e b) Composição ATI.

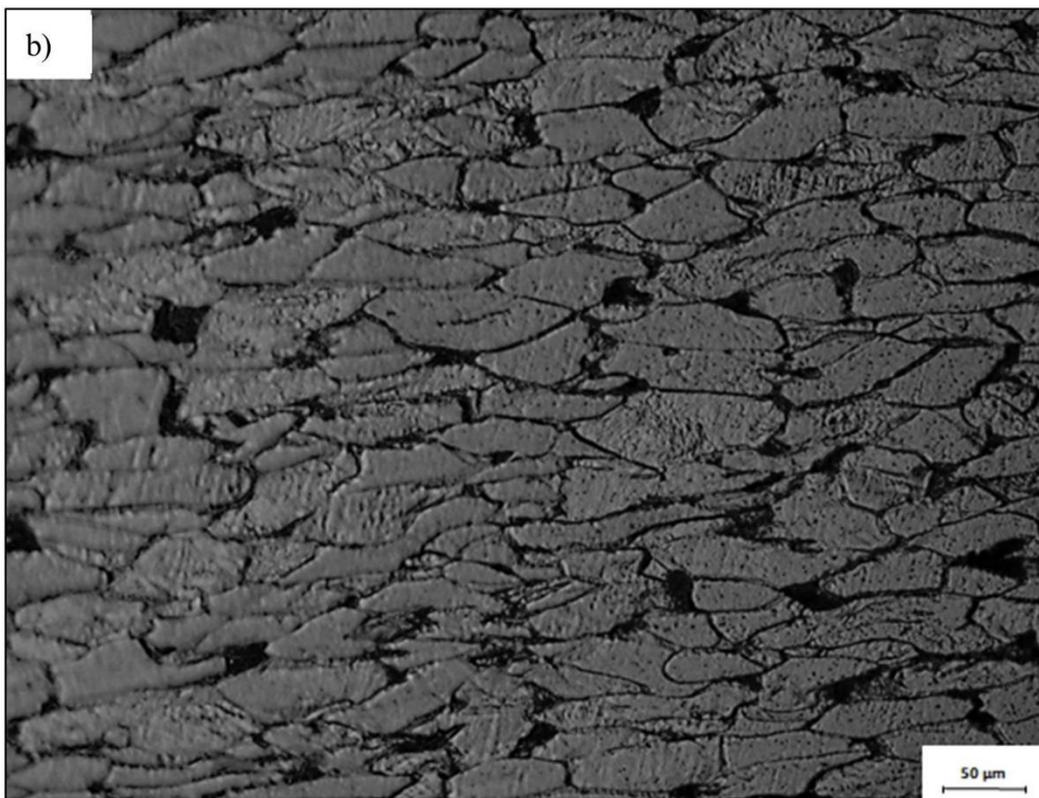
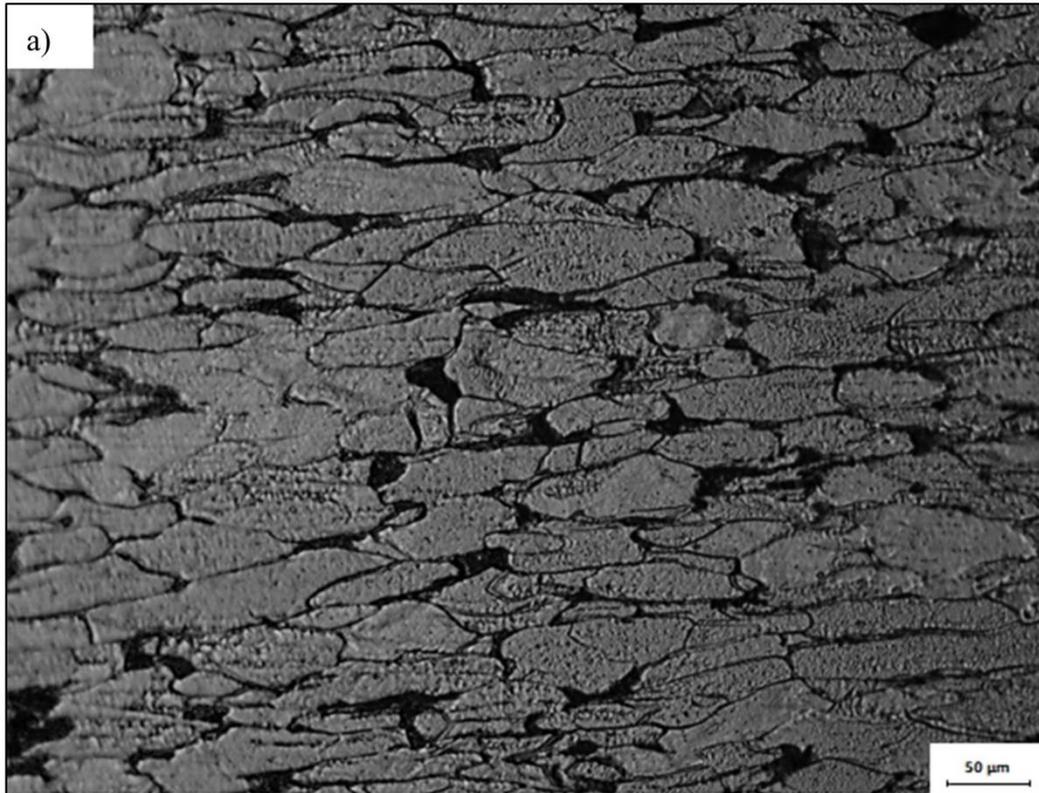


Figura 38: Microscopia óptica da seção longitudinal do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido com o aço SAE 1010 (aumento nominal de 500x, nital2%); a) Composição BTI e b) Composição ATI.

## 4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

### 4.3.1 Fio-máquina $\phi$ 7 mm

A Figura 39 mostra os resultados para o limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento do fio-máquina  $\phi$  7 mm dos aços SAE 1012 BTI/ATI e SAE 1010 BTI/ATI. Eles representam as propriedades mecânicas do fio-máquina produzido por laminação a quente, com as microestruturas das Figuras 35 e 36, imediatamente anterior ao processo de trefilação. A Figura 39 permite observar que os níveis de tensão para o LE e LR são superiores para o aço SAE 1012, o que está de acordo com o maior teor de elementos de liga, principalmente C, Mn e Si, além da maior fração volumétrica de perlita para essa composição. O tamanho de grão, como apresentado na seção 4.2, foi similar para todas as composições e, dessa forma, não deve influenciar de forma significativa na comparação das propriedades mecânicas entre as composições. Para uma mesma classe de aço, a variação no teor de elementos intersticiais não alterou significativamente as propriedades mecânicas do fio-máquina. A diferença entre o LE do aço SAE 1012 e 1010 foi de cerca de 30 MPa, enquanto para o LR a diferença foi de 50 MPa. Em relação ao desvio padrão dos resultados, é possível observar que ele é significativamente inferior para o LR quando comparado ao LE e alongamento. Vale ressaltar que o extensômetro não é utilizado no ensaio de tração para o fio-máquina, pois este apresenta patamar de escoamento definido. Sendo assim, o software associado à máquina de tração é capaz de identificar o LE e LR. As amostras de fio-máquina são endireitadas manualmente, o que pode contribuir para um aumento no desvio padrão. O alongamento é superior para o aço SAE 1010, o que está diretamente relacionado a maior fração volumétrica de ferrita para esta composição.

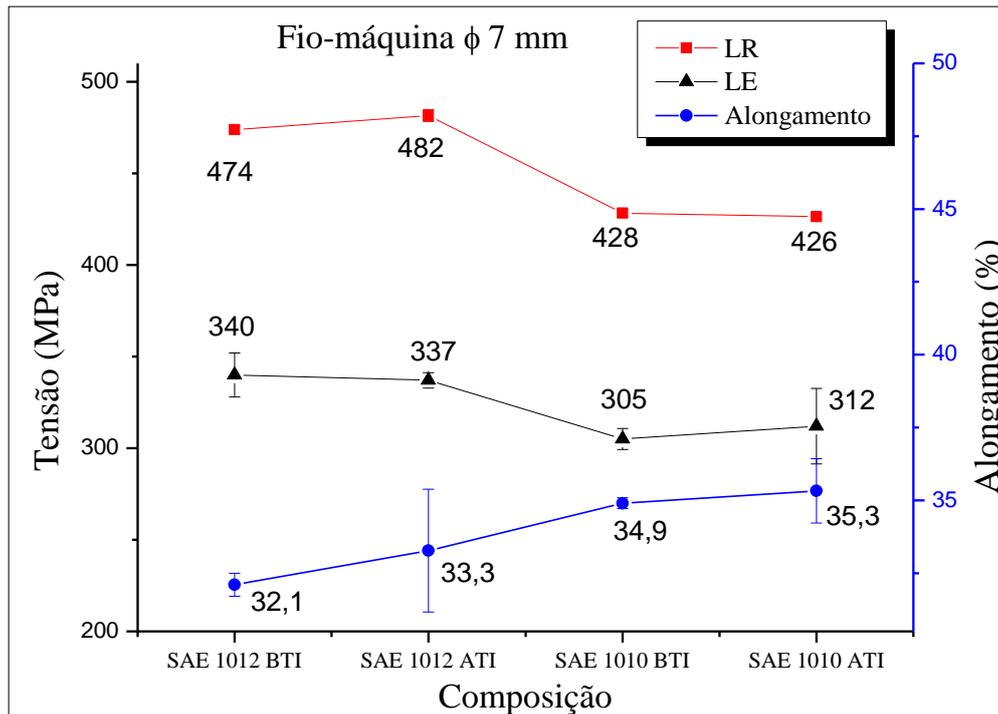


Figura 39: Limite de escoamento, limite de resistência e alongamento para o fio-máquina  $\phi$  7 mm.

A Figura 40 mostra os resultados de razão elástica do fio-máquina  $\phi$  7 mm para todas as composições analisadas. Na condição do fio-máquina, não é possível observar uma diferença significativa para a razão elástica (LR/LE) dos aços SAE 1012 BTI/ATI e SAE 1010 BTI/ATI. O desvio padrão foi superior para o SAE 1012 BTI e SAE 1010 ATI, consequência direta da maior variabilidade do limite de escoamento para essas composições, como pode ser observado na Figura 44.

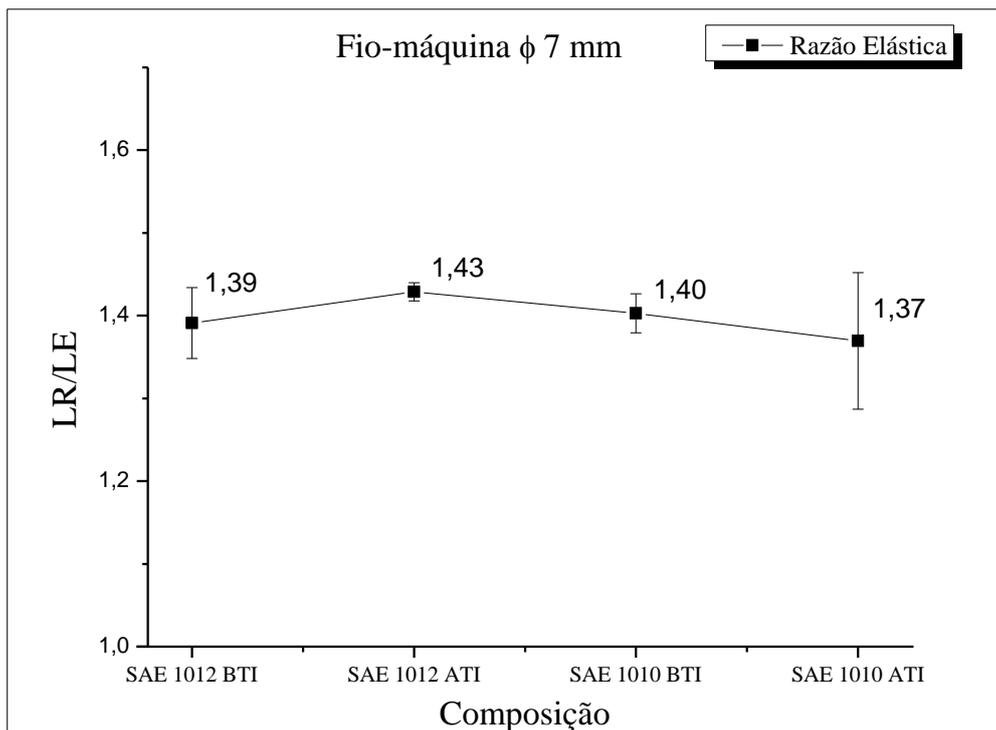


Figura 40: Razão elástica para o fio-máquina φ 7 mm.

