

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M

DESENVOLVIMENTO DE AÇO BAIXO CARBONO EM ACIARIA ELÉTRICA PARA
PRODUÇÃO DE ARAMES GALVANIZADOS

Anderson Nicolodi

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre
2021

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M

DESENVOLVIMENTO DE AÇO BAIXO CARBONO EM ACIARIA ELÉTRICA PARA
PRODUÇÃO DE ARAMES GALVANIZADOS

Anderson Nicolodi

Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Tecnologia Mineral, Ambiental e Metalurgia Extrativa.

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Porto Alegre
2021

ANDERSON NICOLODI

DESENVOLVIMENTO DE AÇO BAIXO CARBONO EM ACIARIA ELÉTRICA PARA
PRODUÇÃO DE ARAMES GALVANIZADOS

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Tecnologia Mineral, Ambiental e Metalurgia Extrativa.

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Afonso Reguly – PPGE3M/UFRGS

Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes – PPGE3M/UFRGS

Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros – FURGS

Dedico este trabalho aos meus pais
Cleide e Juarez e minha namorada
Sabrina pelo apoio e incentivo
durante toda minha formação.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente ao professor Dr. Wagner Viana Bielefeldt pela orientação, confiança e contribuição na minha formação.

Agradeço ao professor Dr. Ing. Antônio Vilela pela oportunidade de fazer parte do grupo de pesquisas do Laboratório de Siderurgia da UFRGS.

Agradeço ao professor Dr. Eduardo Osório que me orientou durante parte do meu mestrado, sendo também importante na minha formação.

Agradeço aos professores Dr. Afonso Reguly, Dr. Rafael Nunes e Dr. Jorge Braz pelas correções e sugestões que enriqueceram as discussões deste trabalho.

Agradeço aos colaboradores, técnicos e engenheiros, da usina siderúrgica onde o estudo foi realizado pelas contribuições na realização de ensaios e discussões.

Agradeço aos colegas de pós-graduação que integram o grupo de pesquisa do Laboratório de Siderurgia da UFRGS, em especial ao Dr. Bruno Deves Flores e ao MSc. Anderson Azevedo Agra, pela parceria, discussões e contribuições na minha formação.

Agradeço a CAPES pela concessão de bolsa de estudo, viabilizando a realização deste trabalho.

A todos que participaram de forma direta ou indireta na minha trajetória ao longo dos anos, meu sincero obrigado.

“Vivemos em uma sociedade
absolutamente dependente do
conhecimento, na qual quase
ninguém entende o que é ciência e
tecnologia, o que é uma receita clara
para o desastre.”

Carl Sagan

SUMÁRIO

LISTA DE ABREVIATURAS.....	8
LISTA DE FIGURAS	9
LISTA DE TABELAS	12
RESUMO	14
ABSTRACT	16
1. INTRODUÇÃO.....	18
2. OBJETIVOS.....	20
3. REVISÃO DA LITERATURA	21
3.1 PRODUÇÃO DO AÇO NO BRASIL E NO MUNDO.....	21
3.2 PROCESSO DE PRODUÇÃO DE ARAMES GALVANIZADOS EM ACIARIA ELÉTRICA.....	23
3.2.1 Processo de Aciaria	23
3.2.1.1 Matérias-primas	23
3.2.1.2 Forno elétrico a arco (FEA).....	26
3.2.1.3 Forno-panela (FP).....	27
3.2.1.4 Lingotamento contínuo (LC).....	27
3.2.2 Conformação mecânica, recozimento e galvanização	28
3.2.2.1 Laminação	28
3.2.2.2 Trefilação.....	29
3.2.2.3 Recozimento	30
3.2.2.4 Galvanização	31
3.3 MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA MECÂNICA DE MATERIAIS METÁLICOS	32
3.3.1 Endurecimento por refino de grão	32
3.3.2 Endurecimento por solução sólida.....	33
3.3.3 Endurecimento por encruamento.....	33
3.3.4 Endurecimento por precipitação de segunda fase.....	35
3.3.5 Endurecimento por transformação de fase	36
3.3.6 Envelhecimento por deformação	36
3.4 FUNDAMENTOS DO RECOZIMENTO PARA RECRISTALIZAÇÃO.....	38
3.5 EFEITOS DO NITROGÊNIO NO AÇO	43
3.6 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA E RESIDUAIS	45
3.6.1 Elementos de liga	46
3.6.2 Elementos residuais	49

3.6.3 Boro	53
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
4.1 PRODUÇÃO DOS AÇOS DO ESTUDO	58
4.1.1 Parâmetros de recozimento.....	61
4.1.2 Envelhecimento por deformação estático.....	62
4.2 MÉTODOS	63
4.2.1 Caracterização química.....	63
4.2.2 Ensaio de tração.....	63
4.2.2 Análise metalográfica	63
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
5.1 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA	64
5.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	66
5.3 ANÁLISES METALOGRÁFICAS	68
5.4 ALTERAÇÃO DE PARÂMETROS DE RECOZIMENTO.....	72
5.5 ENVELHECIMENTO POR DEFORMAÇÃO ESTÁTICO	74
6. CONCLUSÕES	77
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	79
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	80
APÊNDICE A – DADOS COMPLETOS DOS ENSAIOS DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO	87

LISTA DE ABREVIATURAS

Ac₁	Temperatura da transformação eutetóide do aço
AF	Alto-forno
AG	Arame galvanizado
AL	Alongamento máximo
BOF	<i>Basic oxygen furnace</i>
BWG	<i>Birmingham Wire Gauge</i>
DRI	Ferro-esponja (<i>Direct Reduced Iron</i>)
FEA	Forno elétrico a arco
FM	Fio-máquina
FP	Forno-panela
LC	Lingotamento contínuo
Q&P	<i>Quenching and partitioning</i>
SI	Sistema internacional de unidades
TRIP	<i>Transformation-induced plasticity</i>
$\Delta\sigma_r$	Aumento do limite de resistência a tração dos arames galvanizados devido ao envelhecimento
σ_o	Tensão de escoamento
σ_r	Limite de resistência a tração

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Evolução da produção mundial de aço bruto (eixo esquerdo) e dos percentuais de produção nas rotas BOF e FEA (eixo direito) ao longo dos anos.	21
Figura 2 – Evolução da produção brasileira de aço bruto (eixo esquerdo) e dos percentuais de produção nas rotas BOF e FEA (eixo direito) ao longo dos anos.	22
Figura 3 – Fluxograma do processo de fabricação de aço em uma aciaria elétrica de produtos longos.	25
Figura 4 – Ilustração do processo de laminação.	28
Figura 5 – Vista lateral esquemática do forno de recozimento de chumbo.	31
Figura 6 – Variação das propriedades mecânicas com a quantidade de trabalho a frio.	35
Figura 7 – Tipos de microestruturas de duas fases. (a) Estrutura agregada; (b) Estrutura dispersa.	35
Figura 8 – Curva tensão x deformação indicando o comportamento típico do escoamento descontínuo.	37
Figura 9 – Curvas tensão x deformação em várias temperaturas apresentando o efeito de envelhecimento dinâmico.	37
Figura 10 – Representação esquemática do recozimento nas propriedades de resistência mecânica, ductilidade, deformação interna e tamanho de grão do metal.	40
Figura 11 – Relação entre tempo e temperatura de recozimento em sal fundido com o percentual de ferrita recristalizada para um aço com grau de redução de 25% a frio.	41
Figura 12 – Relação entre tempo e temperatura de recozimento em sal fundido com o percentual de ferrita recristalizada para um aço com grau de redução de 50% a frio.	41
Figura 13 – Percentual volumétrico de precipitação de austenita e de recristalização da ferrita em função do tempo de imersão em sal fundido a 760 °C.	42
Figura 14 – Solubilidade do nitrogênio no ferro em função da temperatura.	43

Figura 15 – Diagrama de Ellingham de formação de nitretos.	45
Figura 16 – Influência do teor de Si do Aço na espessura de recobrimento de galvanização..	48
Figura 17 – Limite de resistência a tração e limite de escoamento dos aços com e sem adição de boro nos ensaios de tração em diversas temperaturas.	56
Figura 18 – Alongamento dos aços com e sem adição de boro nos ensaios de tração em diversas temperaturas.	56
Figura 19 – Fluxograma das rotas siderúrgicas utilizadas na fabricação dos aços do estudo. .	61
Figura 20 – Média e desvio padrão dos limites de resistência a tração dos arames galvanizados estudados.	66
Figura 21 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 BOF.	68
Figura 22 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 BOF-B.	69
Figura 23 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA.	69
Figura 24 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA-BB.	70
Figura 25 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA-MB.	70
Figura 26 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço.....	71
Figura 27 – Influência da velocidade da linha de recozimento no limite de resistência a tração do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA (temperatura do forno de aproximadamente 720°C).	73

Figura 28 – Influência da temperatura do forno de recozimento no limite de resistência a tração do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA (velocidade da linha de recozimento de 65 m/min).....	74
Figura 29 – Evolução do limite de resistência a tração dos arames galvanizados estudados devido ao tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.....	75
Figura 30 – Evolução do alongamento máximo em ensaio de tração dos arames galvanizados estudados devido ao tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.....	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química típica do ferro-gusa.	25
Tabela 2 – Efeito do aumento de elementos residuais em diversas propriedades do aço.	51
Tabela 3 – Resumo da influência do aumento dos elementos de liga e residuais nas propriedades mecânicas do aço.	52
Tabela 4 – Efeito quantitativo dos elementos residuais na microdureza.	52
Tabela 5 – Efeito de residuais nas tensões limites de escoamento e de resistência à tração de um aço baixo carbono normalizado.	53
Tabela 6 – Composição química dos aços estudados por Camurri <i>et al.</i> (2007).	57
Tabela 7 – Propriedades mecânicas e tamanho de grão dos aços estudados por Camurri <i>et al.</i> (2007).	57
Tabela 8 – Faixa de tolerância dimensional e limite de resistência a tração do arame BWG 12.	58
Tabela 9 – Especificação de química do aço SAE 1005, valores em massa.	58
Tabela 10 – Aços elaborados para avaliação no presente estudo.	59
Tabela 11 – Passes do processo de trefilação e percentual de redução em área.	60
Tabela 12 – Temperaturas A_{c1} e A_{c3} dos aços do estudo.	60
Tabela 13 – Composição química dos aços estudados, valores em massa.	64
Tabela 14 – Composição química dos elementos residuais dos aços estudados, valores em massa.	65
Tabela 15 – Propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração dos arames galvanizados estudados.	67
Tabela 16 – Tamanho de grão ferrítico médio dos arames galvanizados produzidos a partir dos aços estudados.	71

Tabela 17 – Aumento no limite de resistência a tração dos arames galvanizados estudados em relação ao tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.	75
Tabela 18 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 BOF.	87
Tabela 19 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 BOF-B.	88
Tabela 20 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA.....	89
Tabela 21 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA-BB.	90
Tabela 22 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA-MB.	91
Tabela 23 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA-AB.....	92

RESUMO

As empresas siderúrgicas estão procurando, cada vez mais, atingir os melhores padrões de qualidade de seus produtos, aliados ao menor custo de produção e à alta produtividade. Nas trefilarias de aços de usinas semi-integradas, em particular, uma forma de reduzir os custos do processo é viabilizar a produção do aço a ser trefilado na própria usina. Em usinas integradas, o aço é produzido em uma aciaria à oxigênio a partir do ferro-gusa obtido em um alto-forno. Enquanto em usinas semi-integrada, tipicamente, o aço é produzido em uma aciaria elétrica, o que implica em algumas diferenças, *i.e.* maior teor de nitrogênio e de elementos residuais. Estas diferenças influenciam nas propriedades mecânicas dos produtos, dificultando a produção de arames galvanizados a partir de aços baixo carbono em aciarias elétricas que atendam as normas técnicas ou internas. O objetivo geral deste estudo foi viabilizar a produção de um aço baixo carbono em aciaria elétrica para fabricação de arames galvanizados com propriedades mecânicas similares aos produzidos por aços de aciaria a oxigênio. Para este fim, foram produzidos seis aços baseados no aço SAE 1005: um aço em aciaria a oxigênio de usina integrada (1005 BOF), um aço em aciaria a oxigênio de usina integrada com adição de boro (1005 BOF-B), um aço em aciaria elétrica (1005 FEA) e três aços com diferentes níveis de adição de boro em aciaria elétrica (1005 FEA-BB, 1005 FEA-MB e 1005 FEA-AB). Estes aços foram empregados na produção de arames galvanizados BWG 12. A caracterização dos aços e arames galvanizados visou determinar composição química, resistência mecânica (ensaio de tração), microestrutura e comportamento frente ao envelhecimento estático. Além disso, buscou-se avaliar a influência dos parâmetros do processo de recozimento nas propriedades mecânicas do arame galvanizado 1005 FEA. Os resultados obtidos indicam que a adição de boro na produção de aço em aciaria elétrica permite reduzir consideravelmente o limite de resistência a tração e aumentar o alongamento máximo de arames galvanizados produzidos em aciaria elétrica, tornando-os similares aos produzidos em usinas integradas. Estas observações são maximizadas para o aço com teor de boro intermediário estudado (1005 FEA-MB). Não foram verificadas mudanças significativas no tamanho de grão ferrítico dos arames galvanizados com a adição de boro nos aços de aciaria elétrica e no aço de aciaria a oxigênio. Com a adição de boro se esperava uma diminuição dos efeitos do envelhecimento estático por deformação em função da fixação de nitrogênio livre em nitretos, o que foi observado para os aços produzidos em aciaria a oxigênio. Já os aços microligados ao boro produzidos em aciaria elétrica apresentaram maior aumento no limite de resistência a tração com o passar do tempo do que o aço 1005 FEA. No

entanto, mesmo após longos períodos de envelhecimento, os limites de resistência a tração dos aços microligados ao boro foram significativamente menores do que o observado no aço 1005 FEA. A alteração de parâmetros do processo de recozimento, mesmo nas condições extremas testadas (velocidade de 30 m/min ou temperatura de 746 °C), foi menos efetiva que a adição de boro na diminuição do limite de resistência a tração dos arames galvanizados. Nas condições em que o estudo foi realizado, observou-se que a produção de um aço baixo carbono em aciaria elétrica para fabricação de arames galvanizados, com propriedades mecânicas similares aos de aciaria a oxigênio, pode ser realizada com adições adequadas de boro na composição dos aços.

Palavras-chave: aço baixo carbono, aciaria, arame galvanizado, boro, nitrogênio, elementos residuais.

ABSTRACT

Steelmaking companies are increasingly seeking to achieve the best quality standards for their products, combined with low production costs and high productivity. In steel drawing mills of semi-integrated mills one way to reduce process costs is to produce the steel to be drawn in the mill itself. In integrated plants, steel is produced in an oxygen steel shop from hot metal obtained in a blast furnace. While in semi-integrated plants, steel is typically produced in an electric steel shop, which implies some differences, *i.e.* higher nitrogen and residual elements content. These differences influence the mechanical properties of the steel products, making it difficult to produce galvanized wires from low carbon steels in electrical steel shops that meet technical or internal standards. The main objective of this study was to make feasible the production of low carbon steel in an electric steel shop for galvanized wires manufacturing with similar mechanical strength of those produced by oxygen steel shops. For this purpose, six steels were produced based on SAE 1005 steel: a steel produced in an oxygen steel shop (1005 BOF), a steel with boron addition produced in an oxygen steel shop (1005 BOF-B), a steel produced in an electric steel shop (1005 FEA) and three steels with different levels of boron addition produced in an electric steel shop (1005 FEA-BB, 1005 FEA-MB and 1005 FEA-AB). These steels were used to produce BWG 12 galvanized wires. Steels and galvanized wires characterization included chemical composition, mechanical strength (tensile test), microstructure and static strain ageing behavior. In addition, it was evaluated the influence of the continuous annealing process parameters on the mechanical properties of the 1005 FEA galvanized wire. The results indicate that the boron addition in steels produced in an electric steel shop considerably reduces the ultimate tensile strength and increases the maximum elongation of galvanized wires, making them similar to those produced in oxygen steel shops. These observations are specially true for the studied steel with intermediate boron content (1005 FEA-MB). No significant change in the ferritic grain size of the galvanized wires with the addition of boron was observed. With the addition of boron, it was expected a decrease of the effects of static strain ageing due to partial fixation of free nitrogen in nitrides, which was observed for steels produced in oxygen steel shop. However, steels produced in electric steel shop with boron addition had a greater increase in the ultimate tensile strength over time than the 1005 FEA steel. On the other hand, even after long periods of strain ageing, the ultimate tensile strength of steels with boron addition were significantly lower than the 1005 FEA steel. Changing parameters of the annealing process, even in the extreme conditions tested (speed of 30 m/min or temperature of 746 °C), was less effective than the

addition of boron to decrease the ultimate tensile strength of the galvanized wires. Under the conditions that the study was held, it was observed that the production of low carbon steel in an electric steel shop for galvanized wires manufacture with mechanical properties similar to those produced in oxygen steel shop is feasible with appropriate boron additions in the composition of the steels.

Keywords: low carbon steel, steelmaking, galvanized wire, boron, nitrogen, residual elements.

1. INTRODUÇÃO

Buscar custos competitivos na indústria siderúrgica é um desafio constante, e uma questão de sobrevivência do negócio. Desta forma, as empresas siderúrgicas estão procurando, cada vez mais, atingir os melhores padrões de qualidade de seus produtos, aliados ao menor custo de produção e à alta produtividade. Nas trefilarias de aços de usinas semi-integradas, em particular, uma forma de reduzir os custos do processo é viabilizar a produção do aço a ser trefilado na própria usina. Deste modo, não há custos com a compra e o transporte de aço de outras usinas.