A Tabela 8 apresenta um compilado com as propriedades mecânicas e os respectivos desvios padrão. Essas são as principais propriedades dos fios-máquina com as composições selecionadas para análise do envelhecimento após a produção do vergalhão CA-60 reto φ 5 mm.

Tabela 8 – Propriedades mecânicas para o fio-máquina φ 7 mm

Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	LR/LE	Alongamento (%)
1012 BTI	340 ± 12	474 ± 2	1,39 ± 0,04	32,1 ± 0,4
1012 ATI	337 ± 4	482 ± 3	1,43 ± 0,01	33,3 ± 2
1010 BTI	305 ± 6	428 ± 2	1,40 ± 0,02	34,9 ± 0,2
1010 ATI	312 ± 21	426 ± 1	1,37 ± 0,08	35,3 ± 1

## 4.3.2 Vergalhão CA-60 Reto $\phi$ 5 mm

### 4.3.2.1 Aço SAE 1012 BTI

O material ensaiado tem microestrutura com as características da Figura 37(a), ou seja, grãos alongados o sentido da conformação a frio. A redução de área total da seção transversal, na conversão do fio-máquina  $\phi$  7 mm em vergalhão  $\phi$  5 mm foi de cerca de 45%. Comparando a Figura 39 com a Figura 41 é possível avaliar a variação das principais propriedades mecânicas em função da conformação a frio, utilizando como referência o dia 0, ou seja, no dia da produção do vergalhão, sem considerar os efeitos do envelhecimento. No LE houve um aumento de 340 MPa para 693 MPa, ou seja, um  $\Delta L_E = 353$  MPa ou 104%. Para o LR houve um aumento de 474 MPa para 778 MPa, representando um  $\Delta L_R = 304$  MPa ou 61%. O alongamento, devido à conformação a frio, reduziu de 32 para 11%.

A Figura 41 mostra o LE e LR do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1012 BTI em função do tempo de armazenamento em estoque. O LR ao longo do período analisado permanece aproximadamente constante se comparado ao LE, além disso, os valores de LR possuem menor desvio padrão, mesma característica observada para o fio-máquina. Essa observação pode estar relacionada a própria natureza dessas propriedades, sendo o LE uma propriedade mais difícil de definir. O comportamento ao longo do tempo para o LE e LR permitem observar que o aço SAE 1012 BTI é susceptível ao envelhecimento natural pós-deformação a frio, possivelmente pela formação das atmosferas de Cottrell. O LE aumentou de 693 MPa no dia da produção para 728 MPa ao término do acompanhamento, o que representa um acréscimo de 35 MPa ou 5% no nível de tensão ao longo dos 32 dias de armazenamento, que será classificado como  $\Delta\sigma_e$ . Vale ressaltar que esse aumento está associado a um teor de 63 ppm de N e 0,13%p de C para essa composição. Analisando o período inicial, até aproximadamente oito dias, o LE aumenta abruptamente, seguido da redução da taxa de crescimento até a estabilização. Esse período pode estar relacionado ao tempo necessário para a saturação da atmosfera de soluto em torno das discordâncias.

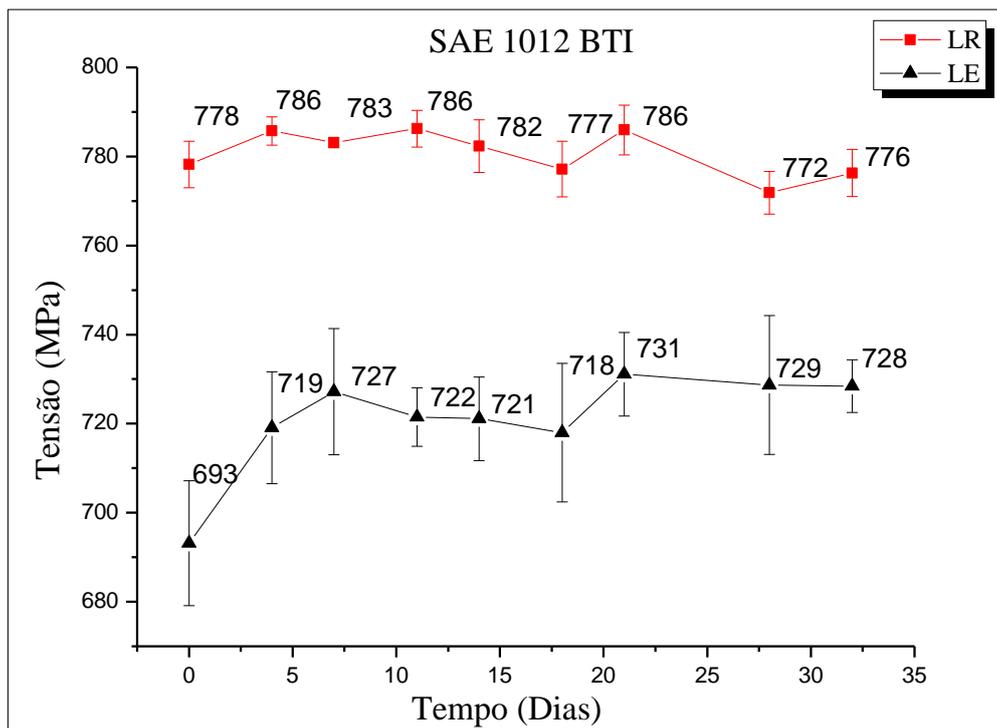


Figura 41: Limite de escoamento e limite de resistência em função do tempo de armazenamento para o vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm aço SAE 1012 BTI.

A Figura 42 mostra a evolução em função do tempo de armazenamento em estoque para a razão elástica e alongamento. No dia da produção, a razão elástica foi de 1,123, enquanto no dia 32 o valor foi de 1,066, uma redução de 0,057 ou 5%. A norma ABNT NBR 7480 exige o mínimo de 1,05 para a razão elástica [2]. Como a magnitude do envelhecimento é inferior no LR quando comparado ao LE, é natural que haja um decréscimo na razão elástica (LR/LE). Durante o período analisado, a razão elástica pareceu estabilizar em torno de 1,066. Em relação ao alongamento percentual, os resultados foram de 10,8% no primeiro dia de acompanhamento e 9,8% no último dia e, devido ao desvio padrão não é possível avaliar a possível perda de ductilidade devido ao envelhecimento.

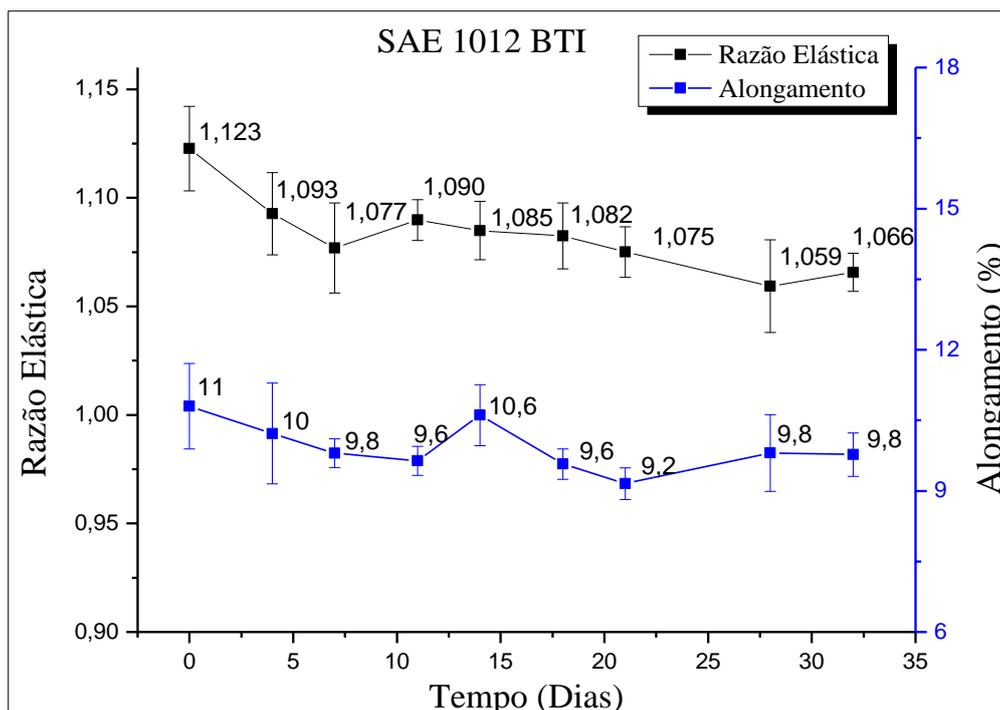


Figura 42: Razão elástica e alongamento para o aço SAE 1012 BTI.

A Tabela 9 é um compilado com as propriedades mecânicas apresentadas nas Figuras 46 e 47, incluindo o desvio padrão associado. Através da tabela fica mais nítida a diferença no desvio padrão para o LE e LR, onde este último apresenta valores menores e com pouca variabilidade.

Tabela 9 – Compilado com as propriedades mecânicas do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1012 BTI.

<b>Dia</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>LR (MPa)</b>	<b>LR/LE</b>	<b>Alongamento (%)</b>
<b>0</b>	693 ± 14	778 ± 5	1,123 ± 0,019	10,8 ± 0,9
<b>4</b>	719 ± 13	786 ± 3	1,093 ± 0,019	10,2 ± 1,1
<b>7</b>	727 ± 14	783 ± 1	1,077 ± 0,021	9,8 ± 0,3
<b>11</b>	722 ± 7	786 ± 4	1,090 ± 0,009	9,6 ± 0,3
<b>14</b>	721 ± 9	782 ± 6	1,085 ± 0,013	10,6 ± 0,7
<b>18</b>	718 ± 16	777 ± 6	1,082 ± 0,015	9,6 ± 0,3
<b>21</b>	731 ± 9	786 ± 6	1,075 ± 0,012	9,2 ± 0,3
<b>28</b>	729 ± 16	772 ± 5	1,059 ± 0,021	9,8 ± 0,8
<b>32</b>	728 ± 6	776 ± 5	1,066 ± 0,009	9,8 ± 0,5

O comportamento para o LE é o mesmo observado por Momtahan *et al.* [38], que estudaram o efeito do envelhecimento por deformação em temperatura ambiente para vergalhões em função do grau de deformação. Os autores observaram um aumento no LE para as amostras com pré-deformação de 10 e 15 $\epsilon_y$  de, respectivamente, 13 e 25% no quinquagésimo dia de armazenamento. Nenhuma condição apresentou variação significativa nos primeiros 15 dias [38]. Vale ressaltar que os autores mantiveram as amostras a uma temperatura de 10°C para simular as condições de serviço para a sua região. Eles também relataram que o LR permaneceu aproximadamente constante [38].

Loporcaro *et al.* [39] observaram o mesmo comportamento no estudo sobre o envelhecimento por deformação em vergalhões com pré-deformações de 3 e 5%, encontrando aumentos para o LE entre 40 e 60 MPa no período de 365 dias a 15°C. Os autores concluíram que as variações nas propriedades mecânicas cessavam após 90 dias [39]. Em outro artigo publicado pelos mesmos autores é relatado um aumento no LR entre 3-5% para as amostras com pré-deformações de 3 e 5% após os 365 dias de acompanhamento. Eles ainda observaram uma perda de ductilidade através da redução de aproximadamente 40% da deformação no LR. Cabe ressaltar que a composição continha 150 ppm de nitrogênio [68].

Smaill *et al.* [57] encontraram variações para o LE entre 40-60 MPa para vergalhões laminados a quente com teores de titânio entre 0,01-0,02%p e pré-deformação de 5%. O aumento no teor de titânio mitigou significativamente o efeito do envelhecimento no LE, obtendo valores de  $\Delta\sigma_e$  abaixo de 10 MPa com titânio acima de 0,029%p. O material estudado pelos autores possuía entre 50-60 ppm de nitrogênio e foi envelhecido a 100°C por 3h, o que é equivalente a 9 meses a 15°C de acordo com a relação de Hundy [57].

Erasmus e Pussegoda [58] investigaram o efeito do vanádio no envelhecimento pós-deformação em vergalhões laminados a quente com pré-deformação de 5%, seguido de envelhecimento a 100°C durante 3 horas. De acordo com seus resultados, as composições com residual de vanádio apresentavam aumento do LE de cerca de 60 MPa, enquanto as composições com teor de aproximadamente 0,06%p de vanádio apresentavam aumento do LE de cerca de 10 MPa. Os autores atribuíram a redução na magnitude do envelhecimento a formação de VN, o que resultou na menor disponibilidade de nitrogênio ativo para ancoragem das discordâncias. O teor total de nitrogênio nas composições analisadas era de 56 ppm na média [58].

#### 4.3.2.2 Aço SAE 1012 ATI

Para a composição SAE 1012 ATI foi obtido um grau de redução total de 45,7% na conversão do fio-máquina  $\phi$  7 mm para vergalhão  $\phi$  5 mm. Esta ligeira diferença no grau de redução ocorre devido à faixa permitida para variação do diâmetro em torno do valor nominal, tanto para o fio-máquina quanto para o vergalhão. Através das Figuras 39 e 43 pode-se observar que houve um aumento de 337 MPa para 704 MPa no LE, o que representa um  $\Delta L_E = 367$  MPa ou 109% sobre o valor inicial. Em relação ao LR, o valor aumentou de 488 MPa para 796 MPa, representando um  $\Delta L_R = 308$  MPa ou 63%. O alongamento reduziu significativamente devido ao efeito da conformação a frio, passando de 33% para 10,6%.

A Figura 43 mostra os resultados do ensaio de tração para o vergalhão produzido com aço SAE 1012 ATI em função do tempo de armazenamento em estoque. Ela permite observar que entre o dia de produção e o último dia de acompanhamento, um período de 32 dias, o LE aumentou de 704 MPa para 750 MPa, ou seja, um  $\Delta\sigma_e = 46$  MPa ou 6,5% sobre o valor inicial. Cabe ressaltar que essa composição possui um teor de nitrogênio de 86 ppm e 0,15%p de carbono. O comportamento do LE e LR do aço SAE 1012 ATI é similar ao da composição com baixo teor de elementos intersticiais, com aumento expressivo do LE logo após a produção, enquanto o LR permanece aproximadamente constante. A variação do desvio padrão também foi inferior para o LR quando comparado ao LE, com exceção do dia onze, onde o desvio padrão do LR é superior a 10, o que não foi observado em nenhuma condição. Uma possível explicação para esse comportamento seria a seleção de uma barra para ensaio de tração com maior heterogeneidade microestrutural, resultando no aumento do desvio padrão para o LE e LR. Em relação à variação do LE como resultado do envelhecimento natural pós-deformação, a propriedade parece estabilizar após o décimo dia de acompanhamento, além de apresentar um  $\Delta\sigma_e$  superior em relação à composição BTI. Essas observações podem ser uma consequência do maior teor de elementos intersticiais para a composição ATI.

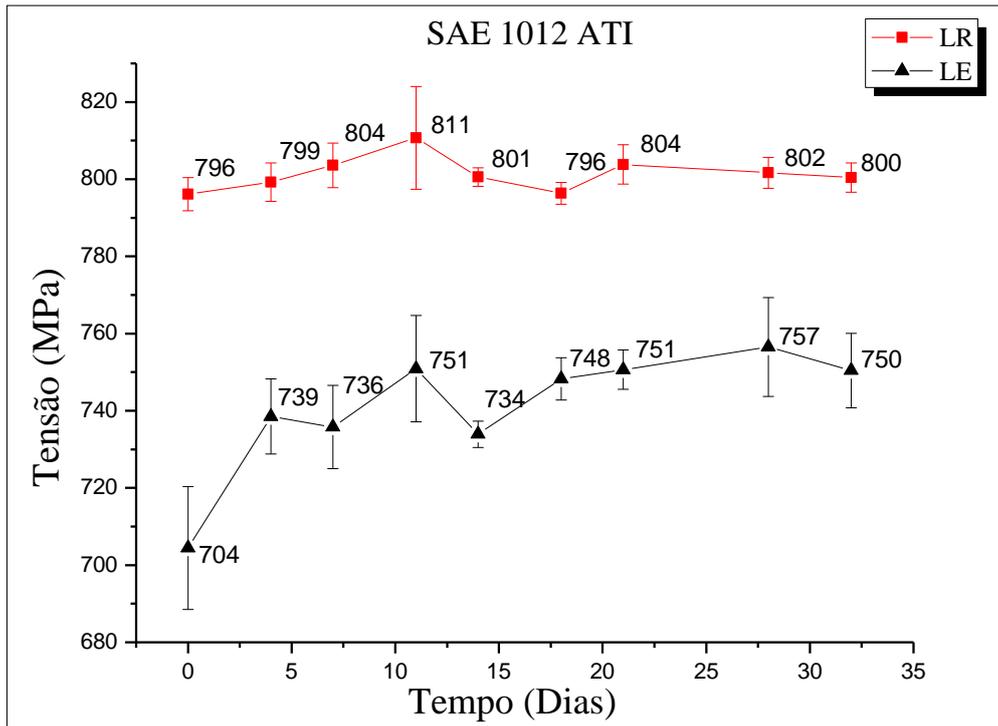


Figura 43: Limite de escoamento e limite de resistência em função do tempo de armazenamento para o vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1012 ATI.

A Figura 44 mostra que a razão elástica no dia da produção foi de 1,130, enquanto no dia 32 foi de 1,067, o que representa uma redução de 0,063 ou 5,6% no valor da razão elástica no período de acompanhamento. Embora a razão elástica dessa composição tenha iniciado em patamar superior quando comparada à composição com baixo teor de elementos intersticiais, no término do período de 32 dias os valores atingidos para as duas composições foram similares, uma consequência direta do  $\Delta\sigma_e$  superior para a composição ATI. O alongamento, assim como no caso anterior, não sofreu alterações significativas, atingindo valores de 10,6% no primeiro dia e 10,1% no último dia de acompanhamento.

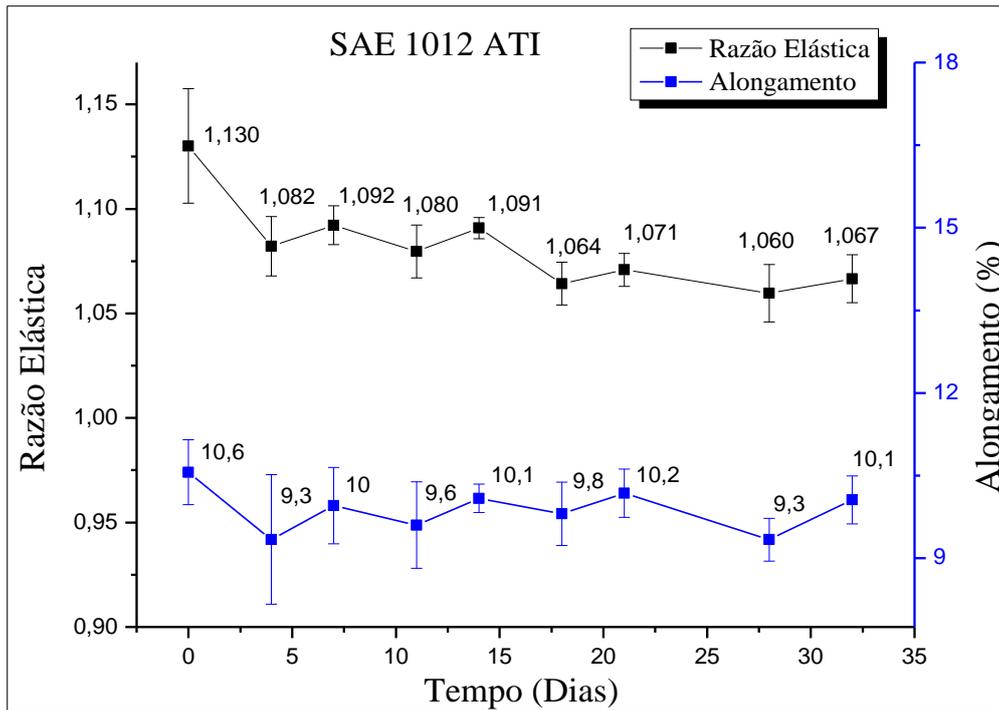


Figura 44: Razão elástica e alongamento para o aço SAE 1012 ATI.

A Tabela 10 é um compilado com as propriedades mecânicas apresentadas nas Figuras 43 e 44, contendo o desvio padrão associado a cada medida. Quando comparada com a Tabela 9, é possível observar que os níveis de tensão para o LE e LR são superiores em relação à composição BTI. No término do período de 32 dias, o LE foi de 728 MPa para a composição BTI e 750 MPa para a composição ATI. Em relação ao LR para as composições BTI e ATI esses valores foram de, respectivamente, 776 e 800 MPa. Em relação ao alongamento não houve variação perceptível para as composições BTI e ATI.

Tabela 10 - Compilado com as propriedades mecânicas do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1012 ATI.

<b>Dia</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>LR (MPa)</b>	<b>LR/LE</b>	<b>AI (%)</b>
<b>0</b>	704 $\pm$ 16	796 $\pm$ 4	1,130 $\pm$ 0,027	10,6 $\pm$ 0,6
<b>4</b>	739 $\pm$ 10	799 $\pm$ 5	1,082 $\pm$ 0,014	9,3 $\pm$ 1,2
<b>7</b>	736 $\pm$ 11	804 $\pm$ 6	1,092 $\pm$ 0,009	10,0 $\pm$ 0,7
<b>11</b>	751 $\pm$ 14	811 $\pm$ 13	1,080 $\pm$ 0,013	9,6 $\pm$ 0,8
<b>14</b>	734 $\pm$ 3	801 $\pm$ 2	1,091 $\pm$ 0,005	10,1 $\pm$ 0,3
<b>18</b>	748 $\pm$ 5	796 $\pm$ 3	1,064 $\pm$ 0,010	9,8 $\pm$ 0,6
<b>21</b>	751 $\pm$ 5	804 $\pm$ 5	1,071 $\pm$ 0,008	10,2 $\pm$ 0,4
<b>28</b>	757 $\pm$ 13	802 $\pm$ 4	1,060 $\pm$ 0,014	9,3 $\pm$ 0,4
<b>32</b>	750 $\pm$ 10	800 $\pm$ 4	1,067 $\pm$ 0,011	10,1 $\pm$ 0,4

#### 4.3.2.3 Aço SAE 1010 BTI

A Figura 45 mostra a variação do LE e LR em função do tempo de armazenamento em estoque para o vergalhão produzido a partir do aço SAE 1010 BTI. Para a produção do vergalhão, houve um grau de redução total de área da seção transversal associado ao processo de conformação a frio de 46,3%. Comparando a Figura 39 e a Figura 45, esse grau de redução foi responsável pelo aumento do LE de 305 MPa para 674 MPa, ou seja,  $\Delta L_E = 369$  MPa ou 120%. Para o LR o aumento foi de 428 MPa para 737 MPa, ou seja,  $\Delta L_R = 309$  MPa ou 72%. Em relação ao alongamento, a redução foi de 35% para 11,1%. A comparação do aumento percentual no LE e LR mostra que o efeito do encruamento foi maior para composição SAE 1010 BTI quando comparada à composição SAE 1012 BTI. Esta última apresentou aumentos no LE e LR de, respectivamente, 104% e 61%. Embora os aços SAE 1010 na condição do fio-máquina tenham apresentado um alongamento superior, após a conformação a frio os níveis de alongamento são similares às composições SAE 1012, o que pode estar relacionado ao maior encruamento para o aço SAE 1010.