Frequentemente, em usinas semi-integradas com aciaria elétrica, a produção regular de um aço tipo SAE 1005, utilizado na produção de arames galvanizados, possui algumas limitações. Estas limitações decorrem das diferenças nos processos que influenciam nas propriedades mecânicas dos aços produzidos. Em usinas integradas, o aço é produzido em uma aciaria à oxigênio a partir do ferro-gusa obtido em um alto-forno, enquanto em usinas semi-integrada, tipicamente, o aço é produzido em uma aciaria elétrica, o que implica em algumas diferenças nos produtos:

- Os eletrodos usados para fusão da carga em processos de aciaria elétrica tendem a ionizar o nitrogênio do ar, dissolvendo este elemento no aço. A faixa de nitrogênio no produto final em aciarias a oxigênio apresenta entre 10 e 40 ppm de nitrogênio, já em aciarias elétricas, o produto final pode conter um teor entre 40 e 110 ppm (IISI, 2000).
- Em função da carga de aciarias elétricas ser principalmente sucata ferrosa, os teores de elementos químicos residuais como cobre, cromo, níquel, molibdênio, estanho, nióbio, vanádio, antimônio e arsênio são tipicamente maiores neste processo (BELL *et al.*, 2006).

O alto teor de nitrogênio e de residuais influenciam as propriedades mecânicas dos aços produzidos em aciarias elétricas. O nitrogênio pode atuar de diversas formas para aumentar a resistência mecânica do aço, como solução sólida intersticial (comportamento similar ao C), formação de nitretos (podem ser refinadores de grão) e envelhecimento. O nitrogênio em solução sólida intersticial possui forte poder endurecedor na ferrita, além de aumentar a temperatura de transição de regime frágil/dúctil (KRAUSS, 2005). Já os elementos residuais trazem efeitos diversos nas propriedades do aço, porém, de maneira geral,

todos contribuem no endurecimento do aço por solução sólida substitucional (BELL *et al.*, 2006; PARKER *et al.*, 1957; STEPHENSON, 1983).

Estas características expostas dificultam a produção de arames galvanizados a partir de aços baixo carbono de aciarias elétricas, pois frequentemente as propriedades mecânicas destes arames são maiores do que os limites especificados em normas técnicas ou internamente.

Uma alternativa para viabilizar a produção destes aços em aciaria elétrica é a utilização do boro em baixas concentrações. O boro no aço forma nitretos e/ou carbonitretos, os quais apresentam algumas vantagens. O primeiro ponto é que os precipitados de boro não endurecem o aço, isto ocorre devido a geometria (esféricos) e dimensões (200 nm) dos seus precipitado (MEHTA, 2003). Além disso, ao formar nitretos e carbonitretos, o boro reduz a quantidade de nitrogênio e carbono em solução sólida, o que reduz o efeito de aumento na resistência mecânica por solução sólida intersticial destes elementos, além de reduzir o efeito do envelhecimento por diminuir a formação de atmosferas de Cottrell (NESTERENKO *et al.*, 2018). Por fim, diferentemente dos nitretos de alumínio, vanádio e titânio, os nitretos de boro não são refinadores de grão.

2. OBJETIVOS

Objetivo geral

O objetivo geral deste estudo foi viabilizar a produção de um aço baixo carbono em aciaria elétrica para fabricação de arames galvanizados com propriedades mecânicas similares aos produzidos por aços de aciaria a oxigênio. Para este fim, aços baixo carbono microligados ao boro foram produzidos e caracterizados, comparando com as propriedades de aços produzidos em aciaria elétrica e em aciarias a oxigênio de usinas integradas.

Objetivos específicos

- Comparar as diferenças nas propriedades mecânicas de arames galvanizados produzidos a partir de aços baixo carbono de aciarias elétrica e a oxigênio;
- Avaliar o efeito da adição de boro em aços baixo carbono nas propriedades mecânicas de arames galvanizados produzidos por estes aços;
- Avaliar a influência da adição de boro na microestrutura final dos arames galvanizados produzidos;
- Verificar a influência da alteração de parâmetros do processo de recozimento em linha contínua nas propriedades mecânicas de um arame galvanizado produzido a partir de aço baixo carbono em aciaria elétrica;
- Avaliar o efeito do envelhecimento estático por deformação nas propriedades mecânicas dos arames galvanizados estudados.

3. REVISÃO DA LITERATURA

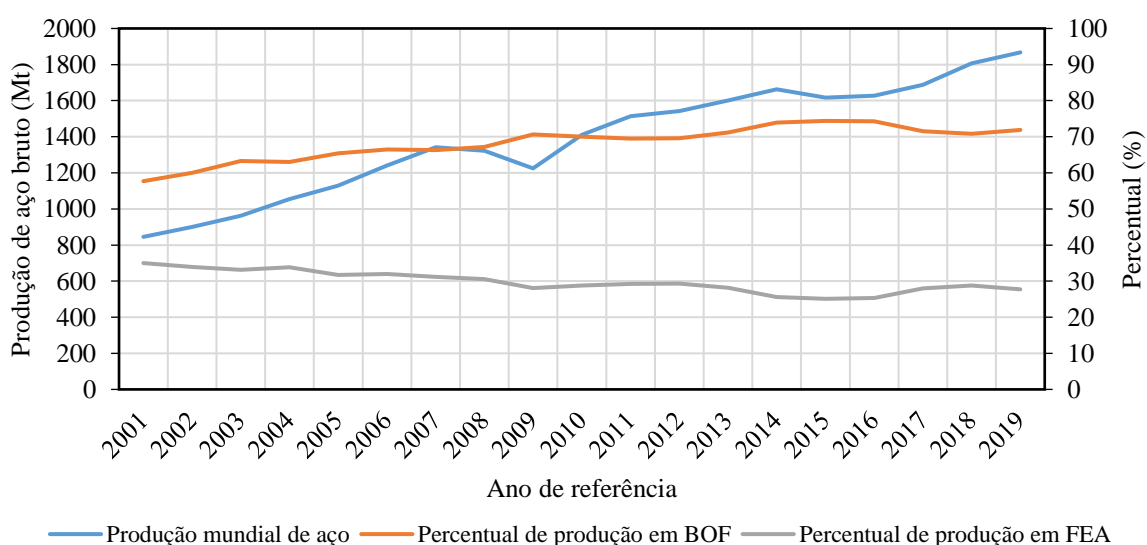
Neste capítulo será inicialmente apresentado informações a respeito do cenário de produção do aço no Brasil e no mundo. Posteriormente, visando atender aos objetivos do trabalho, será apresentado uma revisão de dados e trabalhos encontrados na literatura pertinente aos fatores que influenciam as propriedades mecânicas de aços baixo carbono, visando especialmente a produção de arames galvanizados.

3.1 PRODUÇÃO DO AÇO NO BRASIL E NO MUNDO

De acordo com os dados da World Steel Association (2020), a produção mundial de aço bruto no ano de 2019 foi de 1,868 bilhão de toneladas, a maior produção de aço bruto em um ano no século XXI. Sendo o principal produtor mundial a China, que foi responsável por mais da metade da produção neste ano (cerca de 53%).

A produção mundial de aço é realizada, principalmente, através de duas rotas de processo. A primeira rota é a típica de usinas integradas, onde o processo se inicia na redução do minério em altos-fornos e o refino ocorre em aciarias a oxigênio (*basic oxygen furnace* - BOF). A segunda é a rota típica de usinas *mini-mills*, onde a principal matéria-prima é a sucata ferrosa e o processo se inicia em um forno elétrico a arco (FEA). Com isto em vista, a produção mundial de aço pode ser estratificada entre estes processos, conforme apresentado na Figura 1.

Figura 1 – Evolução da produção mundial de aço bruto (eixo esquerdo) e dos percentuais de produção nas rotas BOF e FEA (eixo direito) ao longo dos anos.

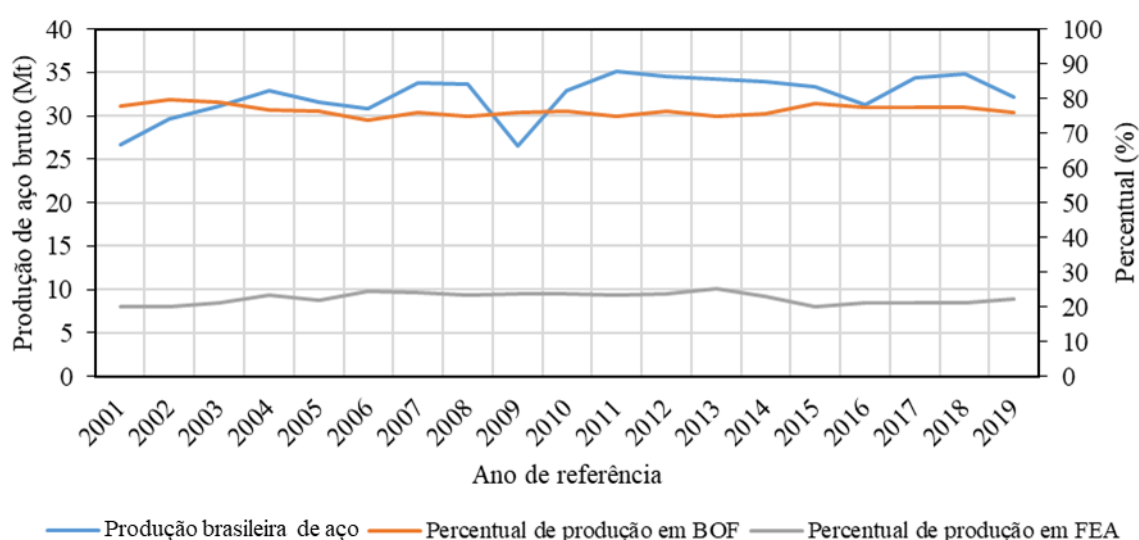


Fonte: World Steel Association (2020)

Nota-se que a produção de aço no mundo tem crescido de forma aproximadamente contínua neste século, tendo aproximadamente dobrado do ano 2001 ao 2019. Além disso, a fração da produção de aço em FEA foi aproximadamente constante nestes anos, correspondendo a cerca de 30% da produção mundial. No entanto, estes dados sofrem grande influência do fenômeno de crescimento da siderurgia na China, que aumentou sua produção de 149 Mt (2001) para 996,3 Mt (2019), sendo este aumento principalmente em função da construção de usinas siderúrgicas integradas. Em uma análise da produção mundial de aço bruto no mundo sem considerar a China, o crescimento da produção de aço bruto no mundo foi pequeno, de cerca de 696,4 Mt (2001) para 871,2 Mt (2020), sendo a produção de aço em FEA aproximadamente 47%.

No Brasil, principal produtor de aço da América Latina, a produção de aço bruto aumentou muito pouco ao longo deste século, estando a produção atual bastante abaixo da capacidade produtiva do parque siderúrgico brasileiro (62,5% da capacidade produtiva) (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2019). Na Figura 2 é apresentado a evolução da produção de aço bruto no Brasil ao longo dos anos, bem como a participação em percentual dos processos de BOF e FEA.

Figura 2 – Evolução da produção brasileira de aço bruto (eixo esquerdo) e dos percentuais de produção nas rotas BOF e FEA (eixo direito) ao longo dos anos.



Fonte: World Steel Association (2020)

Conforme a Figura 2, a produção de aço bruto nacional variou pouco ao longo dos últimos anos, sendo atualmente de cerca de 32,2 Mt, com uma participação de 22,2% da produção em FEA. O não crescimento se deve principalmente as recentes crises econômicas

que o país passou, o que contribuiu inclusive na retração observada no ano de 2009. Além disso, só houve manutenção dos níveis de produção devido ao aumento na exportação de aço pelas siderúrgicas brasileiras, pois o consumo interno de aço bruto diminuiu ao longo dos últimos anos (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2019).

Ainda no Brasil, a produção de fio máquina e trefilados corresponde a cerca de 34% dos produtos siderúrgicos longos consumidos no mercado interno e cerca de 22% dos produtos longos exportados, o que demonstra a importância destes tipos de produtos (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2019). Seus principais consumos são nos mercados de autopeças, agropecuária, equipamentos industriais, construção civil e manufatura de parafusos e rebites.

3.2 PROCESSO DE PRODUÇÃO DE ARAMES GALVANIZADOS EM ACIARIA ELÉTRICA

Neste capítulo é apresentado a rota de processamento de um arame galvanizado produzido em uma aciaria elétrica. Ainda, serão brevemente descritos os equipamentos que compõe o *layout* da usina siderúrgica semi-integrada onde este trabalho foi realizado. Inicialmente são apresentadas as etapas do processo em aciaria para produção de tarugos (Item 3.2.1) e posteriormente são apresentadas as etapas de conformação mecânica, tratamento térmico e galvanização para obtenção de arames galvanizados.

3.2.1 Processo de Aciaria

A Figura 3 apresenta o fluxograma do processo de fabricação de aço em uma usina semi-integrada do tipo aciaria elétrica, e que produz produtos longos a partir do lingotamento contínuo de tarugos. Este *layout* específico foi selecionado pois contextualiza o processo avaliado no presente estudo. A seguir, são brevemente descritas as etapas do processo de aciaria.

3.2.1.1 Matérias-primas

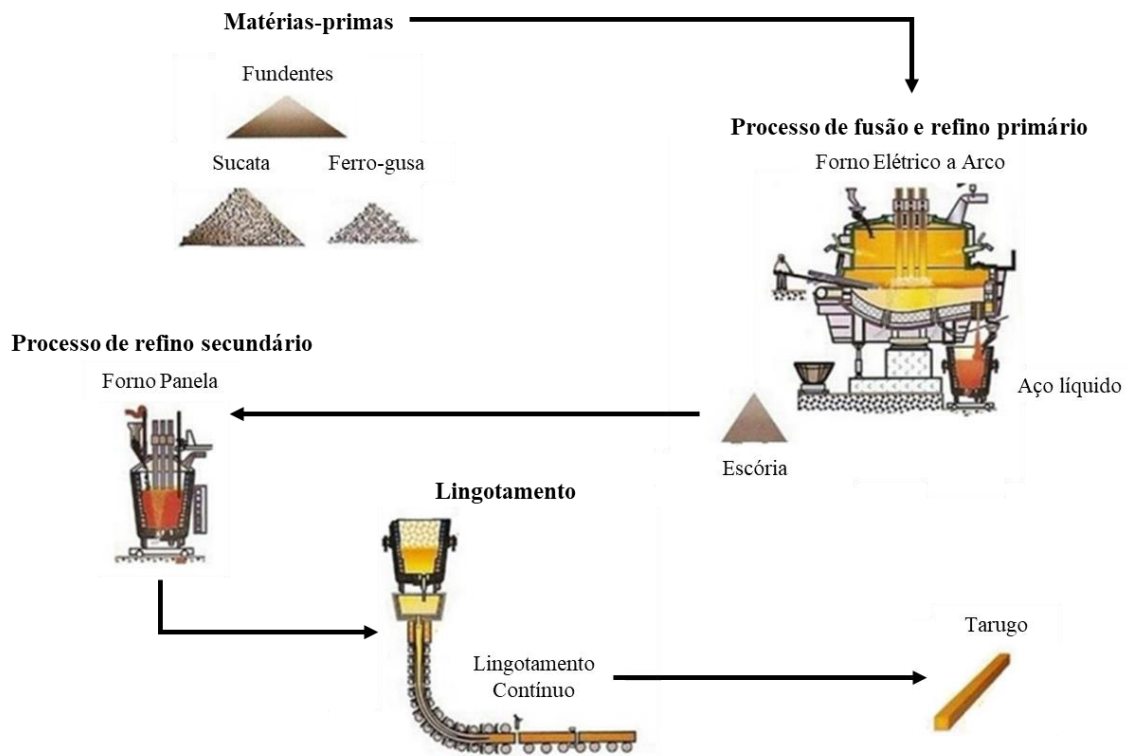
Os processos siderúrgicos iniciam nos pátios de matérias-primas, onde estas matérias-primas são recebidas, separadas, classificadas e, eventualmente, processadas. Devido a sucata ferrosa ser a principal matéria-prima do processo de aciaria elétrica, este local é denominado de pátio de sucatas. Nota-se que a qualidade da sucata, sobretudo composição química e impurezas, exercem grande influência no processo e nas características do produto final. As

principais impurezas nocivas ao aço podem ser classificadas da seguinte forma (MOURÃO, 2007):

- As mais nocivas: enxofre (necessita condições de alta basicidade e redutoras para eliminação); cobre, arsênio, antimônio e níquel (elementos mais nobres que o ferro, não são eliminados por oxidação seletiva);
- Nocivas: fósforo (necessita condições de alta basicidade e oxidantes para eliminação); zinco (teores elevados diminuem o rendimento metálico por diminuição do ferro na carga, além de ser responsável por uma maior geração de gases e poeira no processo);
- Menos nocivas: alumínio, titânio, zircônio, nióbio, cromo, vanádio, silício, manganês e carbono (Elementos facilmente oxidáveis no processo de refino não são tão críticos).

Há ainda outros elementos mais nobres que o ferro, que nas temperaturas típicas dos processos siderúrgicos são parcialmente eliminados na forma de gases (chumbo, arsênio, antimônio, cádmio e mercúrio). Em função do maior carregamento de sucatas em FEA (usinas semi-integradas) do que no BOF (usinas integradas), tipicamente o teor de elementos químicos residuais é maior no primeiro (IISI, 2000). A influência dos elementos químicos e residuais nas propriedades mecânicas dos aços baixo carbono será discutida no Item 3.7.

Figura 3 – Fluxograma do processo de fabricação de aço em uma aciaria elétrica de produtos longos.



Fonte: Adaptado de (RIZZO, 2006)

Além da sucata, podem ser utilizados ferro-gusa e ferro-esponja (DRI) no carregamento de materiais metálicos no FEA. No Brasil não há plantas de redução-direta em operação e, portanto, apenas o ferro-gusa é utilizado nas aciarias. O uso de ferro-gusa na carga contribui na economia de energia elétrica do processo do FEA, pois fornece energia química através da oxidação do carbono. No entanto, geralmente o carregamento de ferro-gusa não é maior que 20%, pois este leva um maior tempo para fundir no FEA, comprometendo a produtividade. Além disso, esta fusão tardia pode acarretar em um aumento no teor de carbono do aço (PRETORIUS; OLTMANN; JONES, 2010). A composição química típica de ferro-gusa é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química típica do ferro-gusa.

	Fe (%)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)
Ferro-gusa	94,5	4,5	0,4	0,3	0,03	0,07

Fe – Ferro; C – Carbono; Si – Silício; Mn – Manganês; S – Enxofre; P – Fósforo.

Fonte: (GEERDES *et al.*, 2009)

Além do alto teor de carbono, é possível observar na Tabela 1 que o ferro-gusa possui um elevado teor de fósforo, bem maior do que o típico de aços baixo carbono (< 0,04%). Por esta razão, um aumento de ferro-gusa na carga causa um aumento no teor de fósforo no aço.

Outras matérias-primas e insumos utilizados no processo incluem fundentes, desoxidantes, ferroligas e gases, no entanto, suas descrições fogem do escopo do presente trabalho.

3.2.1.2 Forno elétrico a arco (FEA)

O FEA é um reator relativamente recente na história da siderurgia, apenas em 1909 surgiu o primeiro forno elétrico trifásico, de formato similar aos utilizados atualmente. A princípio o FEA era considerado uma rota de processamento de aço especiais, pois permitia no seu processo grande precisão química e de temperatura. Com o passar do tempo, suas tecnologias foram aprimoradas e devido a sua maior eficiência passou a ser utilizado cada vez mais na produção de aços ao carbono (MOURÃO, 2007). O FEA é o principal equipamento utilizado no mundo para transformação de sucata ferrosa em aço, tendo um papel importante na fabricação de aço em si e também na economia circular. As principais vantagens do FEA são apontadas a seguir:

- Grande flexibilidade operacional: o FEA permite a utilização de cargas no formato mais variado possível, desde materiais líquidos (ferro-gusa) a sólidos (ferro-gusa, sucata, DRI, etc.). Além disso, sua operação é em batelada, o que permite operação intermitente e mudança de escala de produção conforme a demanda;
- Grande flexibilidade de produtos: é possível produzir praticamente qualquer tipo de aço no FEA, desde aços ao carbono até aços de alta-liga;
- Caráter ambiental: a principal carga do FEA, conforme visto, é a sucata de aço. A reciclagem da sucata é fundamental para diminuir o volume de produção de aços em processos integrados, onde há uma grande geração de poluentes e consumo de matérias-primas não renováveis da natureza. Estima-se que para cada tonelada de aço reciclado se evita emitir 1,5 toneladas de dióxido de carbono (BIR, 2008).

O processo no FEA pode ser dividido em 4 etapas: carregamento, fusão, refino primário, que compreende a remoção de elementos como fósforo, carbono, manganês e alumínio e, por fim, vazamento.

3.2.1.3 Forno-panela (FP)

Após o processo de refino primário, o aço bruto é vazado do FEA em um recipiente denominado de panela. A panela não atua apenas como recipiente de transporte, mas sim é um reator metalúrgico que é responsável pelo refino secundário do aço. As principais funções da panela no processo de aciaria são as seguintes (MOURÃO, 2007):

- Remoção de oxigênio – desoxidação;
- Remoção do enxofre – dessulfuração;
- Ajuste de composição química do aço e escória;
- Remoção de inclusões;
- Controle da morfologia das inclusões remanescentes;
- Ajuste e homogeneização da temperatura para as etapas de processo seguintes.

As operações de refino só são possíveis com a agitação do aço líquido, por isso o processo conta com borbulhamento de gás inerte (tipicamente argônio) ou agitação eletromagnética. Observa-se que os processos de refino e agitação trazem perdas de temperatura e, por esta razão, as perdas de temperatura devem ser compensadas. A maneira mais usual de incorporação de calor no processo é pela utilização de arco elétrico, por meio de eletrodos de grafite. Alternativamente, o calor pode ser fornecido por reações de oxidação de metais como alumínio e silício.

3.2.1.4 Lingotamento contínuo (LC)

Ao final do processo de aciaria deve-se realizar a solidificação do aço. Dependendo do processo, pode-se obter lingotes (lingotamento convencional) ou, dependendo da forma do molde pode-se obter tarugos, blocos, placas ou pré-formas (LC). O processo mais produtivo e com maior escala de utilização no mundo é o LC.

O processo de solidificação em um LC inicia com o vazamento de aço líquido de uma panela para um distribuidor e, por fim, em um molde de cobre refrigerado. No molde há circulação contínua de água, o que possibilita a extração de calor contínua do aço líquido que forma uma superfície solidificada, chamada de pele. Após a formação da pele, quando o aço deixa o molde ele passa a ser refrigerado por *sprays* de água distribuídos ao longo da máquina de LC (Barcellos , 2007).

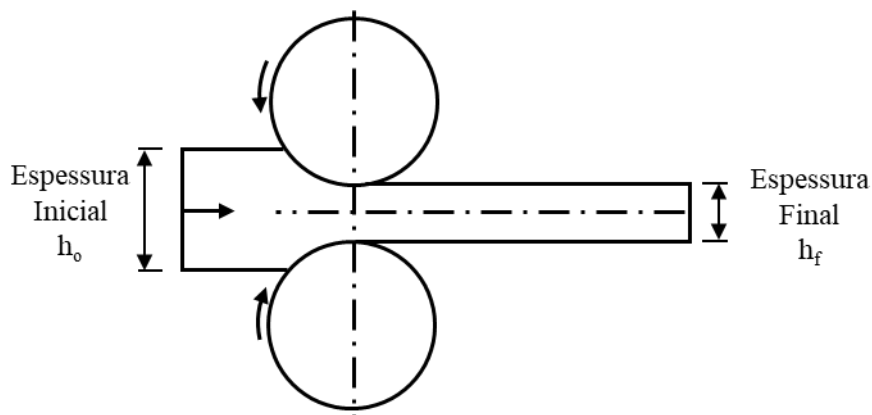
3.2.2 Conformação mecânica, recozimento e galvanização

Após a produção dos tarugos na aciaria, uma nova série de etapas de processamento são realizadas para a produção de arames galvanizados. As etapas são a laminação, trefilação, recozimento e galvanização. A seguir são brevemente descritas as etapas individualmente.

3.2.2.1 Laminação

A laminação é um processo de conformação mecânica que consiste na passagem de um material sólido entre rolos cilíndricos que giram com mesmo módulo de velocidade angular, porém, em sentidos contrários (Figura 4). Assim, a passagem do material por entre os rolos causa uma deformação plástica de redução da secção transversal e aumento de comprimento e largura (BRESCIANI FILHO, 1991).

Figura 4 – Ilustração do processo de laminação.



Fonte: adaptado de (BRESCIANI FILHO, 1991).

O processo de laminação é tipicamente classificado com relação a temperatura de trabalho, em processo de laminação a quente e a frio. Mais recentemente foram desenvolvidos processos de laminação a morno e outros processos em temperaturas intermediárias que são conhecidos como laminação controlada (RIZZO, 2006). A laminação a frio se caracteriza pela conformação do aço em temperaturas inferiores as que ocorrem a recristalização. Assim, o material é encruado no processo e, como consequência, há um aumento da dureza e resistência mecânica e redução da ductilidade. Já na laminação a quente, o processo ocorre em temperaturas onde ocorre a recristalização, buscando atingir um equilíbrio entre a taxa de encruamento e a taxa de recuperação e/ou recristalização. Neste caso há uma manutenção das propriedades do material.

A matéria-prima do processo de laminação é obtida no LC, podendo ser placas, blocos ou tarugos. Tipicamente na produção de arames galvanizados em aciarias elétricas, a matéria-prima é o tarugo e o produto é denominado fio-máquina (FM). Além disso, o processo é realizado a quente, com pré-aquecimento do tarugo entre 1100°C e 1300°C (DIETER, 1984).

3.2.2.2 Trefilação

Após a obtenção do FM na laminação, uma nova etapa de conformação mecânica é realizada em um processo denominado trefilação. A trefilação ocorre com a passagem do material sólido em uma ferramenta, tipicamente cônica, denominada fieira. Outro processo de trefilação consiste na conformação do material em cassetes laminadores. Fundamentalmente, os processos de trefilação em fieira e em cassete laminador são iguais, no entanto, o cassete laminador possui uma maior vida útil, pois a bitola de saída pode ser regulada de forma a compensar o desgaste do material com o tempo (BERALDI; MASIERO, 2012). Em cada etapa do processo de trefilação há uma redução da secção transversal e aumento do comprimento do material. Este processo é amplamente empregado na indústria metal-mecânica, pois permite a fabricação de fios, arames, eixos, cabos, etc. O processo de trefilação é um processo de conformação mecânica a frio e, portanto, não há recristalização do material durante o processo (DIETER, 1984).

As principais características observadas em materiais trefilados são: aumento da resistência mecânica e boa precisão dimensional e qualidade superficial. Por outro lado, ocorre também aumento das tensões residuais que, quando não controlados, podem causar distorções e empenamentos (ATIENZA *et al.*, 2005).

A escolha de um ângulo de fieira adequado é fundamental para uma boa operação do processo de trefilação. Isto ocorre devido ao trabalho por fricção aumentar com a redução do ângulo de fieira e o trabalho redundante aumentar como o aumento do ângulo (DIETER; KUHN; SEMIATIN, 2003). Assim, valores ótimos podem otimizar o processo, buscando minimizar ambos os trabalhos. Esta otimização pode ser realizada com base no fator delta, que relaciona o semi-ângulo da fieira com a redução em área conforme a Equação 1.

$$\Delta = \frac{\alpha}{r} (1 + \sqrt{1 - r})^2 \quad \text{Equação 1}$$

Onde Δ é o fator delta, α é o ângulo de entrada da fieira e r é a redução em área. Equação válida para ângulos pequenos.

Fatores delta de aproximadamente 1,5 performam bem na maioria dos processos, já valores maiores que 3,0 normalmente devem ser evitados.

Nos processos de produção de arames galvanizados em aciarias elétricas, a matéria-prima da trefilação é o FM e o produto é o arame, que posteriormente será recozido e galvanizado.

3.2.2.3 Recozimento

O processo de recozimento de arames visa fornecer as propriedades mecânicas desejadas através da alteração da microestrutura do aço. De maneira geral, o que se busca é restaurar no arame trefilado a microestrutura que estava presente no FM. Os fundamentos deste tratamento térmico são abordados no Item 3.4, aqui apenas será discutido a prática industrial.

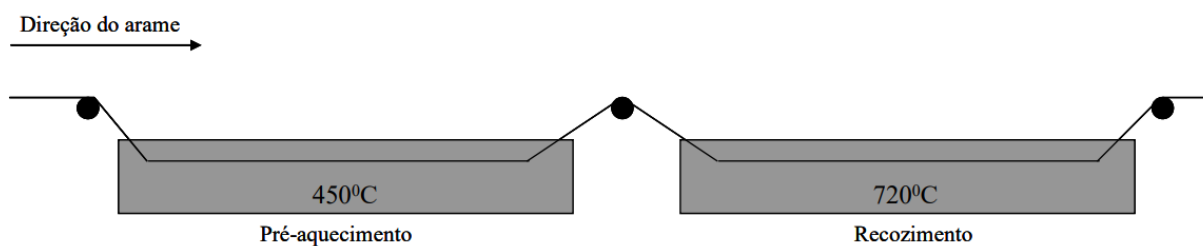
Há muitos anos, o recozimento de arames passou de um processo de bateladas para um processo contínuo, que possui uma produtividade muito maior. Além da produtividade, o processo contínuo em linha permite a combinação com outros, como decapagem e galvanização. Assim, todos os processos individuais podem ficar em série o que torna o processo de forma global mais eficiente. No entanto, as propriedades mecânicas obtidas no recozimento contínuo são frequentemente diferentes do processo em batelada. Isto é devido ao menor tempo de residência do material na temperatura de recozimento, o que pode não ser suficiente para compensar completamente os efeitos do encruamento da trefilação (STAHLSCHMIDT, 2010).

Existem diversos tipos de fornos de recozimento contínuos, como fornos de chumbo, fornos câmaras com queimadores (a gás ou a óleo), fornos com leito fluidizado e fornos câmaras resistivos (muflas). No *layout* de usina siderúrgica abordado neste estudo é utilizado um forno de chumbo, portanto, segue uma breve discussão deste processo.

Recozimentos em banhos de chumbo são realizados tipicamente em duas cubas. A primeira é utilizada em uma temperatura menor, abaixo da temperatura de recristalização, e têm por objetivo pré-aquecer os arames para diminuir a demanda térmica da cuba principal. Após o pré-aquecimento os arames entram na segunda cuba, que opera em temperaturas que possibilitam a recristalização (aproximadamente 720°C para aços ao carbono). É nesta cuba

que o recozimento de fato ocorre. A Figura 5 apresenta uma ilustração do funcionamento deste processo.

Figura 5 – Vista lateral esquemática do forno de recozimento de chumbo.



Fonte: (STAHLSCHMIDT, 2010)

3.2.2.4 Galvanização

A última etapa de processamento de arames galvanizados é a galvanização. A galvanização busca formar uma camada fina superficial de zinco que recobre completamente o arame de aço recozido. A galvanização de aços aumenta consideravelmente a resistência a corrosão do aço e é muito utilizada na indústria por dar uma dupla proteção frente a corrosão. Esta proteção dupla é compreendida da seguinte maneira (SHIBLI; MEENA; REMYA, 2015):

- Proteção por revestimento – o zinco ligado na superfície recobre completamente a superfície do aço, o protegendo contra a corrosão;
- Corrosão preferencial – o zinco é um metal mais ativo que o ferro e corrói preferencialmente através de uma reação catódica que evita a reação anódica de corrosão do ferro. Assim, mesmo com descontinuidades no recobrimento ou defeitos superficiais que exponham o ferro à atmosfera, o zinco consegue proteger o material.

O processo de galvanização mais comum em linhas de arames galvanizados consiste na imersão do arame recozido em um banho líquido de uma liga de zinco. A temperatura típica de processamento é 450°C e a composição do banho é de no mínimo 98% de zinco. O zinco então reage com o ferro na superfície do aço formando uma liga intermetálica zinco/ferro. O material galvanizado é resfriado no ar após a remoção lenta do banho de galvanização.

3.3 MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA MECÂNICA DE MATERIAIS METÁLICOS

Este item visa revisar os fundamentos da deformação plástica e os mecanismos de endurecimento de metais. O objetivo é que esse conhecimento sirva como base para as discussões referentes as relações das características de processo e de material com as propriedades mecânicas do aço.

A deformação plástica é compreendida através da teoria das discordâncias, a qual aponta que a deformação ocorre através do escorregamento de planos atômicos em função do movimento de defeitos cristalinos lineares, os quais são chamados de discordância. Em 1934 (TAYLOR, 1934), esta teoria foi proposta matematicamente a partir de cálculos que apontavam que a energia necessária para o escorregamento de planos em um cristal perfeito é muito superior daquela aplicada em ensaios de deformação. Após, em 1956 a teoria foi reforçada, pois foi possível realizar a primeira observação direta de discordâncias via microscopia eletrônica nos metais cobre e platina (MENTOR, 1956).

A teoria das discordâncias é a principal ferramenta para compreender os cinco mecanismos de endurecimento, pois, como discutido, a capacidade de um metal deformar plasticamente depende da movimentação de discordâncias. Assim, os mecanismos de endurecimento se baseiam fundamentalmente na redução ou obstrução da mobilidade destas discordâncias, tais mecanismos são discutidos a seguir nos itens do 3.4.1 ao 3.4.5, além disto, no item 3.4.6 é discutido o fenômeno de envelhecimento por deformação, que também pode atuar aumentando a resistência mecânica de aços.

3.3.1 Endurecimento por refino de grão

Durante a solidificação, a união de diferentes frentes de solidificação com orientações cristalográficas diferentes dá origem aos contornos de grão. O contorno de grão atua dificultando o movimento das discordâncias, sendo este efeito mais pronunciado quanto menor for o tamanho de grão, *i.e.*, quanto maior for a área de contorno. A relação de Hall-Petch, apresentada na Equação 2, quantifica a influência do tamanho de grão na tensão de ruptura para um dado material (HALL, 1951; HANSEN; RALPH, 1982):

$$\sigma = \sigma_i + k \cdot D^{-\frac{1}{2}}$$

Equação 2

Onde σ é a resistência a ruptura, σ_i é a resistência a fricção, que representa a resistência do cristal ao movimento da discordância, k é o parâmetro de bloqueio, que avalia contribuição relativa do contorno de grão no endurecimento e D é o diâmetro médio dos grãos.

Uma característica interessante do refino de grão, é que este é o único mecanismo de endurecimento que não reduz a ductilidade, portanto, grãos menores aumentam a resistência mecânica, bem como a tenacidade de um dado material.

3.3.2 Endurecimento por solução sólida

A introdução de átomos de soluto em solução sólida nos átomos de solvente invariavelmente gera uma liga de maior resistência do que o metal puro. Há dois tipos de solução sólida, a solução sólida intersticial, quando os átomos de soluto são consideravelmente menores que os de solvente, e a solução sólida substitucional, quando átomos de soluto e solvente apresentam raios atômicos similares. Os átomos que podem fazer solução sólida intersticial no ferro são carbono, nitrogênio, hidrogênio, oxigênio e boro. Os fatores que controlam a tendência de formação de solução sólida substitucional são os seguintes (FRYE; HUME-HOTHERY, 1942):

- Raios atômicos: se a diferença entre o tamanho dos átomos for maior que 15%, a solução sólida não é favorecida em função da distorção da rede cristalina;
- Afinidade química: metais com forte afinidade química entre si não tendem a formar solução sólida.
- Eletronegatividade: diferenças de eletronegatividades próximas a zero favorecem a solução sólida;
- Elétrons na camada de valência: metais com valência maior tendem a dissolver melhor metais com valência menor do que o inverso.
- Estrutura cristalina: se as estruturas cristalinas dos metais na sua forma pura são iguais ou similares, há um favorecimento da ocorrência de solução sólida.

As alterações dos parâmetros de rede da estrutura cristalina devido as tensões oriundas da presença de átomos de soluto são responsáveis por dificultar o movimento das discordâncias, e assim atuam endurecendo o material. Naturalmente, associado a este aumento de resistência mecânica do material, ocorre uma redução na ductilidade (DIETER, 1984).