A análise do período de envelhecimento observado na Figura 45, que durou 35 dias, permite concluir que, assim como os aços da categoria SAE 1012 o SAE 1010 também é susceptível ao envelhecimento natural pós-deformação pela formação das atmosferas de Cottrell. O comportamento observado para as propriedades mecânicas é similar às composições analisadas anteriormente, porém, apresenta algumas características distintas. Para a composição SAE 1010 BTI o LE aumentou de 674 MPa no primeiro dia para 710 MPa no último dia, o que representa um  $\Delta \sigma_e = 36$  MPa ou 5,3%

sobre o valor inicial, associado a um teor de 68 ppm de N e 0,085%p de C . O aço SAE 1010 BTI apresenta claramente um aumento gradual do LE, ao contrário do acréscimo abrupto do aço SAE 1012 BTI/ATI logo após a produção, o que sugere uma taxa de envelhecimento menor para o aço SAE 1010 BTI. Para esta composição, o LE parece estabilizar em torno do vigésimo dia de armazenamento em estoque. Estudos indicam que o manganês em solução sólida retarda o envelhecimento por deformação pela redução da mobilidade dos elementos intersticiais [69]. No entanto, os resultados mostram que as composições com maiores teores de manganês, aço SAE 1012 BTI/ATI, apresentaram um aumento repentino do LE, seguido de uma aparente estabilização da propriedade durante o período analisado. O efeito desse elemento, entretanto, depende do teor efetivo em solução sólida, sem considerar, por exemplo, óxidos e sulfetos de manganês. O  $\Delta\sigma_e$  para o aço SAE 1010 BTI foi similar em magnitude ao aço SAE 1012 BTI.

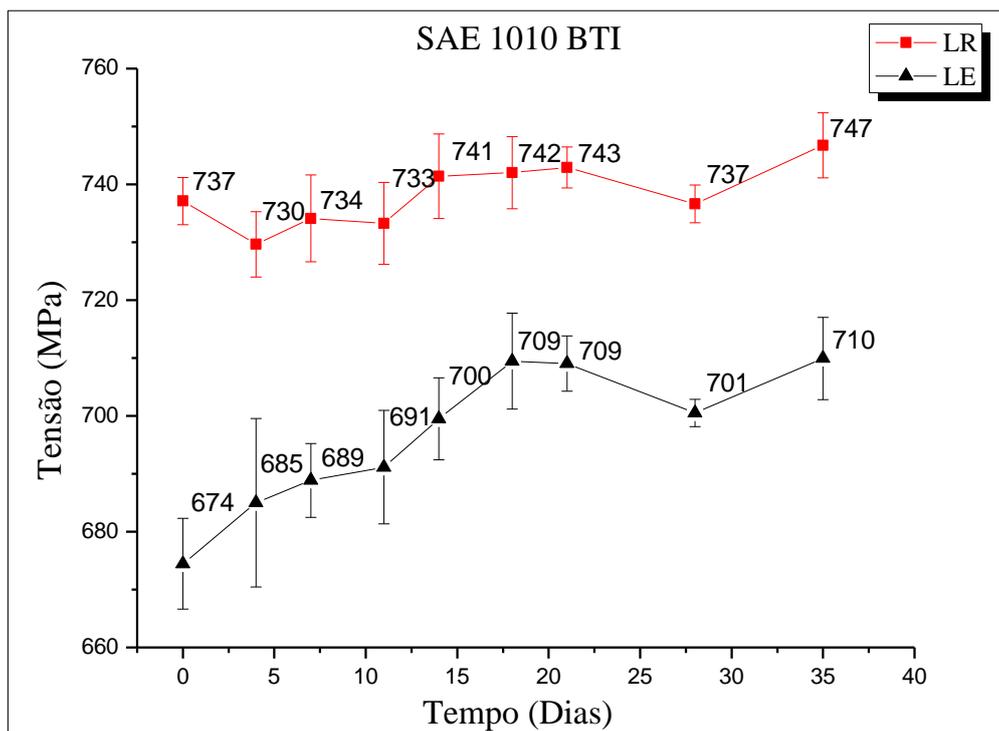


Figura 45: Limite de escoamento e limite de resistência em função do tempo de armazenamento para o vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1010 BTI.

Pereloma *et al.* [40], no estudo a respeito do efeito do Cr no envelhecimento do aço baixo carbono com os teores de 0,26%p; 0,52%p e 0,74%p de Cr, constataram que esse elemento retardava o envelhecimento conforme o aumento do teor na composição química. Além disso, o aumento no teor de Cr reduzia a disponibilidade de C em solução

sólida, podendo explicar a redução na taxa de envelhecimento [40]. As composições SAE 1010 e 1012, no entanto, a despeito do teor de elementos intersticiais, apresentam pouca diferença na concentração de Cr. Exceto a composição SAE 1012 ATI, com 0,1%p de Cr, todas as demais apresentam 0,07%p de Cr. Sendo assim, é pouco provável, nesse caso, que o Cr seja o único responsável pela redução na taxa de variação do LE observada para a composição SAE 1010 ATI quando comparada as composições SAE 1012 BTI/ATI.

De A.K. *et al.* [44] no estudo sobre a influência da densidade de discordâncias no envelhecimento do aço com efeito *bake hardening*, sob pré-deformações entre 1-10% e envelhecimento entre 50-170°C, concluíram que a energia de ativação para a difusão do carbono no Fe- $\alpha$  durante o processo de envelhecimento era indiferente ao grau de encruamento e, assim, não afetava a cinética de envelhecimento. Eles observaram o mesmo  $\Delta\sigma_e$  para todos os níveis de deformação, além de constatarem apenas o primeiro estágio de envelhecimento. Loporcaro *et al.* [39], que avaliaram o efeito do envelhecimento nas propriedades de vergalhões durante 365 dias, também relataram uma possível independência do  $\Delta\sigma_e$  com o grau de deformação. No entanto, é possível observar em seus resultados que as condições com um maior grau de deformação apresentavam o retorno do limite de escoamento descontínuo e formação da banda de Luders de forma mais acelerada, especialmente ao comparar as condições com 1 e 3% de pré-deformação. Essa observação é coerente, dado que, o aumento da densidade de discordâncias se aproximaria dos elementos em solução sólida intersticial.

A Figura 46 mostra a razão elástica e alongamento para o aço SAE 1010 BTI. A razão elástica reduziu de 1,093 no primeiro dia para 1,052 no último dia do período analisado, o que representa uma redução de 0,041 ou 3,8% do valor inicial. Para este aço, o valor final da razão elástica após 35 dias da produção do vergalhão é próximo do limite inferior de 1,05 exigido pela ABNT NBR 7480 [2], o que é um ponto de atenção. Ensaio por períodos maiores podem ser utilizados como ferramenta para definir se o material realmente atingiu a condição de saturação, o que garantiria a estabilidade do LE caso não haja outros estágios de envelhecimento. Observa-se que a razão elástica no primeiro dia após a produção para essa composição é significativamente inferior aos aços da categoria SAE 1012, que apresentavam valor médio de 1,126, o que confere aos aços SAE 1010 uma margem inferior para o envelhecimento por deformação posterior e, conseqüentemente, valores mais próximos do mínimo exigidos pela norma para a razão elástica. Em relação ao alongamento, os valores observados foram de 11,1% no primeiro dia para 10,3% no último dia. O desvio padrão, no entanto, não permite comparar os

valores com precisão através da técnica adotada neste trabalho. Porém, de acordo com a literatura [69] sobre o envelhecimento por deformação associado às atmosferas de Cottrell, o fenômeno está necessariamente associado a uma redução de ductilidade.

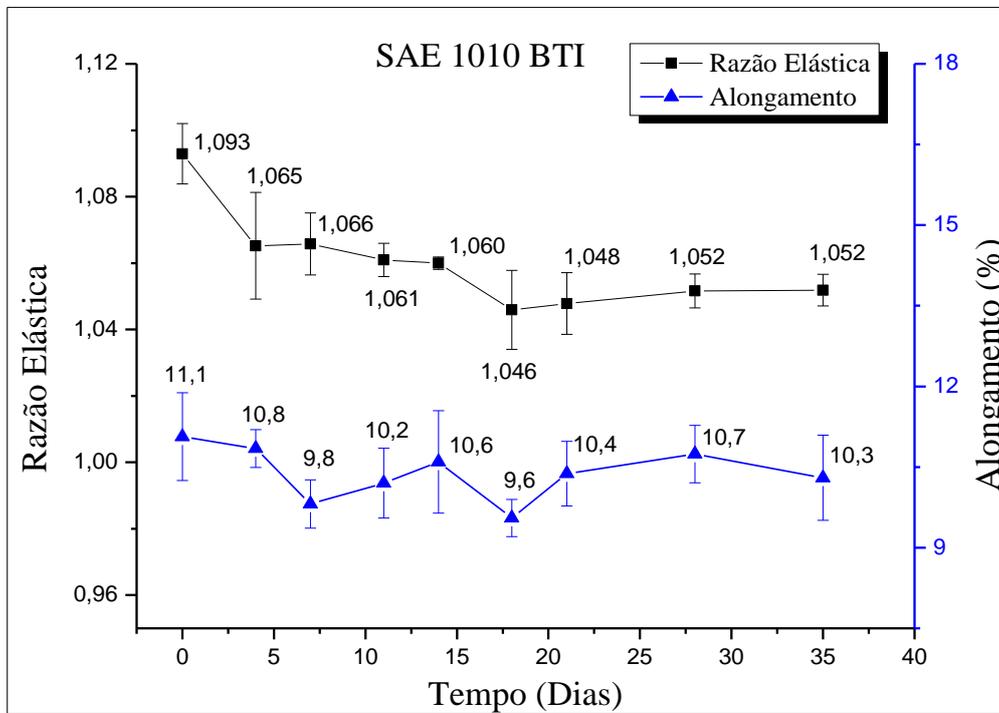


Figura 46: Razão elástica e alongamento para o aço SAE 1010 BTI.

A Tabela 11 mostra o compilado das propriedades mecânicas apresentadas para o aço SAE 1010 BTI na Figura 45 e 46. Através da tabela também é possível observar que ao considerar o desvio padrão associado a razão elástica no último dia do período analisado, a barra de erro ficaria abaixo do mínimo exigido pela norma.

Tabela 11 - Compilado com as propriedades mecânicas do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1010 BTI.