3.3.3 Endurecimento por encruamento

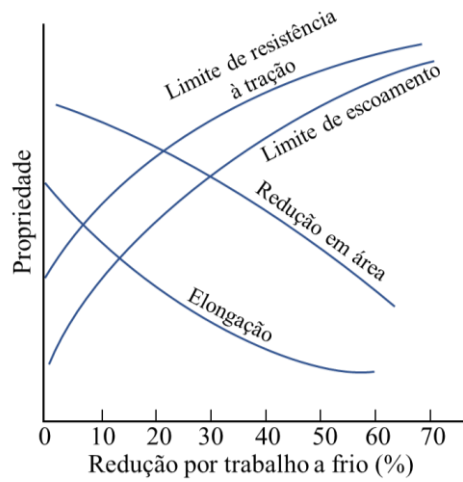
Encruamento, ou endurecimento por trabalho, é o fenômeno de aumento da resistência mecânica através da deformação plástica do material em temperaturas menores que a de

recristalização. Por este motivo, processos de conformação mecânica nos quais ocorre encruamento são denominados de “trabalho a frio”, como por exemplo, processos de trefilação.

O encruamento ocorre devido ao aumento da concentração de discordâncias no metal que dificultam o escorregamento dos planos atômicos. O impacto nas diversas propriedades mecânicas é representado esquematicamente na Figura 6.

O metal trabalhado a frio se encontra em um estado energético mais instável do que o material não-deformado, e com o aumento da temperatura, se torna cada vez mais instável. Eventualmente o material retorna à uma condição livre de deformação, o que é denominado de recozimento. Este tratamento térmico é muito importante, pois permite reestabelecer a ductilidade de um material. Os fundamentos do recozimento são discutidos no Item 3.4.

Figura 6 – Variação das propriedades mecânicas com a quantidade de trabalho a frio.

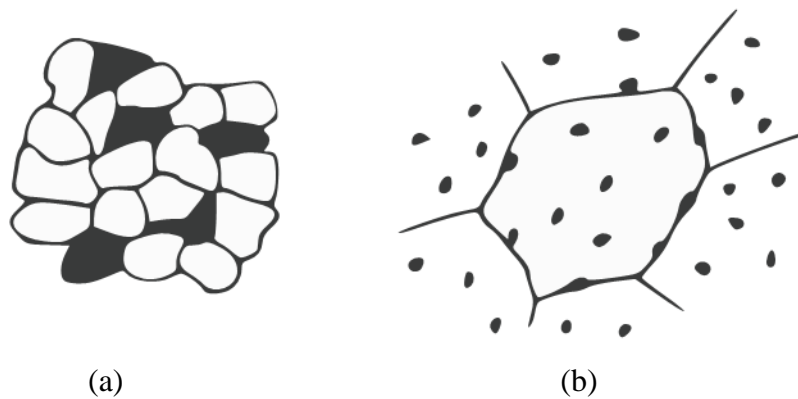


Fonte: (DIETER, 1984)

3.3.4 Endurecimento por precipitação de segunda fase

Frequentemente, diferentes elementos químicos apresentam solubilidade limitada entre si, causando assim, a precipitação de outras fases na matriz. Assim, diversas ligas comerciais apresentam uma estrutura heterogênea, composta de mais de uma fase. Esta estrutura pode ter forma diversa, porém, tipicamente se enquadra em uma das duas classes representadas na Figura 7.

Figura 7 – Tipos de microestruturas de duas fases. (a) Estrutura agregada; (b) Estrutura dispersa.



Fonte: (DIETER, 1984)

A precipitação de uma segunda fase é o resultado da supersaturação do soluto na matriz, portanto, a existência desta fase assegura o máximo endurecimento possível através do mecanismo de endurecimento por solução sólida. Além disso, a presença de partículas de segunda fase provoca tensões internas localizadas que dificultam a movimentação das discordâncias, acentuando o ganho de resistência mecânica.

O endurecimento por precipitação de segunda fase é de complexa avaliação, visto que uma série de fatores atuam, como tamanho, forma, número e distribuição das partículas de segunda fase, a resistência, ductilidade e o encruamento da matriz e da segunda fase, a coerência cristalográfica (orientação relativa entre os planos interfaciais), energia interfacial e a ligação interfacial entre as fases. Este grande número de fatores e a dificuldade experimental de avaliá-los de forma isolada dificultam a criação de modelos de resistência mecânica associados a presença de uma segunda fase que não sejam empíricos ou estatísticos (DIETER, 1984).

3.3.5 Endurecimento por transformação de fase

A transformação martensítica, que ocorre nos processos de têmpera através de um cisalhamento da rede cristalográfica que independe de difusão, é um dos principais mecanismos de endurecimento de aço utilizado no mundo. Apesar da sua importância, no contexto do presente estudo não há grande interesse neste mecanismo, portanto segue apenas uma breve descrição simplificada.

Um grande número de sistemas de ligas apresentam a transformação martensítica, no entanto, apenas as de ferro e carbono é que apresentam um efeito pronunciado de aumento de resistência (BARRETT; MASSALSKI, 1980). As barreiras que dificultam o movimento das discordâncias são a grande concentração de maclas nas martensitas do tipo placas e a de discordâncias na martensita do tipo blocos. Além disso, átomos de carbono deformam a rede cristalográfica durante a transformação, aumentando ainda mais a resistência mecânica quanto maior for a sua concentração (DIETER, 1984). Esta transformação, nos aços, ocorre através do resfriamento rápido de ligas aquecidas até temperaturas maiores que a temperatura de austenitização.

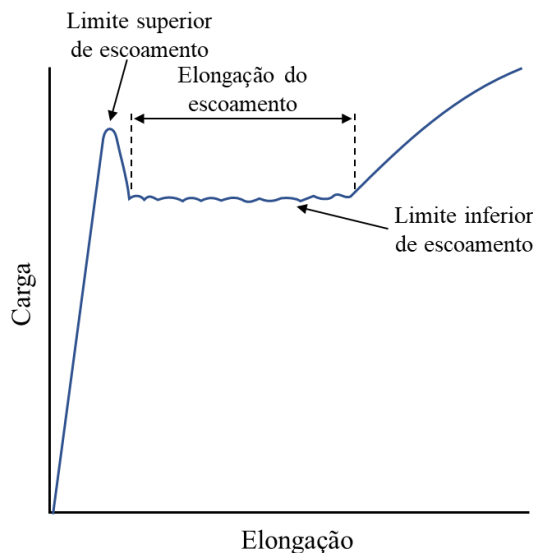
3.3.6 Envelhecimento por deformação

A fixação de discordâncias devido à interação com átomos de carbono e/ou nitrogênio é a principal causa do fenômeno de envelhecimento em aços. O envelhecimento causa mudanças nas propriedades mecânicas do aço e pode ser classificado como envelhecimento estático e dinâmico. Envelhecimento estático corresponde as alterações de propriedades mecânicas posteriores à deformação plástica, já o envelhecimento dinâmico é definido como o que ocorre durante o processo de deformação (STAIGER *et al.*, 2004). O crescimento do processo do FEA no mundo durante o século passado aumentou o interesse na prevenção do

envelhecimento devido a tendência de maiores teores de nitrogênio em aços produzidos neste equipamento comparado aos produzidos no BOF.

Alguns metais, especialmente aços de baixo carbono, apresentam uma transição heterogênea da deformação elástica para a plástica, causando um escoamento descontínuo na curva tensão-deformação, conforme representado na Figura 8. Este comportamento é característico do envelhecimento por deformação estático, no qual, um material aquecido a temperaturas relativamente baixas, após ter sido deformado plasticamente, tem suas propriedades mecânicas alteradas. Este fenômeno, dependente de tempo e temperatura, aumenta a resistência mecânica do metal e reduz a sua ductilidade (LOPORCARO; PAMPANIN; KRAL, 2019).

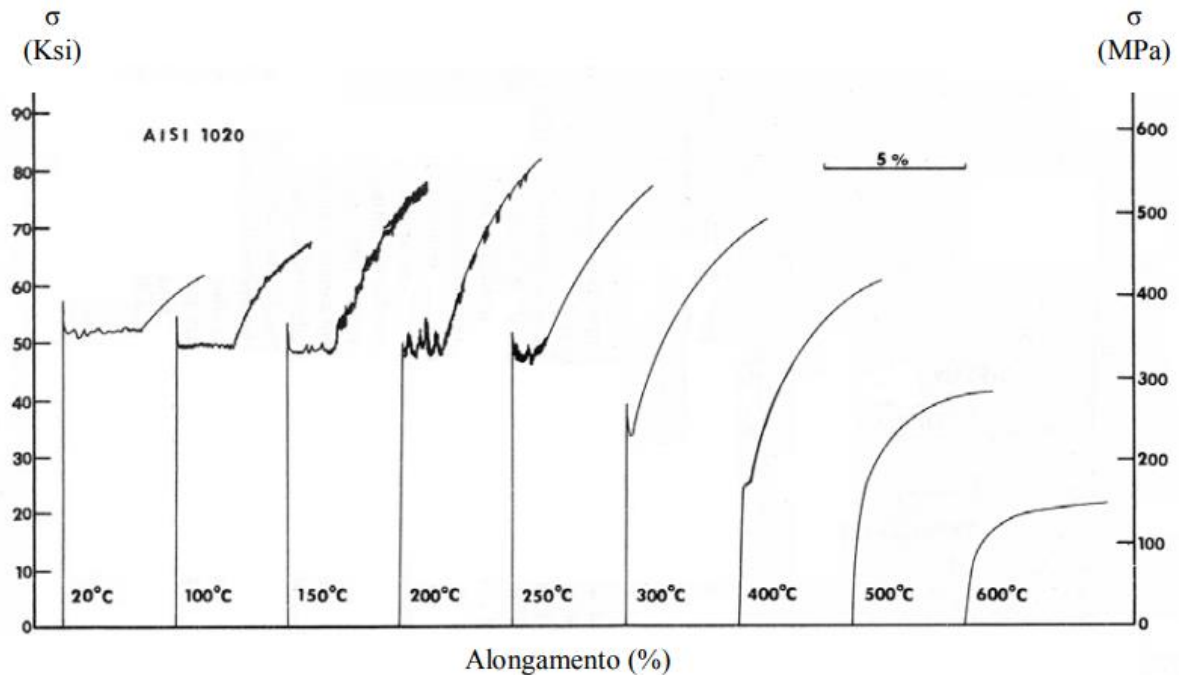
Figura 8 – Curva tensão x deformação indicando o comportamento típico do escoamento descontínuo.



Fonte: adaptado de (DIETER, 1984)

O envelhecimento, além de atuar nos aços aumentando a tensão de escoamento e reduzindo a ductilidade, ele também está associado a ocorrência de um serrilhamento na curva tensão-deformação. Este fenômeno de serrilhamento é denominado efeito Portevin-Le Chatelier e é associado ao envelhecimento dinâmico (DIETER, 1984). A Figura 9 apresenta um exemplo do comportamento de envelhecimento dinâmico de um aço AISI 1020 que passou por ensaios de tração em diversas temperaturas. O comportamento das curvas obtidas em 150 °C e 200 °C apresentam o efeito Portevin-Le Chatelier.

Figura 9 – Curvas tensão x deformação em várias temperaturas apresentando o efeito de envelhecimento dinâmico.



Fonte: adaptado de (LESLIE, 1981)

A causa do envelhecimento por deformação é a difusão de átomos de carbono e nitrogênio intersticiais para as discordâncias, formando as chamadas atmosferas de Cottrell que dificultam o movimento das mesmas. Este efeito é acentuado com o aumento do teor destes elementos na sua forma livre, aumento da temperatura e/ou do tempo de envelhecimento (COTTRELL; BILBY, 1949). Em temperaturas menores que 100 °C, o carbono apresenta uma baixa difusividade, sendo o nitrogênio o principal responsável pelo fenômeno, já em temperaturas maiores o carbono passa a desempenhar um papel importante (BAIRD, 1971). Mesmo em aços com teores tão baixos quanto 10 ppm de nitrogênio, o envelhecimento por deformação pode ser facilmente observado em aços baixo carbono (LOPORCARO; PAMPANIN; KRAL, 2019).

3.4 FUNDAMENTOS DO RECOZIMENTO PARA RECRISTALIZAÇÃO

O recozimento em processo ou para recristalização é um recozimento, tipicamente subcrítico (temperatura inferior a A_{c1}), aplicado para restaurar a ductilidade de aços conformados a frio. A temperatura A_{c1} corresponde a temperatura de transformação eutetóide do aço, para aços baixo carbono esta transformação é austenita \rightarrow ferrita + cementita.

A Equação 3, obtida por regressão multivariada para um grande número de aços, pode ser utilizada para estimar a temperatura A_{c1} a partir da composição química do aço. Considerando o diagrama de fases ferro-carbono e a Equação 3, para aços baixo carbono a

temperatura A_{c1} se situa entre 727 e 739 °C (JÄNICHE; VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE, 2011).

$$A_{c1} (\text{°C}) = 739 - 22(\%C) + 2(\%Si) - 7(\%Mn) + 14(\%Cr) + 13(\%Mo) - 13(\%Ni) + 20(\%V) \quad \text{Equação 3}$$

Onde A_{c1} é a temperatura de transformação eutetóide do aço, %C é o teor de carbono no aço, %Si é o teor de silício no aço, %Mn é o teor de manganês no aço, %Cr é o teor de cromo no aço, %Mo é o teor de molibdênio no aço, %Ni é o teor de níquel no aço e %V é o teor de vanádio no aço. Valores percentuais em massa.

Outro modelo obtido por regressão multivariada foi proposto por Andrews (1965 apud POYRAZ; ÖGEL, 2020) e pode ser aplicado para aços com teores de carbono menor que 0,6%. Neste modelo as temperaturas A_{c1} e A_{c3} (temperatura de austenitização completa) podem ser estimadas de acordo com as Equações 4 e 5.

$$A_{c1} (\text{°C}) = 723 - 10,7(\%Mn) - 16,9(\%Ni) + 29,1(\%Si) + 16,9(\%Cr) + 290(\%As) + 6,32(\%W) \quad \text{Equação 4}$$

Onde A_{c1} é a temperatura de transformação eutetóide do aço, %Mn é o teor de manganês no aço, %Ni é o teor de níquel no aço, %Si é o teor de silício no aço, %Cr é o teor de cromo no aço, %As é o teor de arsênio no aço e %W é o teor de tungstênio no aço. Valores percentuais em massa.

$$A_{c3} (\text{°C}) = 910 - 203(\sqrt{\%C}) - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) + 13,1(\%W) - 30(\%Mn) + 11(\%Cr) + 20(\%Cu) - 700(\%P) - 120(\%As) - 400(\%Ti) \quad \text{Equação 5}$$

Onde A_{c3} é a temperatura de austenitização completa, %C é o teor de carbono no aço, %Ni é o teor de níquel no aço, %Si é o teor de silício no aço, %V é o teor de vanádio no aço, %Mo é o teor de molibdênio no aço, %W é o teor de tungstênio no aço, %Mn é o teor de manganês no aço, %Cr é o teor de cromo no aço, %Cu é o teor de cobre no aço, %P é o teor de fósforo no aço, %As é o teor de arsênio no aço e %Ti é o teor de titânio no aço. Valores percentuais em massa.

O trabalho a frio, como na trefilação, encrua e alonga os grãos da ferrita, introduzindo uma alta densidade de imperfeições, incluindo discordâncias, dentro dos grãos. Inicialmente, durante o recozimento, a energia de deformação acumulada na ferrita promove a recuperação, mecanismo no qual há um rearranjo de discordâncias para configurações mais estáveis energeticamente. Em seguida, se houver energia suficiente, ocorre a recristalização, onde grãos equiaxiais de ferrita livres de deformação nucleiam e crescem substituindo os grãos de ferrita deformados. O resultado ao final deste tratamento térmico é a restauração da ductilidade original do material pré-deformado (DIETER, 1984). Estas etapas de recuperação e recristalização podem ser seguidas de uma terceira etapa de crescimento de grão, caso exista uma combinação de tempo e temperatura que permita isso. As influências de cada etapa deste tratamento térmico nas propriedades mecânicas, tamanho de grão e deformação interna do material são representadas na Figura 10.

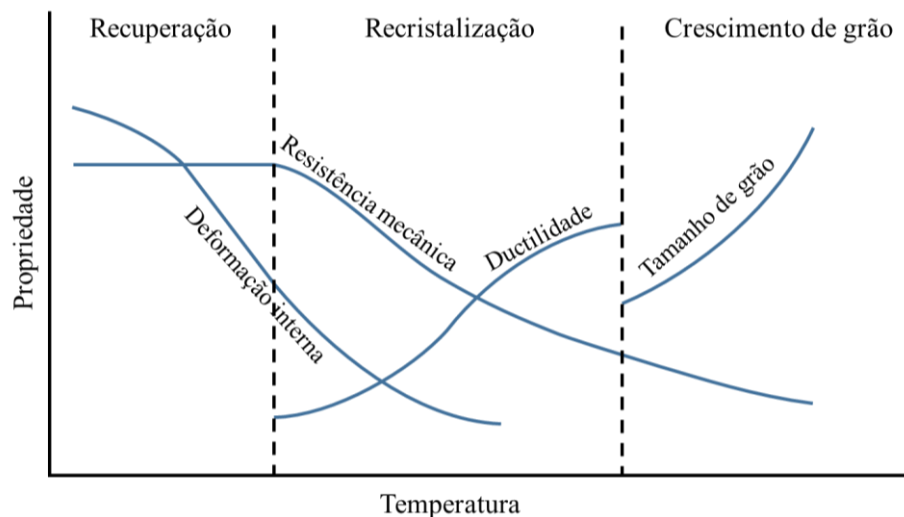
São 6 as principais variáveis que ditam a cinética da recristalização: (1) quantidade de deformação prévia (grau de redução na trefilação), (2) temperatura, (3) tempo, (4) tamanho de grão inicial, (5) composição química e (6) quantidade de recuperação prévia ao início da recristalização. As relações das variáveis com o processo podem ser sumarizadas da seguinte forma (DIETER, 1984):

1 - Quanto menor a deformação prévia, menor é a cinética de recristalização (maior temperatura necessária);

2 - O aumento do tempo ou da temperatura favorecem a recristalização, porém, a temperatura é muito mais importante que o tempo, estima-se que um aumento de 10 °C na temperatura do processo pode equivaler a dobrar o tempo de recozimento.

3 - O tamanho de grão final depende principalmente do grau de deformação prévio e em menor quantidade na temperatura de recozimento. Quanto maior o grau de deformação e menor a temperatura de recozimento, menor será o tamanho de grão recristalizado.

Figura 10 – Representação esquemática do recozimento nas propriedades de resistência mecânica, ductilidade, deformação interna e tamanho de grão do metal.



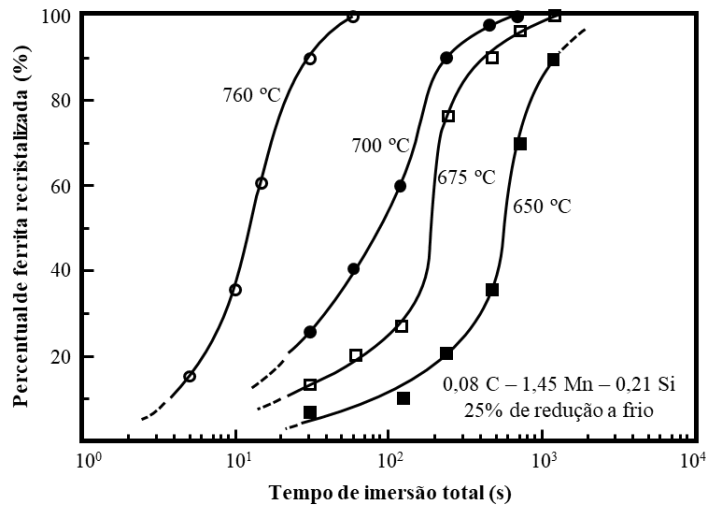
Fonte: (DIETER, 1984)

4 - A recristalização é favorecida por uma maior pureza do aço. Átomos em solução sólida e precipitados de segunda fase pioram a cinética de recristalização.

As Figuras 11 e 12 relacionam o tempo de recozimento (imersão em sal fundido) com o percentual de ferrita recristalizada para diferentes temperaturas de tratamento térmico. É possível verificar a forte influência da temperatura no tempo de recristalização da ferrita.

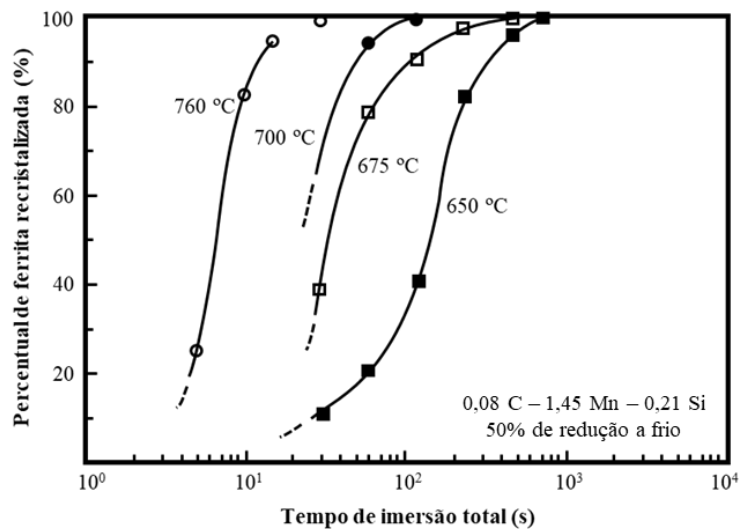
Ainda, comparando as duas figuras, nota-se a influência do grau de redução, onde a cinética é favorecida para as curvas de recozimento para aços com 50% de redução (YANG *et al.*, 1985).

Figura 11 – Relação entre tempo e temperatura de recozimento em sal fundido com o percentual de ferrita recristalizada para um aço com grau de redução de 25% a frio.



Fonte: (YANG *et al.*, 1985)

Figura 12 – Relação entre tempo e temperatura de recozimento em sal fundido com o percentual de ferrita recristalizada para um aço com grau de redução de 50% a frio.

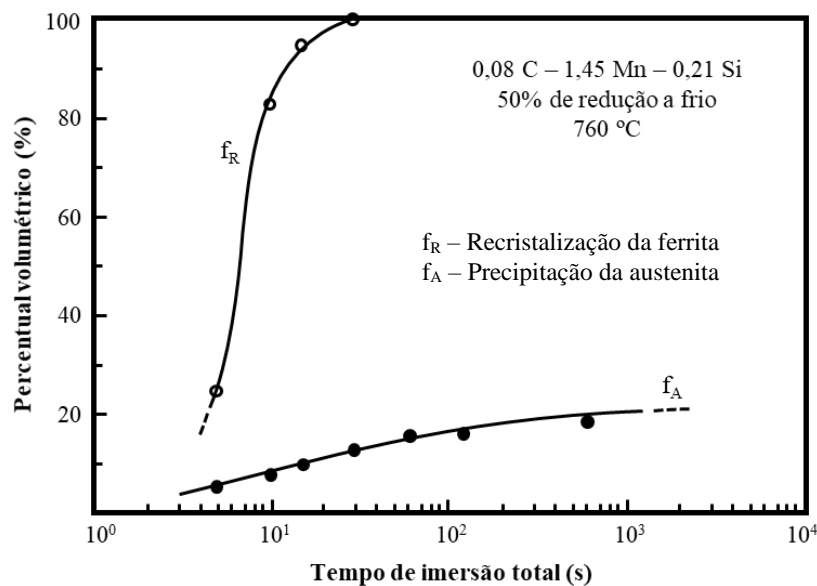


Fonte: (YANG *et al.*, 1985)

É possível realizar o recozimento em temperaturas intercríticas (maiores que A_{c1}). O tratamento térmico de recozimento intercrítico é tipicamente realizado para produção de aços *dual phase*, TRIP (*transformation-induced plasticity*) e Q&P (*Quenching and Partitioning*). Estas aplicações fogem o escopo do presente trabalho, maiores informações sobre o tema

podem ser encontradas em (GAO *et al.*, 2020; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020; WANG; SPEER, 2013). Nota-se nas Figuras 11 e 12 que uma das condições de recozimento avaliada foi a 760 °C, temperatura intercrítica. Este recozimento a 760 °C (para o aço com grau de redução de 50%) permitiu obter uma recristalização completa da ferrita em torno de 20 segundos, sendo que para o recozimento a 700 °C o tempo de recristalização total foi maior que 100 segundos. Porém, nesta faixa de temperatura pode ocorrer a precipitação da austenita, a qual sofrerá transformação de fase no resfriamento. Para aços ao carbono, especialmente os de baixo carbono, a única consequência possível ao formar regiões de austenita é o refino de grão nestas áreas, o que vai depender das condições de resfriamento. Portanto, a precipitação de pequenos volumes de austenita apresenta um efeito muito menor na resistência mecânica do que a recristalização. Na Figura 13 é apresentado o percentual de austenita formada e de recristalização da ferrita para o aço do estudo anterior nas condições de recozimento intercrítico.

Figura 13 – Percentual volumétrico de precipitação de austenita e de recristalização da ferrita em função do tempo de imersão em sal fundido a 760 °C.



Fonte: (YANG *et al.*, 1985)

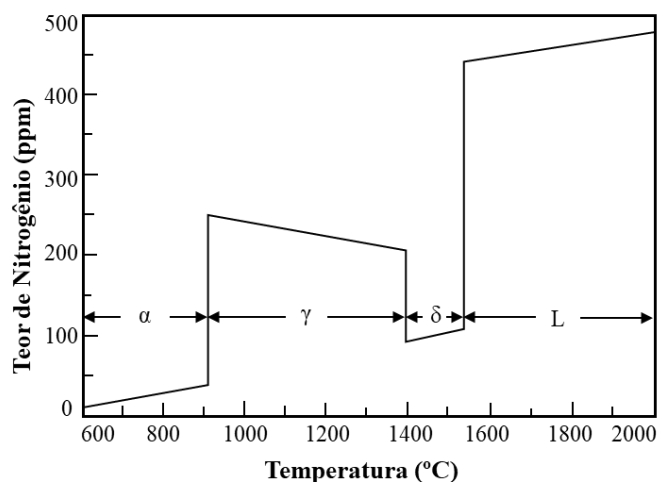
Nota-se na Figura 13 que é possível obter de 80-100% de recristalização da ferrita precipitando menos que 15% de austenita. Destaca-se ainda que o aço do estudo apresenta um elevado teor de manganês quando comparado aos aços carbono comuns, e, conforme visto na Equação 3, o manganês rebaixa a temperatura A_{C1} . Portanto, a formação de austenita nos aços ao carbono tende a ser ainda menor que a observada na Figura 13, sem prejudicar a recristalização.

3.5 EFEITOS DO NITROGÊNIO NO AÇO

O nitrogênio pode ser encontrado dissolvido monoatomicamente no aço ou na forma de nitretos. Monoatomicamente, sua solubilidade no ferro é bastante limitada, sobretudo na ferrita em temperatura ambiente. A solubilidade do nitrogênio no ferro puro é apresentada na Figura 14, cabe destacar que a presença de outros elementos que compõe o aço altera esta solubilidade.

Devido as condições de processamento e as matérias-primas utilizadas, aços produzidos na rota AF/BOF, tipicamente apresentam teores de nitrogênio bastante inferiores aos produzidos em FEA. A faixa de nitrogênio no produto final da primeira rota apresenta entre 10 e 40 ppm de nitrogênio, já no FEA, o produto final pode conter um teor entre 40 e 110 ppm (IISI, 2000).

Figura 14 – Solubilidade do nitrogênio no ferro em função da temperatura.



Fonte: (LÚCIO, 1981)

No que diz respeito as propriedades do aço, o nitrogênio pode atuar de diversas formas para aumentar a resistência mecânica deste material, como solução sólida intersticial (comportamento similar ao carbono), formação de nitretos e envelhecimento. O nitrogênio em solução sólida intersticial possui forte poder endurecedor na ferrita, além de aumentar a temperatura de transição de regime frágil/dúctil (KRAUSS, 2005).

A Equação 6 foi desenvolvida por PICKERING (2006) empiricamente, através de regressões multivariadas relacionando as propriedades mecânicas de aços baixo carbono com fatores químicos e microestruturais.

$$\sigma_R(\pm 31 \text{ MPa}) = 88 + 37(\% \text{Mn}) + 83(\% \text{Si}) + 2918(\% \text{N}_F) + \frac{15,1}{\sqrt{d}} \quad \text{Equação 6}$$

Onde σ_r é a tensão de ruptura em MPa; %Mn é o percentual de manganês em massa no aço; %Si é o percentual de silício em massa no aço; N_f é o nitrogênio livre dissolvido na ferrita; d é o tamanho médio de grão em mm.

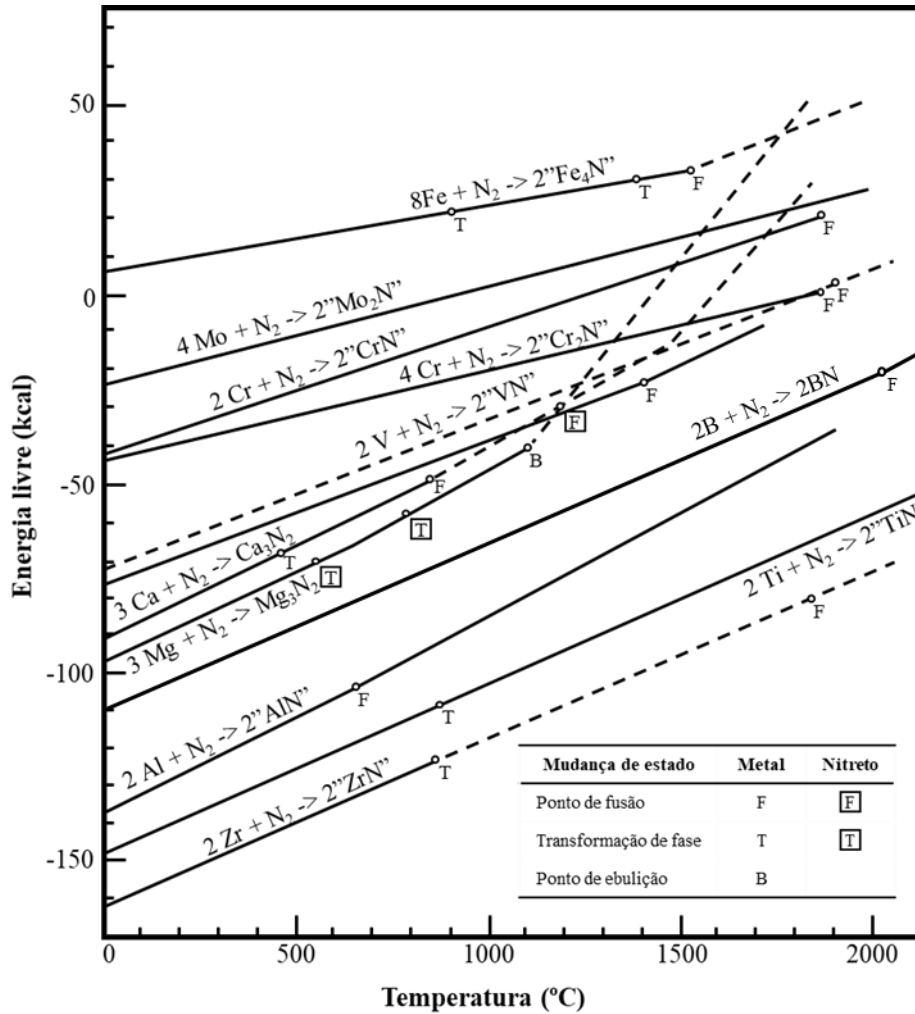
Observa-se na equação o forte poder endurecedor do nitrogênio. Comparando a diferença média de 60 ppm de nitrogênio entre os processos BOF e FEA, estima-se pela Equação 6 um aumento de 17,5 MPa na resistência mecânica de aços fabricados em FEA.

Quanto ao envelhecimento, conforme visto anteriormente, o nitrogênio apresenta um papel mais importante que o carbono em aços baixo carbono, pois possui um maior coeficiente de difusão e não precipita completamente durante resfriamentos lentos. Para controlar o fenômeno de envelhecimento, geralmente busca-se diminuir o teor de carbono e, principalmente, de nitrogênio em solução sólida intersticial adicionando elementos formadores de carbonetos e/ou nitretos. Alumínio, vanádio, titânio, nióbio e boro têm sido adicionados para este fim. Apesar de um certo controle sobre o envelhecimento ser atingido, não existem aços baixo carbono comerciais que não envelheçam (LOPORCARO; PAMPANIN; KRAL, 2019).

A Figura 15 apresenta o diagrama de Ellingham de formação de nitretos, observa-se na figura que os principais elementos formadores de nitretos são alumínio, titânio, zircônio e boro. Destes elementos, o alumínio é o principal a aparecer em composições químicas de aço, isso porque o alumínio é empregado como desoxidante nos aços acalmados ao alumínio.

Wilson e Gladman (1988) apontam que o efeito de endurecimento dos nitretos de alumínio nos aços carbono se deve unicamente ao seu forte poder refinador de grão, sendo o efeito de endurecimento por precipitado desprezível. Além disso, este efeito de endurecimento dos nitretos de alumínio pode ser compensado pela perda de nitrogênio monoatômico livre dissolvido, ou seja, a fixação de nitrogênio em nitreto de alumínio não causa grandes alterações na dureza do aço. Ainda, a adição estequiométrica de alumínio para a formação de nitreto de alumínio reduz o efeito fragilizante do nitrogênio, no entanto, adições em excesso torna-se prejudicial, pois alumínio solúvel em excesso também fragiliza o aço (WILSON; GLADMAN, 1988).

Figura 15 – Diagrama de Ellingham de formação de nitretos.



Fonte: (LÚCIO, 1981)

Destaca-se que a utilização do boro em baixas concentrações na composição de aços visando formar nitretos apresenta algumas vantagens, as quais são discutidas no Item 3.6.3.

3.6 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA E RESIDUAIS

Além do ferro, os elementos químicos encontrados no aço podem ser classificados como elementos de liga primários, secundários ou elementos residuais. A principal diferença entre os elementos de liga e residuais é que os primeiros são inseridos com o propósito de melhorar ao menos uma das propriedades do aço, já os residuais não atendem este objetivo. Os principais elementos de liga primários são carbono, manganês e silício, os secundários podem ser níquel, cromo e molibdênio. Nota-se que por definição, elementos de liga em uma dada qualidade de aço podem ser residuais para uma outra, como é o caso de níquel e cromo sendo elementos de liga no aço inox e residuais no aço comum. Além dos elementos indesejáveis fósforo e enxofre, elementos residuais típicos são estanho, chumbo, zinco, cobre

e antimônio (BELL *et al.*, 2006). A principal forma de entrada de elementos residuais na produção de aço é através da adição de ligas em certos tipos de aço ou através da sucata. No caso da sucata, o que ocorre é que durante a fabricação de produtos, diversos tipos de materiais diferentes são utilizados em conjunto para cumprir uma função específica. Após seu uso, no seu sucateamento, é difícil separar e recuperar os elementos de forma individual, de modo que sempre haverá residuais compondo a sucata (BUCHERT; MERZ; REUTER, 2013).

Na rota do processo de FEA, a principal constituinte da carga é a sucata, diferentemente da rota AF/BOF, onde o ferro primário (ferro-gusa) é o principal constituinte. Assim, naturalmente, há uma maior concentração de residuais nos aços produzidos no FEA, os quais exercem influência nas propriedades mecânicas do aço. Para controlar os níveis de elementos residuais em aciarias elétricas, três tipos de técnicas podem ser utilizadas: diluição, separação mecânica e separação química (MIRANDA *et al.*, 2019). A diluição é simplesmente aumentar a quantidade de sucatas com menor teor de residuais na carga do FEA ou aumentar a quantidade de ferro-gusa. Este método é amplamente aplicado nas siderúrgicas. A separação mecânica envolve técnicas como separação magnética, fragmentação, separação física, entre outros. Esta técnica contribui na separação de materiais indesejáveis e, portanto, melhora a qualidade da carga (YELLISHETTY *et al.*, 2011). Existe um grande número de técnicas de separação química, mas devido ao baixo teor de elementos residuais e ao volume de produção das siderúrgicas, estas técnicas não são economicamente viáveis (MIRANDA *et al.*, 2019).

Segue uma breve discussão a respeito dos principais elementos de liga e residuais encontrados em aços baixo carbono. Ao final ainda são apresentados o boro e o efeito de pequenas adições deste elemento em aços baixo carbono.