<b>Dia</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>LR (MPa)</b>	<b>LR/LE</b>	<b>AI (%)</b>
<b>0</b>	674 $\pm$ 8	737 $\pm$ 4	1,093 $\pm$ 0,009	11,1 $\pm$ 0,8
<b>4</b>	685 $\pm$ 15	730 $\pm$ 6	1,066 $\pm$ 0,016	10,8 $\pm$ 0,4
<b>7</b>	689 $\pm$ 6	734 $\pm$ 8	1,066 $\pm$ 0,009	9,8 $\pm$ 0,4
<b>11</b>	691 $\pm$ 10	733 $\pm$ 7	1,061 $\pm$ 0,005	10,2 $\pm$ 0,6
<b>14</b>	700 $\pm$ 7	741 $\pm$ 7	1,060 $\pm$ 0,002	10,6 $\pm$ 1
<b>18</b>	709 $\pm$ 8	742 $\pm$ 6	1,046 $\pm$ 0,012	9,6 $\pm$ 0,3
<b>21</b>	709 $\pm$ 5	743 $\pm$ 4	1,048 $\pm$ 0,008	10,4 $\pm$ 0,6
<b>28</b>	701 $\pm$ 2	737 $\pm$ 3	1,052 $\pm$ 0,005	10,7 $\pm$ 0,5
<b>35</b>	710 $\pm$ 7	747 $\pm$ 3	1,052 $\pm$ 0,005	10,3 $\pm$ 0,8

#### 4.3.2.4 Aço SAE 1010 ATI

A Figura 47 mostra o limite de escoamento e de resistência para o aço SAE 1010 ATI em função do tempo de armazenamento em estoque. Para essa composição, na conversão do fio-máquina  $\phi$  7 mm em vergalhão  $\phi$  5 mm, houve um grau de redução total de 44%, o que aumentou o LE de 312 MPa para 658 MPa, ou seja, um  $\Delta L_E = 346$  MPa ou 111%. Para o LR o aumento foi de 426 MPa para 720 MPa, representando um  $\Delta L_R = 294$  MPa ou 69%. Em relação ao alongamento, houve uma redução de 35% para 10%. Nesse caso, o encruamento provocou um aumento no LE inferior se comparado à composição BTI, que foi de 120%. Em relação ao LR, o efeito foi similar para ambas as composições com um aumento de 72% para a composição ATI e 69% para a BTI.

A análise do período de envelhecimento pela Figura 47 permite observar um comportamento similar à composição SAE 1010 BTI, onde o LR permanece aproximadamente constante e o LE aumenta gradualmente. Essa composição, assim como a SAE 1010 BTI, apresenta uma taxa de envelhecimento inferior aos aços da categoria SAE 1012. Nesse caso, houve um aumento do limite de escoamento de 658 MPa para 700 MPa entre o primeiro e último dia, o que representa um  $\Delta \sigma_e = 42$  MPa, ou 6,4% sobre o valor inicial, aumento associado a um teor de 88 ppm de N e 0,1%p de C. Para a composição SAE 1010 ATI não é possível observar a estabilização do LE no período analisado, o que pode estar relacionado ao teor mais elevado de elementos intersticiais. Vale ressaltar que o LE das composições SAE 1012 ATI e BTI também alcançaram a estabilização em períodos distintos, sendo mais longo para a composição ATI. Sendo

assim, para o SAE 1010 ATI, é possível sugerir um período de estabilização superior a 35 dias. Em relação à variação total no limite de escoamento ( $\Delta\sigma_e$ ) durante o período analisado, a magnitude é similar quando comparada ao aço SAE 1012 ATI.

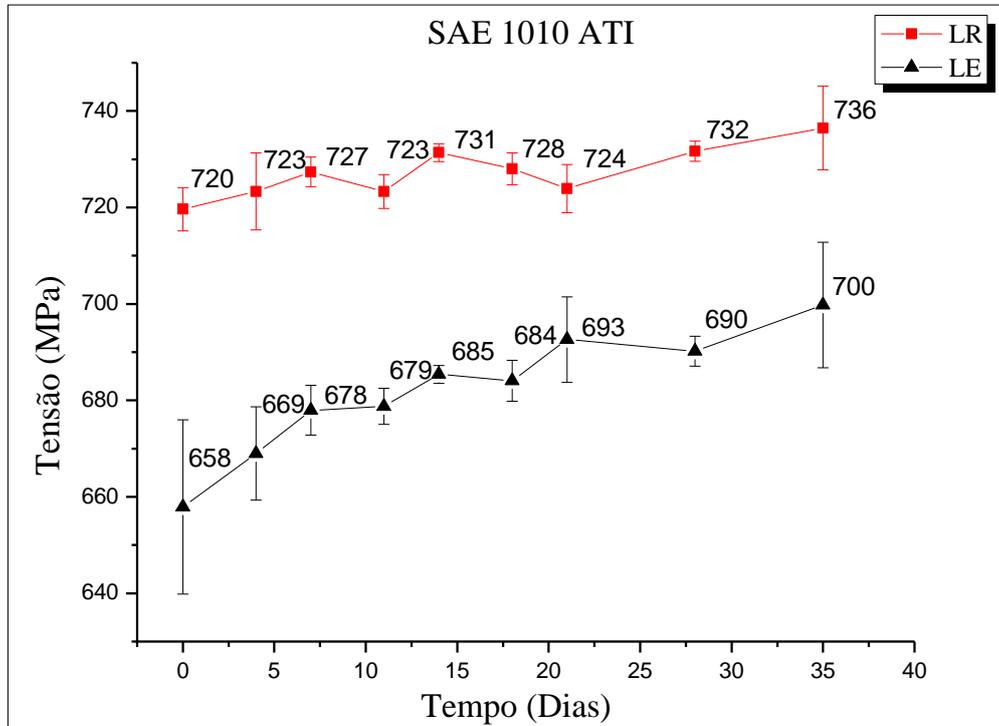


Figura 47: Limite de escoamento e limite de resistência em função do tempo de armazenamento para o vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1010 ATI.

A Figura 48 mostra que, a razão elástica durante o acompanhamento reduziu de 1,094 no dia da produção do vergalhão para 1,052 no último dia analisado, o que representa uma queda de 0,042 ou 3,8% sobre o valor inicial. A composição SAE 1010 ATI, assim como a BTI, apresentaram níveis de razão elástica ao término do período de acompanhamento próximos do limite mínimo exigido pela norma.

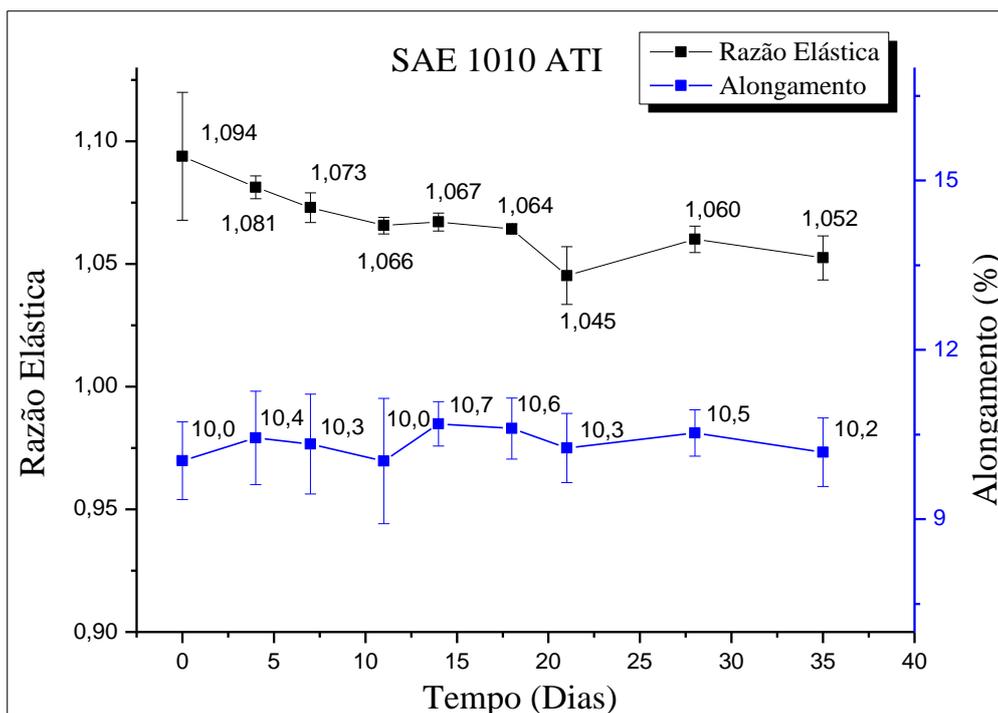


Figura 48: Razão elástica e alongamento para o aço SAE 1010 ATI.

Em relação ao alongamento, no primeiro e último dia, os valores foram de 10,0% e 10,2%, respectivamente. Sendo assim, da mesma forma como nas composições anteriores, não foi possível observar variação significativa no alongamento. Os valores de razão elástica para os aços da categoria SAE 1012 no primeiro dia são claramente superiores, apresentando valores de, em média, 1,126. Os aços da categoria SAE 1010, por sua vez, apresentaram valores na média de 1,094. Dessa forma, o aço SAE 1012 oferece uma margem maior para o envelhecimento posterior, conferindo maior confiabilidade quanto ao atendimento da razão elástica mínima exigida pela norma. Vale ressaltar que, na condição de fio-máquina, a diferença na razão elástica entre as composições era irrisória, ficando perceptível a diferença entre SAE 1012 e 1010 após a conformação a frio.

Arrais [35], em seu trabalho sobre o efeito da velocidade de trefilação nas propriedades mecânicas do aço SAE 1013 na produção do vergalhão CA-60  $\phi$  4,20 mm, observou que a razão elástica é significativamente superior para a menor velocidade de trefilação. Na velocidade de 3,0 m/s, o valor encontrado foi de 1,086 para a razão elástica, 1,050 na velocidade de 6,0 m/s e 1,056 na velocidade de 9,0 m/s. A composição estudada foi de 0,15%p de C; 0,53%p de Mn; 0,015%p de P e 0,018%p de S [35]. Além disso, o

fio-máquina de origem possuía 5,50 mm de diâmetro, o que representa um grau de redução em área da seção transversal de aproximadamente 42%. O autor não relata o tempo de armazenamento em estoque, porém, ao comparar os valores reportados com a composição SAE 1012 BTI/ATI apresentada neste trabalho, observa-se que, os valores encontrados por Arrais [35] são significativamente inferiores, especialmente para as velocidades de 6,0 m/s e 9,0 m/s. Vale mencionar que a velocidade de trefilação do aço SAE 1012 BTI/ATI foi de 3,4 m/s, ou seja, similar à primeira condição de Arrais [35], onde ele reporta o valor de 1,086, o que sugere um estágio de envelhecimento avançado. Os resultados indicam ainda que o aço SAE 1012, a depender da velocidade de trefilação, pode apresentar valores de razão elástica próximos do limite mínimo. Essa observação é razoável, dado que, as propriedades sob tração são dependentes da taxa de deformação e, segundo Dieter [26], o LE é mais sensível do que o LR, de modo que, o aumento na taxa de deformação reduziria a razão elástica. A Tabela 12 mostra os resultados compilados para o aço SAE 1010 ATI.

Tabela 12 - Compilado com as propriedades mecânicas do vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm produzido a partir do aço SAE 1010 ATI.

<b>Dia</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>LR (MPa)</b>	<b>LR/LE</b>	<b>AI (%)</b>
<b>0</b>	658 $\pm$ 18	720 $\pm$ 4	1,094 $\pm$ 0,026	10,0 $\pm$ 0,7
<b>4</b>	669 $\pm$ 10	723 $\pm$ 8	1,081 $\pm$ 0,005	10,4 $\pm$ 0,8
<b>7</b>	678 $\pm$ 5	727 $\pm$ 3	1,073 $\pm$ 0,006	10,3 $\pm$ 0,9
<b>11</b>	679 $\pm$ 4	723 $\pm$ 4	1,066 $\pm$ 0,003	10,0 $\pm$ 1,1
<b>14</b>	685 $\pm$ 2	731 $\pm$ 2	1,067 $\pm$ 0,004	10,7 $\pm$ 0,4
<b>18</b>	684 $\pm$ 4	728 $\pm$ 3	1,064 $\pm$ 0,002	10,6 $\pm$ 0,5
<b>21</b>	693 $\pm$ 9	724 $\pm$ 5	1,045 $\pm$ 0,012	10,3 $\pm$ 0,6
<b>28</b>	690 $\pm$ 3	732 $\pm$ 2	1,060 $\pm$ 0,005	10,5 $\pm$ 0,4
<b>35</b>	700 $\pm$ 13	736 $\pm$ 9	1,052 $\pm$ 0,009	10,2 $\pm$ 0,6

### 4.3.3 Ajuste sigmoidal para o limite de escoamento

#### 4.3.3.1 Aço SAE 1012 BTI/ATI

As Figuras 49(a) e (b) mostram, respectivamente, o ajuste sigmoidal para o limite de escoamento dos aços SAE 1012 BTI e ATI. As curvas descrevem de forma satisfatória o comportamento do LE em função do tempo de armazenamento em estoque. Para ambas as composições é nítido o aumento abrupto do LE logo após a produção. A análise da Figura 49(a) permite observar que o LE do aço SAE 1012 BTI aumenta de 693 MPa para 719 MPa nos primeiros 4 dias de armazenamento em estoque, ou seja, cerca de 81% do envelhecimento ocorre nesse período. Em seguida, a curva tende a estabilizar em torno de 725 MPa conforme  $x \rightarrow \infty$ . Analisando a Figura 49(b), observa-se que o comportamento do LE para o aço SAE 1012 ATI é similar ao da composição anterior, com um aumento abrupto no início do acompanhamento. Nesse caso, no entanto, há um tempo maior até que a estabilização do LE. Para o aço SAE 1012 ATI, de acordo com a curva ajustada, esse período seria a partir do oitavo dia. Entre o primeiro e o oitavo dia, o LE aumenta de 704 MPa para 742 MPa, o que representa cerca de 83% do aumento total no LE durante o período analisado. Como também pode ser observado, o LE tende a estabilizar em torno de 749 MPa conforme  $x \rightarrow \infty$ , nível superior quando comparado à composição BTI, o que pode ser justificado em função do teor mais elevado de carbono.

A análise das curvas indica que, logo após a conformação, a força motriz para o envelhecimento é grande e com o tempo vai reduzindo gradativamente. Segundo Reed Hill [3], a estabilização pode estar relacionada ao equilíbrio com uma nova fase formada, quando os átomos na atmosfera da discordância se atraem mutuamente, ou o equilíbrio é estabelecido quando definido um volume finito que contém a discordância, o número de átomos que entram e deixam esse volume é equivalente. Na condição de estado estacionário, a concentração de átomos de soluto ao redor das discordâncias é superior ao reticulado vizinho, sendo classificada como suas atmosferas. O número de átomos na atmosfera diminui com o aumento da temperatura [3]. A estabilização do LE está relacionada à saturação da atmosfera de soluto intersticial em torno das discordâncias.

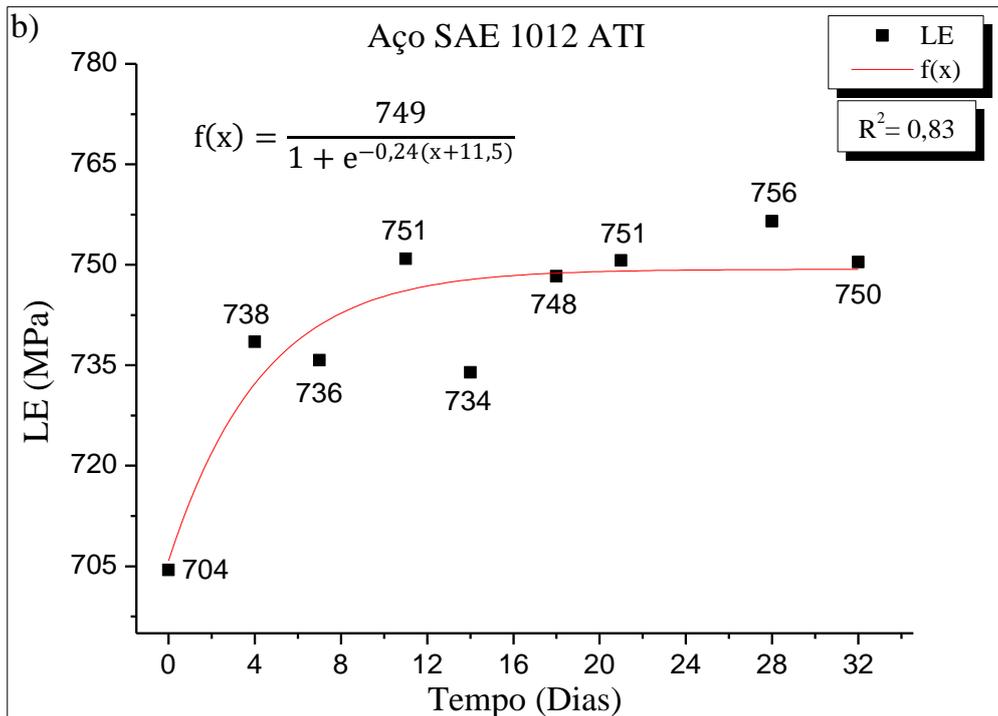
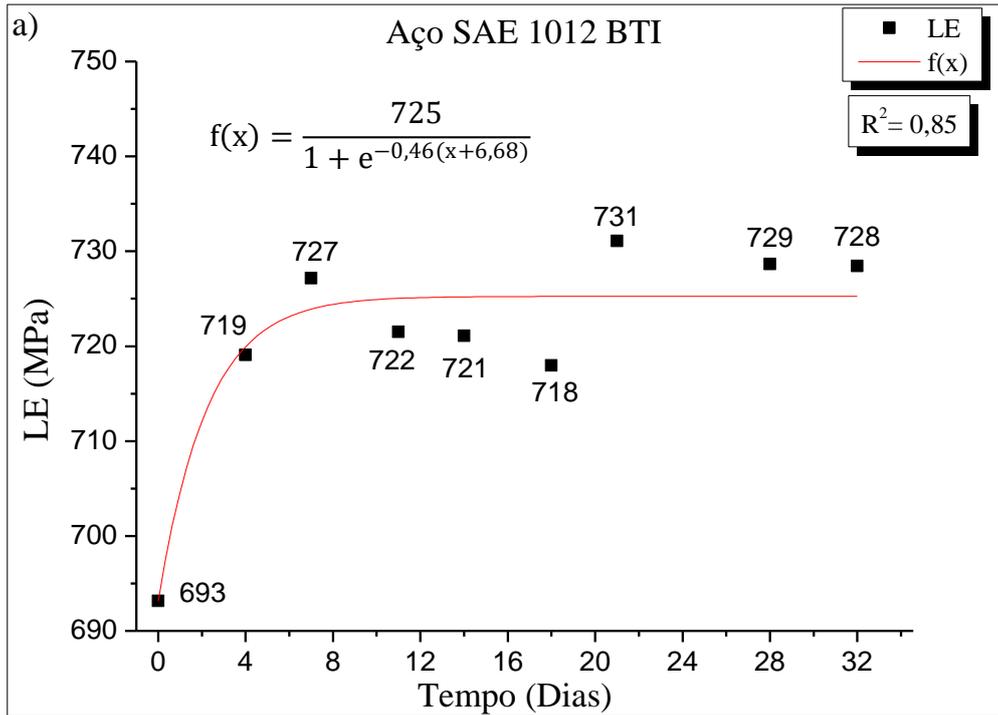


Figura 49: Ajuste sigmoidal para o limite de escoamento para o vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm; a) Aço SAE 1012 BTI; b) Aço SAE 1012 ATI.

#### 4.3.3.2 Aço SAE 1010 BTI/ATI

As Figuras 50(a) e (b) mostram, respectivamente, o ajuste sigmoidal para o LE dos aços SAE 1010 BTI e ATI. Assim como nas composições analisadas anteriormente, o ajuste parece descrever bem o comportamento do LE dessas composições. Nesse caso, no entanto, é possível observar uma clara distinção na forma da curva quando comparada às composições SAE 1012 BTI/ATI. Para os aços SAE 1010 BTI/ATI o aumento do LE é gradual, o que confere um fator de declividade da curva sigmoide inferior para o aço SAE 1010. A análise da Figura 50(a) permite sugerir uma estabilização do LE em torno de 711 MPa conforme  $x \rightarrow \infty$  para o aço SAE 1010 BTI. Utilizando o mesmo raciocínio para o LE do aço SAE 1010 ATI, exibido na Figura 50(b), essa estabilização ocorreria em torno de 701 MPa. Porém, o mais apropriado para essa composição seria o acompanhamento das propriedades mecânicas por um período superior a 35 dias, de modo a confirmar essa tendência. Os dados experimentais para o aço SAE 1010 não permitem afirmar categoricamente que o LE estabiliza no período analisado.

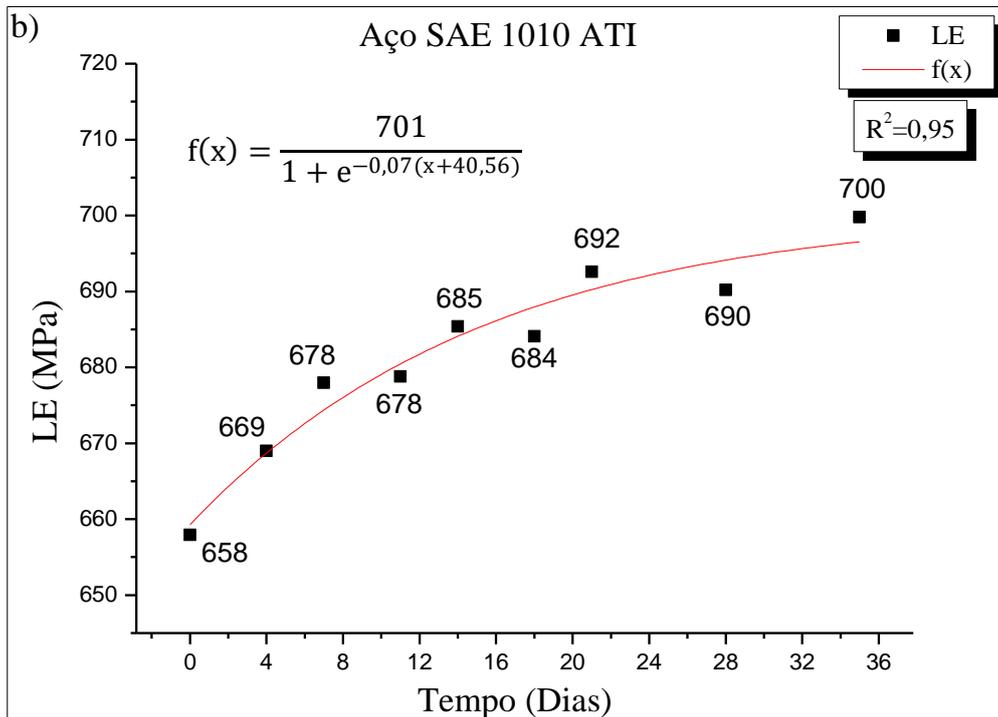
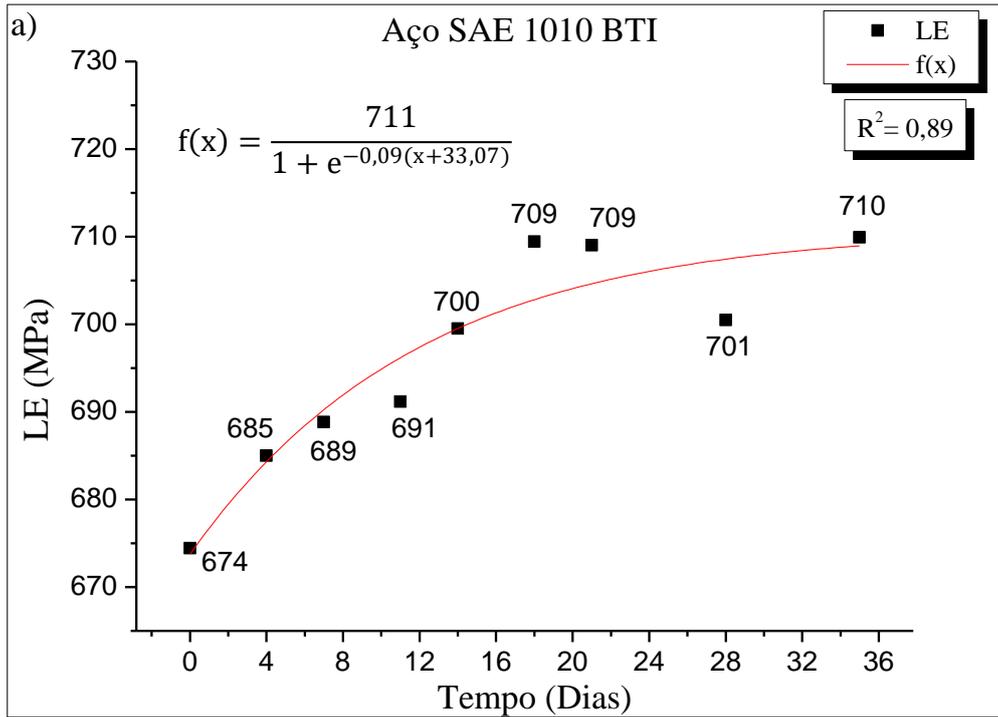


Figura 50: Ajuste sigmoidal para o limite de escoamento para o vergalhão CA-60 reto  $\phi$  5 mm; a) Aço SAE 1012 BTI; b) Aço SAE 1012 ATI.