3.6.1 Elementos de liga

Carbono

O carbono talvez seja o elemento que exerça maior influência nas propriedades dos aços, especialmente as mecânicas. Por esta razão, diversas classificações de aços são realizadas com relação ao teor deste elemento no aço. As formas em que o carbono atua nos aços são diversas e abordá-las detalhadamente não é do escopo da presente revisão.

Para aços baixo carbono, a principal influência do carbono nas propriedades mecânicas está no percentual de perlita, que é diretamente proporcional ao teor de carbono. Assim, quanto maior o teor de carbono, maior a dureza e a resistência mecânica, ao custo de uma menor ductilidade e tenacidade. Outro motivo para o aumento de resistência mecânica é a redução da temperatura de transformação austenita-ferrita, o que promove a redução do tamanho de grão da ferrita. Ainda, o carbono aumenta a temperatura da transição dúctil-frágil. Nota-se, no entanto, que as faixas de composição de carbono são delimitadas pelo tipo de aço objetivado, portanto, normalmente há uma pequena margem de variação neste elemento para otimizar a composição química do aço (SOUZA, 2006).

Manganês

O manganês quando dissolvido na ferrita aumenta a dureza e a resistência mecânica, comprometendo muito pouco a ductilidade do aço. Por essa razão, o manganês é bastante utilizado com o objetivo de aumento de resistência de aços baixo carbono.

A principal função do manganês é combinar-se com o enxofre afim de formar o sulfeto de manganês ao invés do sulfeto de ferro, visto que o segundo fragiliza o aço, especialmente em temperaturas elevadas. Teores tipicamente encontrados nos aços comuns (< 0,5%) já são suficientes para essa finalidade. O manganês pode também ser utilizado como desoxidante, porém, esta prática não é frequente, visto que há outros elementos mais eficazes para este fim. Assim como o carbono, o manganês é estabilizador da austenita e, quando em altas concentrações, impacta em uma redução no tamanho de grão. Em aços baixo carbono recozidos, o manganês diminui a formação de filmes de cementita nos contornos de grão, aumentando a tenacidade do aço. O manganês pode ainda atuar reduzindo o envelhecimento por deformação causado pelo nitrogênio, pois retarda a precipitação de nitretos (SOUZA, 2006).

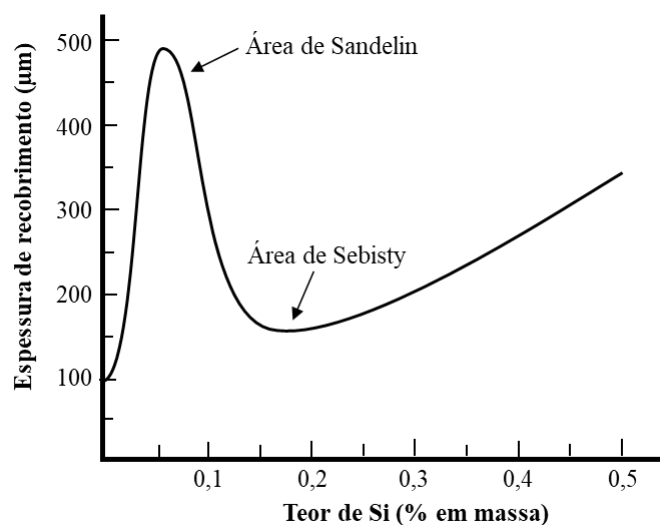
Silício

O silício é bastante utilizado como agente desoxidante nas aciarias. Nestes aços, o silício atua aumentando a tenacidade, sendo os aços acalmados ao silício mais tenazes e dúcteis que os demais. Além disso, o silício, quando solubilizado na ferrita, aumenta a dureza e a resistência mecânica do aço, sem influenciar muito na ductilidade, mas podendo reduzir bastante a tenacidade. Por fim, em altas temperaturas, o silício promove o crescimento de grão nos aços baixo carbono (SOUZA, 2006).

O silício também exerce grande influência na qualidade dos produtos galvanizados, pois dependendo do seu teor no aço pode ser prejudicada a formação da camada protetora de zinco. Este efeito do silício na camada de zinco é conhecido como efeito Sandelin. O silício aumenta a solubilidade do ferro no banho de zinco, conseqüentemente, a camada formada é muito mais espessa e de baixa aderência, podendo ocasionar o deslocamento do recobrimento (POKORNY *et al.*, 2016). A influência do teor de silício na espessura da camada de recobrimento é representada na Figura 16.

Há duas áreas de destaque na Figura 16, a região entre 0,03 e 0,12 de silício (área de Sandelin) e a região entre 0,12 e 0,21 (área de Sebisty). Na área de Sandelin é onde ocorre o pico da espessura de recobrimento, a qual pode não aderir e deslascar, já a área de Sebisty é a área ideal de trabalho para aços desoxidados com silício. Em função do efeito Sandelin, aços produzidos para produtos galvanizados são normalmente produzidos com teores entre 0,12 e 0,20 de silício. Esta faixa estreita limita grandes modificações no teor de silício visando alterar as propriedades mecânicas dos aços.

Figura 16 – Influência do teor de Si do Aço na espessura de recobrimento de galvanização.



Fonte: (POKORNY *et al.*, 2016)

Modelo de resistência mecânica

A Equação 6, apresentada anteriormente, permite comparar a influência dos elementos de liga primários nos aços baixo carbono. Relembrando que esta é uma equação obtida empiricamente por regressão multivariada, levando em consideração dados de diversos aços baixo carbono com microestrutura ferrítica e perlítica.

O manganês e o silício contribuem para o endurecimento por solução sólida da ferrita, sendo o efeito do silício mais pronunciado. Além disso, se observa na equação o efeito do tamanho de grão que se correlaciona com a equação de Hall-Petch (Equação 2). O efeito do nitrogênio foi discutido no Item 3.5.

3.6.2 Elementos residuais

Estanho

Origem: O estanho é o principal material de recobrimento utilizado, pode ser encontrado em latas de comida e de bebidas, além de outras embalagens. Outras fontes frequentes deste elemento são as ligas de bronze utilizadas como peças de maquinário, caso não sejam separadas da carga ferrosa (BELL *et al.*, 2006). A quantidade de estanho utilizada para recobrimento de embalagens diminuiu profundamente desde suas primeiras aplicações no século 19, de 22 kg por tonelada de aço para cerca de 4 kg, em função de redução da espessura de recobrimento (SAVOV; JANKE, 1998). No entanto, ele segue sendo um elemento problemático na produção de aço, visto que pequenas quantidades de estanho já são suficientes para atingir níveis inaceitáveis para a grande maioria das qualidades de aço.

Influência na qualidade do aço: O estanho é completamente solúvel no aço líquido, além dele não oxidar facilmente nas condições das aciarias, portanto, diluição é a única forma de reduzir sua concentração. Por outro lado, a solubilidade do estanho no aço solidificado é muito baixa, o que causa sua segregação para os contornos de grão durante o resfriamento. Por esse motivo, o estanho tende a causar perda de ductilidade a quente (SANO *et al.*, 1998).

Cobre

Origem: O cobre é utilizado em equipamentos eletrônicos como fios de motor elétrico e peças de refrigeração. Em veículos, diversas destes equipamentos e peças possuem pequenas dimensões, dificultando a separação nos processos de reciclagem de forma economicamente viável. O cobre também aparece como elemento de liga em alguns aços, como em aços planos utilizados para fabricação de bueiros, tubos e outras aplicações de manufatura (até 0,25%). Além de aços endurecíveis por precipitação que podem conter entre 0,4-1,25% de cobre (BELL *et al.*, 2006). A contaminação de cobre frequentemente ocorre quando sucatas destas qualidades de aços são utilizadas na fabricação de aços que não utilizam cobre.

Influência na qualidade do aço: O cobre é completamente solúvel no aço, portanto a única forma de reduzir sua concentração é através da diluição, o que o torna um material bastante indesejável nos pátios de aciarias. Como principal efeito negativo, o cobre favorece a ocorrência de perda de ductilidade a quente, o que corre em função do cobre ficar em solução sólida, associado a baixa solubilidade na austenita. Esta combinação de fatores dá origem a zonas enriquecidas em cobre, que fundem em temperaturas de trabalho a quente, causando perda de ductilidade e eventualmente fratura intergranular (UCHINO *et al.*, 2001). O principal mecanismo de endurecimento do cobre em ligas de aço é por solução sólida (Item 1.2).

Antimônio

Origem: O antimônio é tipicamente encontrado como elemento de liga em pilhas de sucatas que contenham bronzes e ligas de chumbo. Ligas contendo antimônio são utilizadas em rolamentos de máquinas e são comumente encontradas em veículos antigos. No entanto, sua presença no aço líquido não é frequente, visto que apenas um número limitado de sucatas pode contê-lo.

Influência na qualidade do aço: Sabe-se na literatura que o antimônio aumenta a probabilidade de perda de ductilidade a quente. Porém, sua influência nas demais propriedades mecânicas diverge, havendo estudos que apontam aumento nas propriedades mecânica e em outros diminuição (BELL *et al.*, 2006; LEROY *et al.*, 1995).

Cromo, Níquel e Molibdênio

Origem: Estes elementos são utilizados como elementos de liga em diversas qualidades de aço, assim, a contaminação ocorre com o uso de sucatas destas classes de aço (por exemplo aço inox). Além disso, ligas de cobre e níquel são utilizadas em condensadores e trocadores de calor, por isso, também podem ser encontrados em sucatas. Cromo e níquel, em alguns casos, são utilizados como materiais de revestimento, no entanto, tal aplicação é rara.

Influência na qualidade do aço: Cromo, níquel e molibdênio são elementos endurecedores da ferrita, aumentando a resistência mecânica do aço e reduzindo a ductilidade. Os principais mecanismos de endurecimento são os de solução sólida substitucional e formação de segunda fase, como os carbonetos de cromo e molibdênio. O níquel, assim como o cobre, só pode ser reduzido por diluição. Quanto ao cromo e o molibdênio, são difíceis de

oxidar, demandando grande energia e tempo de processo para reduzir o teor destes elementos no aço (BELL *et al.*, 2006; LEROY *et al.*, 1995).

Modelos de resistência mecânica

Na literatura são encontrados diversos modelos que avaliam quali e quantitativamente o efeito do aumento de elementos residuais nas propriedades mecânicas do aço. Stephenson (1983) realizou uma revisão dos estudos que buscaram avaliar a influência dos principais elementos residuais nas propriedades mecânicas do aço. O autor sumarizou seus achados conforme apresentado na Tabela 2. Observa-se que não há consenso da influência dos elementos em todas as propriedades mecânicas, que em casos específicos divergem na literatura. De modo geral, se observa um aumento na resistência com a adição de qualquer elemento, o que se deve aos mecanismos de endurecimento por solução sólida e/ou precipitação de segunda fase.

Tabela 2 – Efeito do aumento de elementos residuais em diversas propriedades do aço.

Propriedade	Cu	Ni	Cr	Mo	Sn	Sb
Resistência e dureza	+	+	+,-	+	+	+
Ductilidade	+	+,-	+,-	-	-	
Endurecimento por encruamento	-	-	0,-	-	-	
Resistência ao impacto	+	+	0	-	0,-	
Temperabilidade	+	+	+	+	+,0	+,0
Fragilização ao revenido					+	+

+ – Aumento da propriedade; - – Diminuição da propriedade; 0 – Não influencia na propriedade; Cu – Cobre; Ni – Níquel; Cr – Cromo; Mo – Molibdênio; Sn – Estanho; Sb – Antimônio.

Fonte: adaptado de (STEPHENSON, 1983)

A Tabela 3 traz informações a respeito da influência do aumento na concentração não só de residuais, mas também de elementos de liga nas propriedades mecânicas do aço. Nesta tabela também é observado uma tendência de aumento na resistência mecânica com a adição dos mais variados elementos, exceto enxofre e estanho. Além da influência na resistência, o enxofre reduz acentuadamente a ductilidade e a tenacidade do aço, sendo esta a razão que o torna indesejável na aciaria.

Tabela 3 – Resumo da influência do aumento dos elementos de liga e residuais nas propriedades mecânicas do aço.

Propriedade	C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	S	P	Sn	Pb	Zn	Sb
Resistência mecânica	+	+	+	+	+	+	+	+	+		-	+	-	+	+	+
Dureza	+	+	+			+	+	+	+	+		+				
Temperabilidade	+	+	+		+	+	+					+				
Resistência ao desgaste	+					+	+	+		+						
Tenacidade		+			+	+	+	+	+	+	-	-				

+ – Aumento da propriedade; - – Diminuição da propriedade; C – Carbono; Mn – Manganês; Si – Silício; Cu – Cobre; Ni – Níquel; Cr – Cromo; Mo – Molibdênio; V – Vanádio; Nb – Nióbio; Al – Alumínio; S – Enxofre; P – Fósforo; Sn – Estanho; Pb – Chumbo; Zn – Zinco; Sb – Antimônio.

Fonte: (BELL *et al.*, 2006)

É interessante também quantificar a influência na resistência mecânica com o aumento dos residuais. Alguns artigos na literatura buscaram avaliar o aumento na microdureza Vickers com a adição de 0,01% de níquel, cromo, molibdênio, cobre e estanho. Os resultados são sumarizados na Tabela 4.

Tabela 4 – Efeito quantitativo dos elementos residuais na microdureza.

Elemento	Pickering and Gladman (PICKERING, F. B.; GLADMAN, 1963)	Halley (PARKER <i>et al.</i> , 1957)	Rinebolt and Harris (RINEBOLT; HARRIS, 1950)	Cooksey (COOKSEY, 1968)	Média ± DP
Ni	0,03	0,17	-0,10	0,14	0,06 ± 0,11
Cr	-0,07	-	0,30	0,20	0,05 ± 0,11
Mo	0,17	0,17	0,00	0,28	0,16 ± 0,10
Cu	0,03	0,20	0,30	0,14	0,17 ± 0,10
Sn	0,45	0,68	-	-	0,57 ± 0,12

Aumento na microdureza em HV para adições de 0,01% do elemento residual. Ni – Níquel; Cr – Cromo; Mo – Molibdênio; Cu – Cobre; Sn – Estanho.

Nota-se que não há convergência entre todas as observações dos estudos dado a dificuldade experimental. Isto é especialmente claro no efeito do cromo que varia entre -0,07 (redução na microdureza) e 0,30 (aumento considerável). Portanto, na Tabela 4 ainda é apresentado a média e o desvio padrão do efeito dos residuais na microdureza considerando as quatro referências. A partir das médias se observa o efeito pronunciado na microdureza do Sn, seguido do cobre e molibdênio, assim, uma atenção especial deve ser dada a esses elementos para o controle da resistência mecânica.

A Tabela 5 apresenta a influência do incremento de residuais nas propriedades mecânicas de um aço baixo carbono normalizado. É possível verificar na Tabela 5, novamente, o efeito do estanho e do cobre no endurecimento do material, de acordo com o observado na discussão sobre a dureza. Já o molibdênio apresenta uma influência no sentido de aumento do limite de escoamento e de aumento considerável no limite de resistência à tração (σ_r).

Tabela 5 – Efeito de residuais nas tensões limites de escoamento e de resistência à tração de um aço baixo carbono normalizado.

Aço baixo carbono normalizado	Cu (MPa)	Ni (MPa)	Cr (MPa)	Mo (MPa)	Sn (MPa)
Limite de escoamento	0,41	0	-0,27	0,13	1,24
Limite de resistência à tração	0,13	0,13	-0,34	0,55	-

Aumento nas propriedades mecânicas para adições de 0,01% do elemento residual. Cu – Cobre; Ni – Níquel; Cr – Cromo; Mo – Molibdênio; Sn – Estanho.

Fonte: (STEPHENSON, 1983)

Conclui-se nesse item que o controle do teor de residuais é fundamental, visto que a tendência global é de aumento nas propriedades mecânicas em função dos mecanismos de endurecimento por solução sólida ou por precipitação de segunda fase. Além disso, a maior quantidade de residuais nos aços produzidos em FEA exercem influência no aumento das propriedades mecânicas destes aços quando comparados aos do BOF.

3.6.3 Boro

O boro é um elemento químico de raio atômico de 85 pm, comparado com carbono 70 pm e nitrogênio 65 pm (SLATER, 2013). Devido ao seu pequeno tamanho, o boro consegue ocupar os interstícios de uma matriz austenítica. No entanto, em uma matriz ferrítica, o boro faz solução sólida substitucional (MEHTA, 2003). Os principais indícios dos diferentes mecanismos de solução em austenita e ferrita são os coeficientes de difusão do boro nestas fases (BUSBY; WARGA; WELLS, 1953; WANG; ZHANG; HE, 1995):

$$\text{Austenita, } D = 2 \cdot 10^{-3} \cdot e^{-21000/RT} \quad \text{Equação 7}$$

$$\text{Ferrita, } D = 10^2 \cdot e^{-62000/RT} \quad \text{Equação 8}$$

Onde D é o coeficiente de difusão em cm^2/s , R é a constante dos gases ideais e T é a temperatura.

Outro indicativo é a solubilidade, que na austenita é na ordem de 100 ppm a 930°C e 160 ppm a 1080°C, enquanto na ferrita a solubilidade é sempre inferior a 35 ppm (BUSBY; WARGA; WELLS, 1953).

Conforme visto na Figura 15, o boro é um forte formador de nitretos, perdendo apenas, termodinamicamente, para o alumínio, o titânio e o zircônio. No entanto, devido ao boro fazer solução sólida intersticial na austenita e possuir elevada taxa de difusão (similar ao nitrogênio e cerca de 10 vezes maior que o alumínio), tipicamente há formação preferencial de nitretos de boro em função da cinética (MESSIEN; LEROY, 1989). No sistema ferro-nitrogênio-boro há apenas dois tipos de precipitados de boro, o nitreto BN e o boreto Fe₂B, que em ligas mais complexas é tipicamente representado como M₂B. O boreto só precipita quando há excesso de boro em relação ao teor de nitrogênio, e isto ocorre nos contornos de grão. Os boretos são frágeis e sua precipitação é tipicamente indesejada (WANG, Zhao-Jie *et al.*, 2020). Há ainda a possibilidade de o boro precipitar na forma M₂₃(CB)₆, porém, o BN é mais estável, especialmente em temperaturas elevadas, onde este composto precipita rapidamente (MEHTA, 2003). O boro possui afinidade também com o oxigênio, fazendo com que parte do boro adicionado ao aço seja oxidado a B₂O₃ (SYCHEV *et al.*, 2017). Para maximizar o rendimento do boro ao ser adicionado no processo de produção do aço, a sua adição deve ser posterior a desoxidação do aço. A estrutura cristalina do BN é a hexagonal compacta (PEASE, 1952) e seus precipitados são na forma de esferulitas de pequenas dimensões 200 nm (WATANABE; OHTANI, 1983).