### 4.3.4 Taxa de variação do limite de escoamento

#### 4.3.4.1 Aço SAE 1012 BTI/ATI

Se a curva sigmoidal modela o comportamento do limite de escoamento, a sua derivada pode ser interpretada como a taxa de variação do limite de escoamento para o material estudado. As Equações (4.1) e (4.2) são, respectivamente, a derivada do ajuste sigmoidal para as composições BTI e ATI do aço SAE 1012.

$$\frac{d}{dx} \left( \frac{725}{1 + e^{-0,46(x+6,68)}} \right) = \frac{333,5e^{-0,46(x+6,68)}}{(1 + e^{-0,46(x+6,68)})^2} \quad (4.1)$$

$$\frac{d}{dx} \left( \frac{749}{1 + e^{-0,24(x+11,5)}} \right) = \frac{179,76e^{-0,24(x+11,5)}}{(1 + e^{-0,24(x+11,5)})^2} \quad (4.2)$$

A Figura 51 mostra o perfil das curvas das Equações (4.1) e (4.2) durante o período analisado (entre 0 e 32 dias). Ela permite observar que a composição BTI após a produção apresenta uma taxa de variação do LE superior, porém, ela reduz rapidamente. Em contrapartida, a composição ATI, embora inicie com uma taxa inferior, ela permanece alta por um período maior. Se considerarmos  $x = 0$  nas Equações (4.1) e (4.2), obtém-se uma taxa de variação do LE de 14,1 MPa/dia para a composição BTI e 10,1 MPa/dia para a composição ATI. As taxas se igualam quando  $x \approx 1,5$ . A derivada da composição BTI, quando avaliada em  $x = 8$ , assume valor de 0,39 MPa/dia, ou seja, bem próxima de 0, podendo ser considerada o limiar para a estabilidade, como mencionado anteriormente. A derivada da composição ATI, no entanto, quando avaliada em  $x = 10$ , assume o valor de 1,032 MPa/dia. Para essa composição, a taxa de 0,39 MPa/dia é atingida próximo ao dia 14.

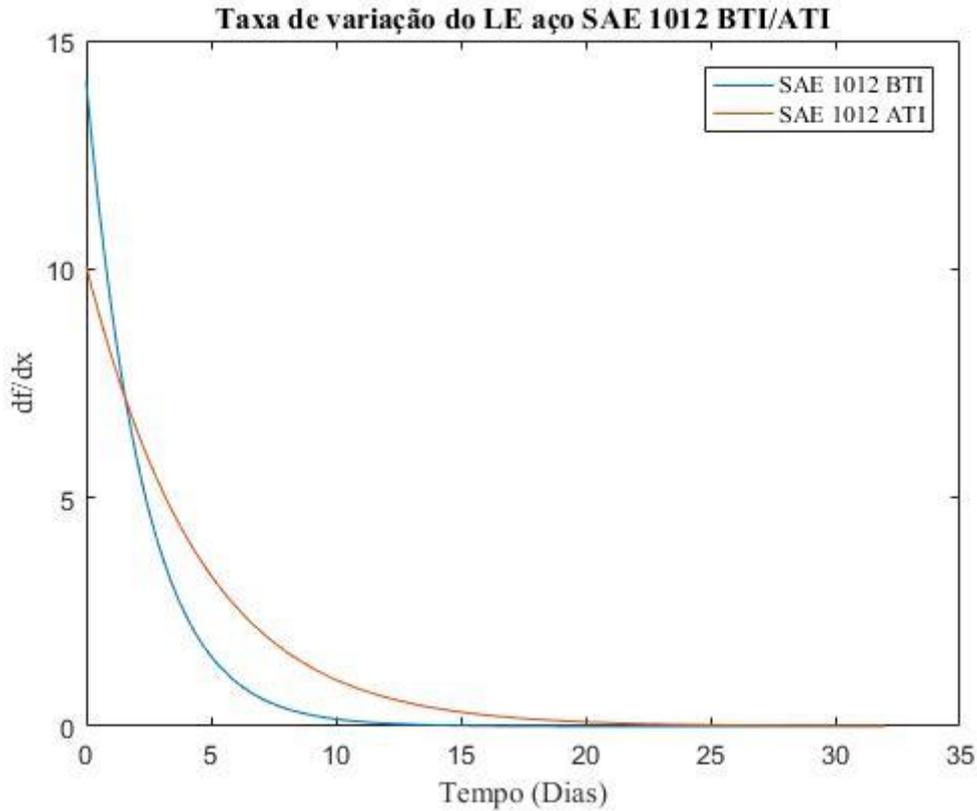


Figura 51: Taxa de variação do LE calculado como a derivada do ajuste sigmoidal para as composições 1012 BTI e ATI.

#### 4.3.4.2 Aço SAE 1010 BTI/ATI

As Equações (4.3) e (4.4) são, respectivamente, a derivada do ajuste sigmoidal para os aços SAE 1010 BTI e ATI.

$$\frac{d}{dx} \left( \frac{711}{1 + e^{-0,09(x+33,07)}} \right) = \frac{63,99e^{-0,09(x+33,07)}}{(1 + e^{-0,09(x+33,07)})^2} \quad (4.3)$$

$$\frac{d}{dx} \left( \frac{701}{1 + e^{-0,07(x+40,56)}} \right) = \frac{49,07e^{-0,07(x+40,56)}}{(1 + e^{-0,07(x+40,56)})^2} \quad (4.4)$$

A Figura 52 mostra a curva da derivada em função do período analisado (entre 0 e 35 dias). O comportamento observado é similar ao do aço SAE 1012, onde a composição BTI apresenta taxa de variação do LE superior no início do período de acompanhamento. Fazendo  $x = 0$  nas Equações (4.3) e (4.4), a taxa é de 2,9 MPa/dia para a composição

BTI e  $2,6 \text{ MPa/dia}$  para a composição ATI. Como a taxa da composição BTI decresce mais rapidamente, elas se igualam para  $x \approx 7$ . Fazendo  $x = 35$ , as taxas para as composições BTI e ATI, assumem, respectivamente, os valores de  $0,14 \text{ MPa/dia}$  e  $0,24 \text{ MPa/dia}$ . Sendo assim, analisando o ajuste sigmoidal, não é possível afirmar categoricamente que o LE de ambas as composições (SAE 1010 BTI/ATI) alcançaram a estabilidade durante o período de acompanhamento. As curvas do aço SAE 1012 BTI e ATI, apresentavam taxas de, respectivamente,  $6,2 \times 10^{-6} \text{ MPa/dia}$  e  $5,2 \times 10^{-3} \text{ MPa/dia}$  no último dia do período analisado, ou seja, bem mais próximo de zero.

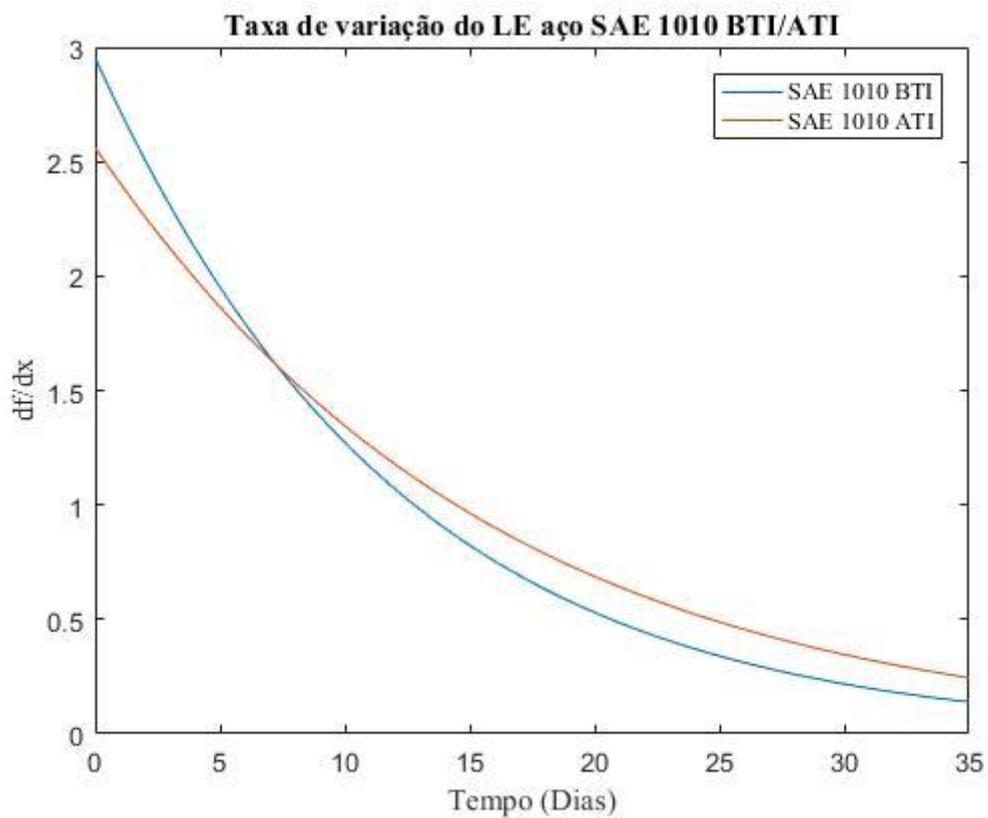


Figura 52: Taxa de variação do LE calculado como a derivada do ajuste sigmoidal para as composições SAE 1010 BTI e ATI.

## 5 CONCLUSÃO

- O acompanhamento das propriedades mecânicas por ensaio de tração permitiu observar que todas as composições estudadas são susceptíveis ao envelhecimento estático, possivelmente associado à formação das atmosferas de Cottrell. A magnitude do  $\Delta\sigma_e$  é similar ao observado em estudos [38,39,58,68] a respeito do envelhecimento pós-deformação em aços estruturais.

- A análise permitiu observar que a taxa de envelhecimento da composição SAE 1012 é superior ao da composição SAE 1010, tanto na condição BTI quanto na ATI. Dessa forma, é possível observar a estabilização do LE para as composições SAE 1012 BTI e ATI durante o período analisado.

- A magnitude no aumento do limite de escoamento ( $\Delta\sigma_e$ ) foi na média de 44 MPa para as composições ATI e 36 MPa para as composições BTI.

- Os vergalhões da composição SAE 1012 apresentaram valores de razão elástica superiores quando comparado aos vergalhões da composição SAE 1010 durante todo o período de acompanhamento. Os vergalhões produzidos com o aço SAE 1010, devido a menor razão elástica, se aproximaram do limite mínimo exigido pela norma no final do período analisado.

- A análise da curva sigmoideal evidencia a diferença na taxa de variação do LE para ambas as composições, sendo superior para o aço SAE 1012, o que fica claro nas Figuras 62 e 63.

## 6 REFERÊNCIAS

- [1] **Grupo Aço Cearense.** Disponível em: <<https://www.grupoacocearense.com.br/blog/abrindo-o-negocio/quais-sao-as-vantagens-e-aplicacoes-do-aco-na-construcao-civil/>>. Acesso em: 5 mar. 2021.
- [2] NBR, ABNT. 7480: Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado - Especificação. 2007.
- [3] REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física.** 2. ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois S.A., 1982.
- [4] **Toda Matéria.** Disponível em: <<https://www.todamateria.com.br/tipos-de-industrias/>>. Acesso em: 28 jun. 2020.
- [5] **IBGE.** Disponível em: <<https://www.ibge.gov.br/pt/inicio.html>>. Acesso em: 28 jun. 2020.
- [6] **Perfil da Indústria Brasileira.** Disponível em: <<https://industriabrasileira.portaldaindustria.com.br/#/industria-total>>. Acesso em: 28 jun. 2020.
- [7] FERNANDES, J. A. C. et al. **Mapa Estratégico da Indústria 2018-2022.** Brasília, CNI, 2018.
- [8] **Instituto Aço Brasil.** Disponível em: <<https://institutoacobrasil.net.br/site/>>. Acesso em: 28 jan. 2020.
- [9] Lopes, MP de M. A Indústria do Aço no Brasil. 2017.
- [10] **World Steel Association.** Disponível em: <<https://www.worldsteel.org/>>. Acesso em: 21 jan. 2020.
- [11] IMIANOWSKY, G. W.; WALENDOWSKY, M. A. **Os Principais Aços Carbono Utilizados na Construção Civil** Conselho Regional de Engenharia e Arquitetura de Santa Catarina, Santa Catarina, pp. 2-21, 2017.
- [12] NARDIN, F. Â. **A Importância da Estrutura Metálica na Construção Civil.** 2008. Trabalho de Conclusão de Curso - Universidade São Francisco, Itatiba, 2008.
- [13] PINHEIRO, L. M. Fundamentos do Concreto e Projeto de Edifícios. 2007.
- [14] **Centro Brasileiro da Construção em Aço (CBCA).** Disponível em: <<https://www.cbca-acobrasil.org.br/site/index.php>>. Acesso em: 29 jun. 2020.
- [15] BOTELHO, M. H. C., MARCHETTI, O. **Concreto Armado - eu te amo.** Edgard Blucher Ltda, 2018.
- [16] BERKE, Neal. Environmental degradation of reinforced concrete. In: **Handbook of Environmental Degradation of Materials.** William Andrew Publishing, 2005. p. 165-177
- [17] GERDAU. **Catálogo - Aço para Construção Civil.**
- [18] TEOBALDO, I. N. C., **Estudo Do Aço Como Objeto De Reforço Estrutural Em Edificações Antigas.** Dissertação de M.Sc., Universidade Federal de Minas Gerais, Belo

Horizonte, 2004.

[19] BRIEN, A. O. **Welding Handbook**. 9 ed. Miami, American Welding Society, 1987.

[20] FILHO, E. B. et al. **Conformação Plástica dos Metais**. 4. ed. Ed. Unicamp, 1997.

[21] WUSATOWSKI, Z. **Fundamentals of Rolling**. 2 ed. London, Pergamon Press, 1969.

[22] MOURÃO, M. B. et al. **Introdução à Siderurgia**. São Paulo, ABM, 2007.

[23] KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. 1 ed. Ohio, ASM International, 2005.

[24] PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. Y. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3 ed. New York, Taylor & Francis Group, 2009.

[25] FILHO, M. P. DE C.; DAVES, G. J. **Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas**. Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1978.

[26] DIETER, G. E.; BACON, D. **Mechanical metallurgy**. 1 ed. Nova York, McGraw-Hill Book Company, 1986.

[27] CODA, R. C. **Produtos Longos de Aço Laminados a Quente**. Porto Alegre, UFRGS - Centro de Tecnologia / LTM.

[28] CSN. Disponível em: <<http://ri.csn.com.br/>>. Acesso em: 19 jun. 2020.

[29] YAO, S. et al. "Force Analysis and Curve Design for Laying Pipe in Loop Laying Head of Wire Rod Mills". **Chinese Journal of Mechanical Engineering**, v. 32, n. 1, 2019.

[30] HISSANAGA, B. M. M. DE S. *Variáveis do Processo Termomecânico que Influenciam na Relação Elástica do Vergalhão CA-60*. Dissertação de M.Sc., IME, Rio de Janeiro, 2013.

[31] PINTO, D. F. **Velocidade de Trefilação e seu Efeito no Encruamento e no Acabamento Superficial de um Aço SAE 1008**. Tese de D.Sc., REDEMAT, Ouro Preto 2016.

[32] WRIGHT, R. N. **Wire Technology - Process Engineering and Metallurgy**. Nova York, Elsevier Ltd, 2011.

[33] GOKYŪ, I.; ŌKUBO, T. "Studies on the Roller Die". **Tetsu-to-Hagané Overseas**, v. 4, n. 1, p. 44–52, 1964.

[34] AMINE, K. EL; LARSSON, J.; PEJRYD, L. "Experimental comparison of roller die and conventional wire drawing". **Journal of Materials Processing Technology**, v. 257, n. February, p. 7–14, 2018.

[35] ARRAIS, D. F. **Influência da Velocidade de Laminação e Trefilação nas Propriedades Mecânicas e na Microestrutura de um Aço SAE 1013 na Produção de Vergalhão CA-60**. 2019. Trabalho de Conclusão de Curso - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2019.

[36] ABBASCHIAN, R., ABBASCHIAN, L., REED-HILL, R. E., **Physical Metallurgy Principles**. 4. ed. Stamford, Cengage Learning, 2009.

- [37] COTTRELL, A. H.; BILBY, B. A. "Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron". **Proceedings of the Physical Society. Section A**, v. 62, n. 1, p. 49–62, 1949.
- [38] MOMTAHAN, A.; DHAKAL, R. P.; RIEDER, A. "Effects of Strain-Ageing on New Zealand Reinforcing Steel Bars". **Bulletin of the New Zealand Society for Earthquake Engineering**, v. 42, p. 8, 2009.
- [39] LOPORCARO, G., PAMPANIN, S., KRAL, M. V. "Long-term strain-ageing effects on low-carbon steel reinforcement". **Construction and Building Materials**, v. 228, p. 116606, 2019.
- [40] PERELOMA, E.V.; BATA, V.; GAZDER, A. A. "The effect of chromium addition on the strain ageing and recrystallisation behaviour of low carbon steel". **3rd International Symposium on Science (ISSS 2012)**, p. 41–50, 2012.
- [41] PERELOMA, E. V.; BATA, V.; SCOTT, R.I.; SMITH R.M. "Effect of Cr and Mo on strain ageing behaviour of low carbon steel". **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 10–11, p. 2538–2546, 2010.
- [42] HOSSEINI, S.; HEIDARPOUR, A.; COLLINS, F.; HUTCHINSON, C.R. "Strain ageing effect on the temperature dependent mechanical properties of partially damaged structural mild-steel induced by high strain rate loading". **Construction and Building Materials**, v. 123, p. 454–463, 2016.
- [43] BÜLBÜL, A.; KAÇAR, R. "Factors affecting kinetics of strain aging in S275JRC steel". **Materials Research**, v. 20, n. 1, p. 210–217, 2017.
- [44] DE, A. K.; BLAUWE, K. D.; VANDEPUTTE, S.; COOMAN, B.C.D. "Effect of dislocation density on the low temperature ageing behavior of an ultra low carbon bake hardening steel". **Journal of Alloys and Compounds**, v. 310, n. 1–2, p. 405–410, 2000.
- [45] HULL, D.; BACON, D., **Introduction to dislocations**. 5. ed. Burlington, Elsevier, 2011.
- [46] TIIMOSHENKO, J. N. G., **Theory of elasticity**. New York, McGRAW-HILL BOOK COMPANY, 1951.
- [47] CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 4. ed. São Paulo, ABM, 1977.
- [48] BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMB, R. W. K. **Steels Microstructure and Properties**. 3. ed. Burlington, Elsevier Ltd, 2006.
- [49] VLACK, L. H. VAN., **Princípios de Ciência dos Materiais**. São Paulo, Edgard Blucher Ltda., 1970.
- [50] SCHOECK, G.; SEEGER, A. "The flow stress of iron and its dependence on impurities". **Acta Metallurgica**, v. 7, n. 7, p. 469–477, 1959.
- [51] WILLIAM D. CALLISTER, D. G. R. **Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Introduction**. 8 ed. Willey, 2009.

- [52] HARPER, S., "Precipitation of carbon and nitrogen in cold-worked alpha-iron". **Physical Review**, v. 83, n. 4, p. 709–712, 1951.
- [53] SZKOPIAK, Z. C., MIODOWNIK, A. P. "The Mechanism of Strain-Ageing in Commercially Pure Niobium". **Journal of Nuclear Materials**, v. 17, p. 20–29, 1965.
- [54] PUSSEGODA, L. N., **Strain Age Embrittlement in Reinforcing Steels**. Ph.D. Thesis, University of Canterbury, Christchurch, New Zeland, 1978.
- [55] DAVID, F. F. et al. "Static aging behavior of microalloyed wire steel and carbon wire steel". **Materials Science Forum**, v. 869, p. 435–440, 2016.
- [56] MORGAN, E. R.; SHYNE, J. C. "Preparation and Properties of Boron Treated Nonaging Open Hearth Steel". **Jom**, v. 9, n. 6, p. 781–785, 1957.
- [57] SMAILL, J. S.; KEOWN, S. R.; ERASMUS, L. A. "Effect of titanium additions on the strain-aging characteristics and mechanical properties of carbon–manganese reinforcing steels". **Metals Technology**, v. 3, n. 1, p. 194–201, 1976.
- [58] EASMUS, L. A.; PUSSEGODA, L. N. "The Strain Ageing Characteristics of Reinforcing Steel whit a Range of Vanadium Contents". **American Society for Metals and the Metallurgical Society for AIME**, v. 11A, p. 7, 1980.
- [59] BECKER, R. H. S. **Estudo da influência da taxa de resfriamento e temperatura nos últimos passes de laminação de fio-máquina sobre a resposta ao tratamento térmico de esferoidização em um aço DIN 41Cr4**. Dissertação M.Sc., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.
- [60] **Infomet**. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/>>. Acesso em: 18 fev. 2020.
- [61] HWANG, J. K. "The temperature distribution and underlying cooling mechanism of steel wire rod in the Stelmor type cooling process". **Applied Thermal Engineering**, v. 142, n. May, p. 311–320, 2018.
- [62] ASTM E112-13: Standard test methods for determining average grain size. 2013.
- [63] ASTM E562-19: Standard Test Method for Determining Volume Fraction By Systematic Manual Point Count. 2019.
- [64] NBR, ABNT. 6892: Materiais metálicos. Ensaio de tração à temperatura ambiente. 2002.
- [65] BRITO, E. C. DE. **Avaliação dos Efeitos dos Parâmetros de Laminação a Frio nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço SAE 1013 para Produção do Vergalhão CA-60**. Trabalho de Conclusão de Curso - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2018.
- [66] PEREIRA, T. R.; BARBOZA, M. J. R.; LINHARES, H. F.; GONÇALVES, G. M. C. "Caracterização Mecânica e Microestrutural do Fio-Máquina e Arame 10B06 Com Diferentes Teores De Boro". **ABM**, 1983-4764, Rio de Janeiro, Setembro, 2016.
- [67] COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 3. ed. São Paulo, Editora Blucher, 2008.

[68] LOPORCARO, G.; PAMPANIN, S.; KRAL, M. V. "Comparison between accelerated and natural strain ageing effects on New Zealand manufactured Grade 300E steel reinforcing bars". **2016 NZSEE Conference**, p. 1–11, 2016.

[69] BAIRD, J. D., "The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals". **Metallurgical Reviews**, v. 16, n. 1, p. 1–18, 1971.