No que diz respeito as propriedades do aço com a adição do boro, a principal característica explorada pela indústria siderúrgica é a que permite aumentar a temperabilidade dos aços hipoeutetóides. Nestes casos, o boro permite substituir parte de elementos como níquel, cromo e molibdênio na produção de aços de média e alta liga. Sugere-se na literatura o seguinte mecanismo pelo qual há aumento da temperabilidade no aço: o boro segrega no contorno de grão austenítico, desacelerando a nucleação da ferrita pró-eutetóide devido a redução da energia de interface entre grãos austeníticos (MAITREPIERRE; THIVELLIER; TRICOT, 1975). Para este fim, teores de boro excessivo que levem a precipitação de M₂B e M₂₃(CB)₆ prejudicam a temperabilidade, pois agem como sítios para nucleação da ferrita (HWANG; SUH; KIM, 2011). Esta aplicação do boro foge o escopo do presente estudo e maiores detalhes podem ser encontrados em HWANG; SUH; KIM, (2011).

Uma outra aplicação do boro busca fixar o nitrogênio dissolvido em aços baixo carbono em nitretos de boro, com o principal objetivo de reduzir os efeitos do envelhecimento nestes aços. Estudos indicam que o boro é efetivo na supressão dos efeitos do envelhecimento estático e dinâmico (ABE; ONODERA, 2003; KNIGHT; CONTRACTOR, 1971). Os precipitados de nitreto de boro não endurecem significativamente o aço, isto ocorre devido aos seus precipitados serem tipicamente esféricos e de pequenas dimensões, conforme discutido anteriormente. Além disso, ao formar nitretos, o boro reduz a quantidade de nitrogênio em solução sólida, o que reduz o efeito de aumento na resistência mecânica por solução sólida intersticial deste elemento e reduz o efeito do envelhecimento por diminuir a formação de atmosferas de Cottrell (MEHTA, 2003; NESTERENKO *et al.*, 2018). Por fim, diferentemente dos nitretos de alumínio, vanádio e titânio, os nitretos de boro não são refinadores de grão, podendo inclusive acarretar em um aumento de tamanho de grão por reduzir a quantidade de nitrogênio disponível para formação de compostos com outros elementos químicos (MEHTA, 2003). De acordo com o trabalho de MESSIEN; LEROY, (1989), há uma máxima fixação de nitrogênio em nitretos quando a relação entre boro e nitrogênio fica entre 0,7 e 0,8.

Nesterenko *et al.* (2018) avaliaram o efeito da adição de boro (50 ppm) nas propriedades mecânicas de um FM de aço baixo carbono. Os autores realizaram ensaios de tração em diversas temperaturas gerando os resultados apresentados nas Figuras 17 e 18. O limite de resistência a tração e o limite de escoamento nas diversas temperaturas dos aços testados são apresentados na Figura 17. Na legenda da figura também é apresentada a composição dos aços em termos dos principais elementos. Nota-se que os teores de silício e manganês são maiores do que de aços comuns típicos, isto porque este material é utilizado na produção de aços *dual phase*. No entanto, o FM não é tratado termicamente, portanto as propriedades apresentadas correspondem a uma matriz predominantemente ferrítica. É possível observar na Figura 17 que adição de boro contribui significativamente na redução do limite de resistência e do limite de escoamento em toda a faixa de temperatura testada. Os autores não observaram no estudo alterações do tamanho de grão e sugerem que as alterações observadas se devem a fixação do nitrogênio em nitretos reduzir os efeitos de endurecimento por solução sólida intersticial. Além disso, conforme a Figura 18, a adição de boro contribuiu em um aumento do alongamento do aço em todas as temperaturas testadas.

Figura 17 – Limite de resistência a tração e limite de escoamento dos aços com e sem adição de boro nos ensaios de tração em diversas temperaturas.

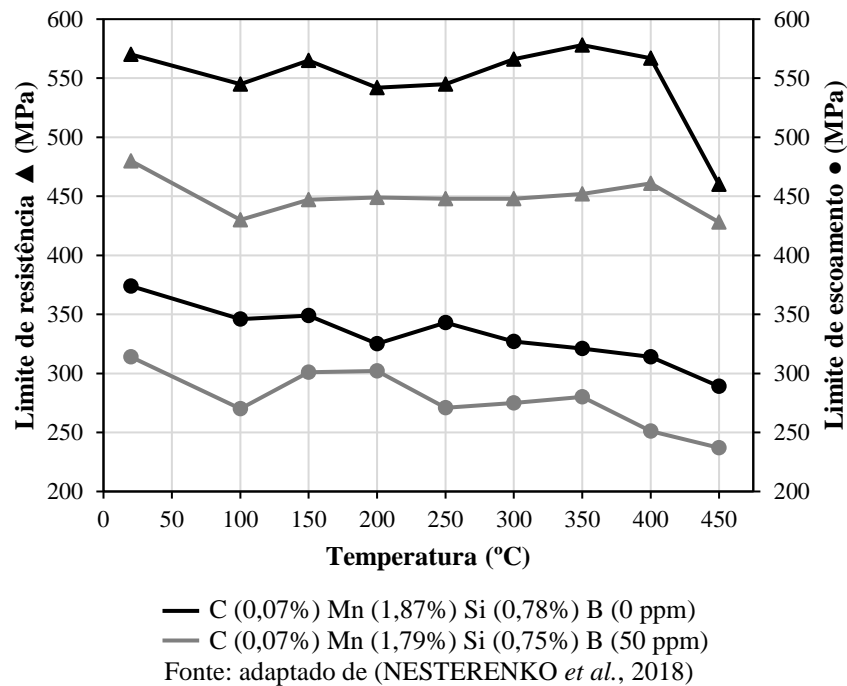
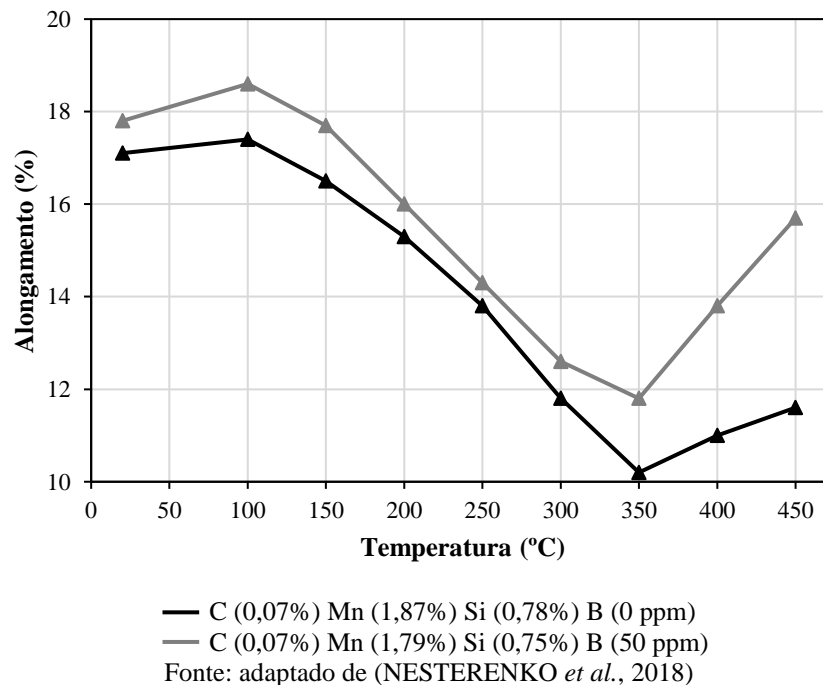


Figura 18 – Alongamento dos aços com e sem adição de boro nos ensaios de tração em diversas temperaturas.



Camurri *et al.* (2007) também buscaram investigar os efeitos da adição do boro, mas estes pesquisadores usaram como referência uma composição de aço similar à de aços baixo carbono comuns. As composições químicas dos aços estudados são apresentadas na Tabela 6. Nota-se que o aço com boro possui uma elevada adição de boro, resultando em uma relação

B/N de aproximadamente 2,4, bastante superior ao necessário para fixar o nitrogênio em nitretos de boro.

Tabela 6 – Composição química dos aços estudados por Camurri *et al.* (2007).

	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Al (%)	B (ppm)	N (ppm)
Aço sem boro	0,049	0,314	0,009	0,012	0,042	0,0003	2	46
Aço com boro	0,048	0,273	0,008	0,007	0,023	0,0005	92	38

C – Carbono; Mn – Manganês; P – Fósforo; S – Enxofre; Si – Silício; Al -Alumínio; B – Boro; N – Nitrogênio.

Fonte: adaptado de (CAMURRI *et al.*, 2007)

Os autores realizaram ensaios de tração para avaliar o comportamento mecânico dos aços, bem como metalografia para avaliar o tamanho de grão ferrítico, os resultados são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 – Propriedades mecânicas e tamanho de grão dos aços estudados por Camurri *et al.* (2007).

	σ_o (MPa)	σ_r (MPa)	AL (%)	TG
Aço sem boro	279 ± 22	388 ± 11	31,5 ± 2,1	9
Aço com boro	218 ± 18	355 ± 20	32,3 ± 1,5	7-8

σ_o – tensão de escoamento; σ_r – limite de resistência a tração; AL – alongamento máximo; TG – Tamanho de grão ASTM.

Fonte: adaptado de (CAMURRI *et al.*, 2007)

Nota-se novamente uma redução no limite de resistência a tração e na tensão de escoamento do aço com adição de boro, além de um pequeno aumento no alongamento. Uma das razões da queda do limite de resistência a tração e tensão de escoamento é o aumento do tamanho de grão de ASTM 9 (aproximadamente 22 μm) para ASTM 7-8 (aproximadamente 26 μm) com a adição do boro.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Aqui serão descritos os materiais utilizados no estudo e a metodologia empregada visando o desenvolvimento de aço baixo carbono em aciaria elétrica para produção de arames galvanizados. O arame galvanizado BWG 12 foi escolhido como referência para a realização deste estudo, suas especificações são apresentadas na Tabela 8. A escolha desta bitola se deve ao grande emprego deste material na indústria de conformação, para produção de telas galvanizadas e aplicações gerais, e a dificuldade de atingir sua especificação mecânica em aciarias elétricas.

Tabela 8 – Faixa de tolerância dimensional e limite de resistência a tração do arame BWG 12.

	Diâmetro (mm)			σ_r
	Nominal	Mínimo	Máximo	Máximo
BWG 12	2,77	2,74	2,82	55 kgf/mm ²

σ_r – Limite de resistência a tração.

Fonte: (ABNT NBR 6331, 2010)

Destaca-se que é comum nas indústrias siderúrgicas a utilização de uma especificação interna que limita o limite de resistência a tração do BWG 12 em 50 kgf/mm². Esta limitação é realizada principalmente para compensar o aumento do limite de resistência a tração em função do envelhecimento, mas também para minimizar o não atendimento da norma por variabilidade do processo. No sistema internacional de unidades (SI) 55 kgf/mm² e 50 kgf/mm² equivalem a aproximadamente 539 MPa e 490 MPa, respectivamente.

4.1 PRODUÇÃO DOS AÇOS DO ESTUDO

Para a realização do estudo foram produzidos 6 aços baseados no aço SAE 1005, cuja especificação em termos de composição química é apresentada na Tabela 9.

Tabela 9 – Especificação de química do aço SAE 1005, valores em massa.

Aço	C (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)
SAE 1005	< 0,06	< 0,35	< 0,05	< 0,04

C – Carbono; Mn – Manganês; S – Enxofre; P – Fósforo.

As amostras consistem em um aço de referência produzido em uma siderúrgica integrada com processo de aciaria a oxigênio (1005 BOF), um aço de referência produzido em uma siderúrgica integrada com adição de boro (1005 BOF-B), um aço produzido em uma aciaria elétrica (1005 FEA) e três aços produzidos em aciaria elétrica com diferentes níveis de adição de boro, baixo boro (1005 FEA-BB), médio boro (1005 FEA-MB) e alto boro (1005

FEA-AB). Os aços do estudo são sumarizados na Tabela 10, onde também é apresentado uma breve descrição destes aços.

Tabela 10 – Aços elaborados para avaliação no presente estudo.

Aço	Descrição
1005 BOF	Aço de referência, baseado na norma SAE 1005 produzido em uma siderúrgica integrada brasileira (aciaria a oxigênio).
1005 BOF-B	Aço de referência com adição de boro, baseado na norma SAE 1005 produzido em uma siderúrgica integrada brasileira (aciaria a oxigênio).
1005 FEA	Aço baseado na norma SAE 1005 produzido em uma aciaria elétrica brasileira.
1005 FEA-BB	Aço baseado na norma SAE 1005 produzido em uma aciaria elétrica brasileira com pequenas adições de boro ($\cong 25$ ppm).
1005 FEA-MB	Aço baseado na norma SAE 1005 produzido em uma aciaria elétrica brasileira com médias adições de boro ($\cong 50$ ppm).
1005 FEA-AB	Aço baseado na norma SAE 1005 produzido em uma aciaria elétrica brasileira com altas adições de boro ($\cong 75$ ppm).

Para a elaboração dos aços na aciaria elétrica buscou-se minimizar o teor de residuais utilizando a melhor classe de sucata disponível na usina siderúrgica onde o estudo foi realizado. A Figura 19 apresenta o fluxograma das rotas siderúrgicas utilizadas nos processos de fabricação dos aços do estudo. Os aços de usina integrada iniciaram seu processamento na rota alto-forno/BOF. No alto-forno é realizada a redução do minério de ferro, tendo como produtos o ferro-gusa e a escória. O ferro-gusa é então encaminhado via carro torpedo para o reator BOF, onde se inicia o processo de aciaria. Os demais aços de aciaria elétrica foram produzidos em uma usina siderúrgica semi-integrada equipada com um forno elétrico a arco (FEA). Conforme o fluxograma, os tarugos do aço 1005 BOF e 1005 BOF-B foram recebidos na usina semi-integrada para serem laminados, trefilados, recozidos e galvanizados. O processo de laminação a quente objetivou a produção de fio máquina com diâmetro nominal de $5,50 \pm 0,20$ mm, mantendo os parâmetros de processo iguais para todos os aços. Após a laminação, o fio máquina foi decapado mecanicamente por um conjunto de roldanas para remover a carepa gerada neste processo visando a adequação do material para o processo de trefilação. O processo de trefilação consistiu em quatro passes de redução de diâmetro em cassetes laminadores (processo a frio) utilizando lubrificantes em pó compostos majoritariamente por cálcio e sódio. Os passes de redução utilizados na trefilação dos materiais estudados são apresentados na Tabela 11. Além do diâmetro do material e redução em área, a Tabela 11 apresenta o fator delta calculado para cada passe de acordo com a Equação 1. O ângulo de entrada utilizado nas feiras foi de 12° , visando fatores deltas na faixa

entre 1,5 e 3,0. Novamente, os parâmetros de processo foram iguais para todos os aços do estudo.

Tabela 11 – Passes do processo de trefilação e percentual de redução em área.

Passe	0	1	2	3	4
Diâmetro (mm)	5,50	4,60	3,84	3,25	2,79
Redução em área (%)	-	30,0	30,3	28,4	26,3
Fator delta	-	2,36	2,33	2,51	2,75

Por fim, os arames trefilados são encaminhados para uma linha contínua de galvanização que consiste em uma sequência de banhos líquidos nos quais os arames são imersos continuamente. O processo de recozimento apresentado no fluxograma da Figura 19 é a primeira etapa da linha contínua de galvanização. O recozimento, nas condições típicas de processo da usina em que o estudo foi realizado, consiste na imersão dos arames trefilados em dois banhos de chumbo fundido (conforme Item 3.2.2). O primeiro banho é o de pré-aquecimento, o qual opera na temperatura de 560 ± 10 °C, enquanto o segundo é o responsável pelo recozimento e opera na temperatura de 720 ± 10 °C. Para a produção do arame galvanizado a partir do aço 1005 FEA buscou-se variar a temperatura do banho de chumbo, conforme será apresentado no Item 4.1.1. As temperaturas A_{c1} e A_{c3} dos aços estudados são apresentadas na Tabela 12, estas temperaturas foram estimadas conforme as Equações 4 e 5.

Tabela 12 – Temperaturas A_{c1} e A_{c3} dos aços do estudo.

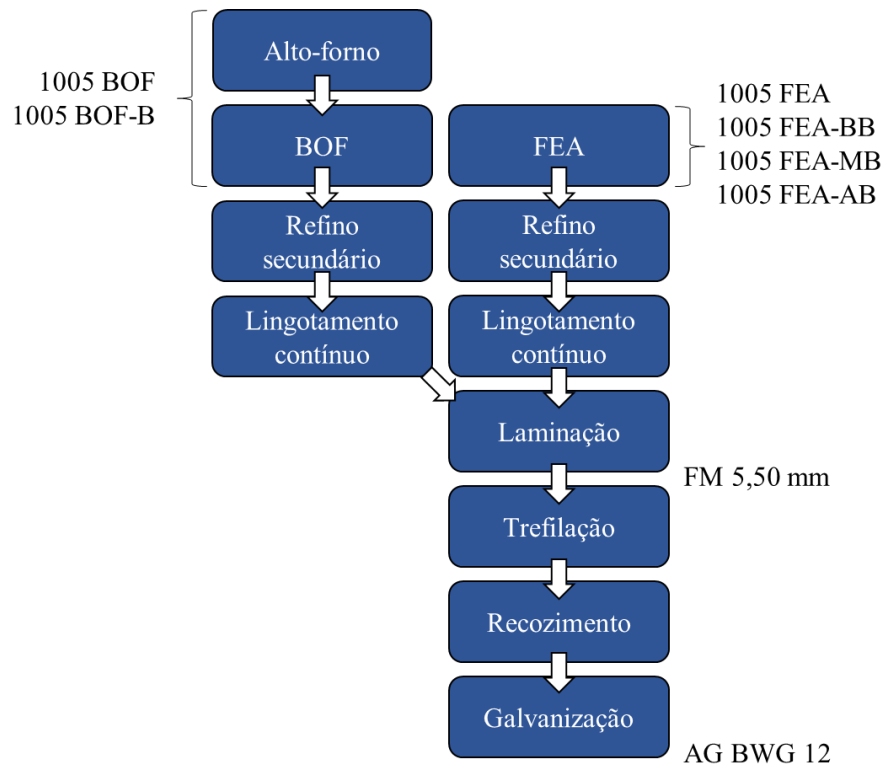
	A_{c1} (°C)	A_{c3} (°C)
1005 BOF	723	850
1005 BOF-B	725	861
1005 FEA	726	850
1005 FEA-BB	725	857
1005 FEA-MB	725	855
1005 FEA-AB	726	855

Conforme pode ser observado na Tabela 12, nesta primeira etapa da linha contínua de galvanização foi realizado um recozimento subcrítico, o qual tem por objetivo a recuperação e recristalização dos arames galvanizados. Entre o recozimento e a galvanização, os arames passam por processos de transição na seguinte sequência: lavagem, decapagem ácida, lavagem e secagem. O processo de galvanização foi realizado por imersão, onde os arames recozidos foram submersos em um banho líquido de uma liga rica em zinco (> 98%) na

temperatura de 450°C. Maiores informações das etapas de processo de uma usina semi-integrada são apresentadas no Item 3.2.

As amostras utilizadas nas caracterizações químicas e mecânicas foram obtidas a partir dos fios máquinas (FM) e arames galvanizados (AG) dos aços.

Figura 19 – Fluxograma das rotas siderúrgicas utilizadas na fabricação dos aços do estudo.



BOF – *Basic Oxygen Furnace*; FEA – Forno Elétrico a Arco; FM – fio máquina; AG – arame galvanizado.

4.1.1 Parâmetros de recozimento

Além das diferentes composições químicas e rotas de processamento, buscou-se avaliar os efeitos da alteração da temperatura e tempo de recozimento nas propriedades mecânicas do arame galvanizado produzido a partir do aço SAE 1005 em aciaria elétrica. O processo de recozimento foi realizado de forma contínua em um forno de chumbo, conforme o esquema apresentado na Figura 5.

Temperatura de recozimento

Durante o processo contínuo de recozimento e galvanização, variou-se a temperatura da cuba de Chumbo buscando avaliar a influência da temperatura de recozimento no limite de resistência a tração dos arames galvanizados. Conforme discutido no Item anterior, a temperatura empregada neste processo de recozimento é de aproximadamente 720°C

(recozimento subcrítico), sendo que a máxima temperatura de operação destes fornos é de 750°C. Foram produzidos arames galvanizados nas temperaturas de 720°C, 730°C, 740°C e 746°C. A temperatura máxima testada foi limitada em 746°C para evitar danos ao forno. De acordo com a Tabela 12, este aumento na temperatura de forno torna o tratamento térmico em um recozimento intercrítico. Devido ao aumento da temperatura, a força motriz para os fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão são favorecidos, no entanto, deve-se observar que podem ocorrer transformações de fase durante o tratamento térmico e durante o resfriamento. Posteriormente, 6 amostras de arames foram geradas para cada temperatura de recozimento, os quais foram caracterizados quanto aos seus limites de resistência a tração, conforme descrito no Item 4.2.

Tempo de recozimento

Nos processos de recozimento contínuo, o tempo de residência dos arames no forno de recozimento é aumentado através da diminuição da velocidade da linha de recozimento/galvanização. Para avaliar o efeito do tempo de recozimento no limite de resistência a tração dos arames galvanizados foi realizado uma redução gradual na velocidade do arame na linha contínua. A velocidade de recozimento típica utilizada na unidade onde o estudo foi realizado é de 65 m/min, as velocidades testadas foram realizadas a partir 65 até 30 m/min com reduções de 5 m/min em cada teste. Para cada velocidade testada foram geradas 6 amostras de arame galvanizados, os quais foram caracterizados quanto aos seus limites de resistência a tração.

4.1.2 Envelhecimento por deformação estático

Para avaliar o efeito do envelhecimento estático nos AG produzidos foram coletadas amostras de cada um dos aços apresentados na Tabela 10. As amostras foram submetidas a ensaios de tração no dia em que os aços foram produzidos e em intervalos de uma semana durante um período de 28 dias. Avaliou-se a evolução limite de resistência a tração e do alongamento máximo com relação ao tempo de envelhecimento. Ainda, foi calculado o aumento do limite de resistência a tração dos arames galvanizados ($\Delta\sigma_T$) devido ao envelhecimento pela diferença simples entre os ensaios das amostras envelhecidas e não envelhecidas (dia 0).

4.2 MÉTODOS

4.2.1 Caracterização química

A análise de composição química foi realizada através de um espectrômetro de emissão ótica (ARL 3460). Para esta análise foram realizadas 3 medições de composição química para cada amostra, considerando a média delas como a composição química do material. A caracterização química foi realizada em amostras retiradas do FM de 5,50 mm.

4.2.2 Ensaio de tração

O ensaio de tração em temperatura ambiente foi realizado de acordo com a norma ABNT NBR 6892 (2018). Para realização deste ensaio foram obtidos 6 corpos de prova de arames galvanizados com comprimento de 500 mm para cada amostra. O principal objetivo deste ensaio foi caracterizar o limite de resistência a tração (σ_r) dos aços, para verificar aqueles que atendem a norma de produção do arame galvanizado BWG 12. Além do limite de resistência a tração, foram determinados a tensão de escoamento (σ_e) e o alongamento máximo (AL). A máquina de ensaio de tração utilizada no estudo é do tipo Emic-DL 10000.

4.2.2 Análise metalográfica

Foram preparadas amostras dos arames galvanizados de todos os aços estudados (Tabela 10) para análise metalográfica da seção longitudinal. A escolha desta seção objetiva verificar se há grãos de ferrita alongados em função do processo de trefilação ou se houve recristalização completa do material no recozimento. Além disso, o tamanho de grão das amostras foi determinado conforme descrito na norma (ASTM E1181-02, 2015), que trata de materiais com distribuição de tamanho de grãos bimodal. A preparação de amostras para análise metalográfica seguiu a seguinte rotina de preparação: corte em máquina de corte refrigerada; embutimento a quente (90°C) com resina de poliestireno em uma embutidora Arotec (tempo de embutimento de 10 minutos e pressão de aproximadamente 225 kg.f/cm²); lixamento na sequência de lixas a base de SiC com granulometria 220, 320, 400, 600 e 1000 mesh; polimento em uma politriz marca Pantec utilizando pasta de diamante com granulometria 6 e 2 μ m; ataque químico por imersão com Nital 2% (2 ml de ácido nítrico e 98 ml de álcool etílico) durante 13 segundos para revelação da microestrutura. As análises foram realizadas em um microscópio ótico Olympus BX60 (com aumento de 500x) com câmera acoplada para captura de imagens. A análise de tamanho de grão foi realizada no software ImageJ.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos no estudo e uma discussão sobre estes resultados com base na literatura e nos objetivos do estudo.

5.1 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA

A Tabela 13 apresenta os resultados das análises de composição química dos aços obtidas em um espectrômetro de emissão ótica.

Tabela 13 – Composição química dos aços estudados, valores em massa.

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	S (%)	P (%)	N (ppm)	B (ppm)	B/N	Residuais (%)
1005 BOF	0,027	0,495	0,170	0,013	0,029	44	-	-	0,056
1005 BOF-B	0,040	0,273	0,181	0,005	0,012	29	31	1,07	0,030
1005 FEA	0,051	0,396	0,142	0,018	0,016	74	-	-	0,319
1005 FEA-BB	0,051	0,352	0,159	0,015	0,008	83	20	0,24	0,281
1005 FEA- MB	0,053	0,359	0,150	0,014	0,009	74	47	0,63	0,290
1005 FEA-AB	0,043	0,380	0,128	0,018	0,012	72	70	0,97	0,281

C – Carbono; Mn – Manganês; Si – Silício; S -Enxofre; P – Fósforo; N – Nitrogênio; B – Boro; Residuais – soma do teor dos elementos cobre, cromo, níquel, molibdênio, estanho, nióbio, vanádio, antimônio, arsênio e zinco.

Nota-se na Tabela 13 que as composições químicas de todos os aços atendem a especificação do aço SAE 1005 apresentada na Tabela 9, exceto pelo teor de manganês que ficou ligeiramente acima para algumas composições. Na elaboração dos aços buscou-se minimizar a variação dos teores de carbono, manganês, silício e fósforo, de modo a minimizar a influência destes elementos nas diferenças de propriedades mecânicas observadas entre os aços. Estas variações são bastante baixas para todos aços produzido em aciaria elétrica. No entanto, os aços produzidos em usinas integradas apresentaram uma maior variabilidade, especialmente o aço 1005 BOF que apresentou baixo teor de carbono e elevado teor de manganês. A partir de modelos da literatura estima-se que não há grande influência nas propriedades mecânicas por estas variações citadas:

- De acordo com a Equação 6, a diferença entre os teores de manganês máximo e mínimo (0,495 e 0,273%) entre os aços do estudo são responsáveis por um aumento de apenas 8,2 MPa na tensão de ruptura, o que não influencia consideravelmente os resultados obtidos no estudo;

- Com base em um modelo obtido por regressão para prever as propriedades mecânicas de aços baixo carbono laminados a quente (NOPPON; CHANDRA-AMBHORN, 2011), a diferença entre os teores de carbono máximo e mínimo (0,053 e 0,027%) observados nas amostras estudadas é responsável por um aumento de 10,8 MPa na tensão de escoamento e 18,6 MPa no limite de resistência a tração. O que também não expressa grande influência nos resultados do estudo;
- Além dos pontos expostos, a amostra que apresentou maior teor de manganês é a mesma que apresentou o menor teor de carbono (1005 BOF), o que faz com que a diminuição da resistência mecânica em função do baixo teor de carbono seja parcialmente compensada pelo elevado teor de manganês.

Observa-se na Tabela 13 que o teor de nitrogênio e de residuais do aço 1005 BOF é consideravelmente menor que os aços produzidos em aciaria elétrica, o que se deve às características dos processos e às matérias-primas utilizadas. Esta diferença tem um importante impacto na resistência mecânica, conforme será discutido posteriormente. Por fim, a relação B/N também é importante, pois conforme discutido no Item 3.6.3, relações entre 0,7 e 0,8 são apontadas como ideais para maximizar a precipitação de nitretos de boro. Assim, o aço 1005 FEA-MB apresenta uma relação B/N próxima do ideal, enquanto o aço 1005 FEA-BB não possui boro suficiente para precipitar todo o nitrogênio em nitretos de boro e o aço 1005 FEA-AB, por sua vez, possui boro em excesso. O aço 1005 BOF-B apresenta uma relação B/N similar ao do aço 1005 FEA-AB, visto que ambos aços apresentam esta relação próxima a unidade.

A Tabela 14 apresenta os resultados das análises de composição química dos elementos residuais dos aços obtidas em um espectrômetro de emissão ótica.

Tabela 14 – Composição química dos elementos residuais dos aços estudados, valores em massa.

	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn	Nb	V	Sb	As	Zn	Total
	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
1005 BOF	0,017	0,018	0,012	0,002	0,001	0,006	0,0001	0,000	0,000	0,0000	0,056
1005 BOF-B	0,010	0,010	0,008	0,000	0,000	0,002	0,0002	0,000	0,000	0,0000	0,030
1005 FEA	0,149	0,069	0,055	0,014	0,015	0,001	0,0005	0,004	0,010	0,0017	0,319
1005 FEA-BB	0,114	0,061	0,060	0,018	0,012	0,001	0,0002	0,004	0,005	0,0053	0,281
1005 FEA-MB	0,125	0,063	0,055	0,019	0,012	0,001	0,0002	0,005	0,005	0,0045	0,290
1005 FEA-AB	0,114	0,066	0,050	0,016	0,013	0,001	0,0002	0,005	0,010	0,0067	0,281

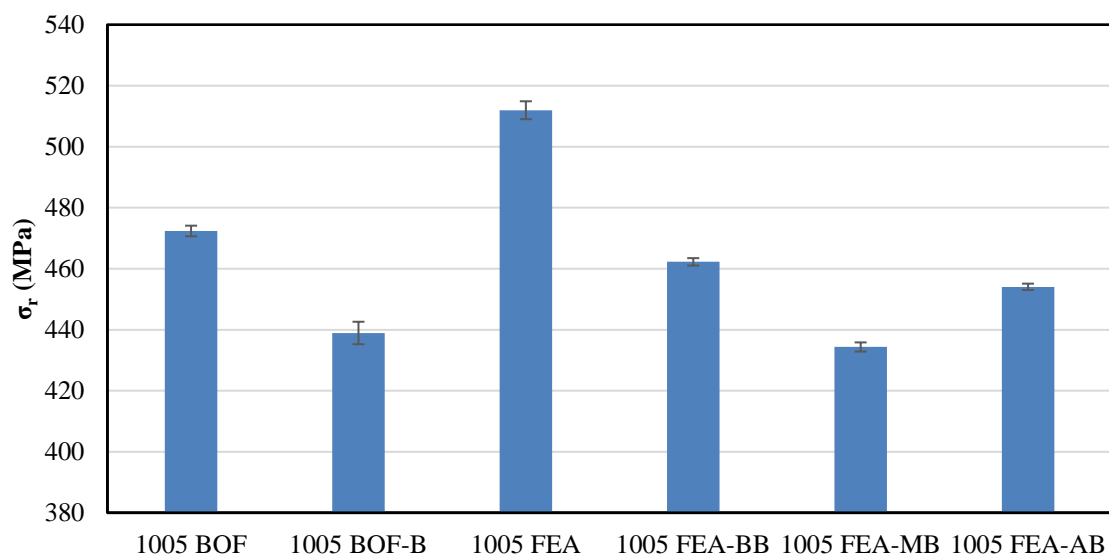
Nota-se na Tabela 14 que o aumento do teor de residuais nos aços de aciaria elétrica se deve principalmente a elevada concentração dos elementos cobre, cromo, níquel, molibdênio e estanho. De acordo com a Tabela 14, a presença dos principais formadores de nitreto no aço, segundo o diagrama de Ellingham apresentado na Figura 15, não estão presentes na composição do aço (Zr, Ti e Al). Assim, termodinamicamente, a formação de nitretos de boro será preferencial nos aços microligados. Além disso, conforme discutido no Item 3.6.3, boro e nitrogênio fazem solução sólida intersticial na austenita e, portanto, a formação de nitretos de boro será favorecida cineticamente também. Os elementos cromo e vanádio também podem formar nitretos no aço, no entanto, o teor de vanádio é desprezível (1 – 5 ppm), enquanto o cromo, devido a termodinâmica e cinética de formação dos nitretos de boro, tenderá a formar apenas carbonetos nos aços microligados ao boro.

5.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os dados completos dos ensaios de tração das amostras individuais são apresentados no Apêndice A, contendo diâmetro do arame, ovalização, força de escoamento e de ruptura, área de seção transversal, tensão de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento máximo. Neste capítulo serão apenas apresentadas as médias das principais propriedades mecânicas que servirão como base para as análises e discussões dos resultados do estudo.

A Figura 20 apresenta a média e desvio padrão do limite de resistência a tração dos arames galvanizados produzidos com os aços estudados.

Figura 20 – Média e desvio padrão dos limites de resistência a tração dos arames galvanizados estudados.



O arame galvanizado do aço 1005 FEA apresentou maior limite de resistência a tração entre os aços estudados. É o único que apresenta potencial de não atender especificações de produtos em usinas siderúrgicas brasileiras. Sua elevada resistência mecânica comparada ao arame galvanizado do aço 1005 BOF se deve principalmente pelo maior teor de elementos residuais e nitrogênio livre, conforme pode ser comparado na Tabela 12. Os elementos residuais são responsáveis pelo aumento da resistência mecânica por solução sólida substitucional (BELL *et al.*, 2006), já o nitrogênio livre é endurecedor da ferrita por solução sólida intersticial (KRAUSS, 2005).

Com a adição de boro nos aços de aciaria elétrica foi possível reduzir o limite de resistência a tração em níveis inferiores ao do aço 1005 BOF. Esta redução pode estar associada a fixação do nitrogênio livre em nitretos de boro, o que reduz o efeito de endurecimento por solução sólida intersticial deste elemento (NESTERENKO *et al.*, 2018). Na comparação entre os aços com adição de boro, verifica-se que o limite de resistência a tração do arame galvanizado do aço 1005 FEA-BB é maior do que o do 1005 FEA-MB, possivelmente existe uma maior formação de nitretos com aumento do teor de boro, o que possibilita maior fixação do nitrogênio em nitretos. No entanto, o limite de resistência a tração aumenta quando comparamos os arames galvanizados produzidos pelos aços 1005 FEA-MB e 1005 FEA-AB, visto que o último possui boro em excesso, *i.e.*, relação B/N maior que 0,7-0,8. Este fenômeno pode estar associado a precipitação de boretos de ferro (Fe_2B), que ocorre apenas em aços saturados em boro e que tem efeito endurecedor do aço (MESSIEN; LEROY, 1989). É importante um controle adequado das adições de boro no aço, pois, de acordo com a literatura, elevada formação de Fe_2B pode levar a fragilização do aço (WANG, Zhao-Jie *et al.*, 2020).

Além do limite de resistência a tração, na Tabela 15 é apresentada a tensão de escoamento (σ_e) e o alongamento (AL) dos aços estudados.

Tabela 15 – Propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração dos arames galvanizados estudados.

	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	AL (%)
1005 BOF	389,3 ± 1,0	472,7 ± 2,0	26,6 ± 0,8
1005 BOF-B	349,1 ± 4,9	439,3 ± 3,9	30,8 ± 0,9
1005 FEA	408,9 ± 4,9	511,9 ± 2,9	23,0 ± 0,9
1005 FEA-BB	369,7 ± 2,9	461,9 ± 1,0	28,6 ± 1,3
1005 FEA-MB	353,0 ± 2,9	434,4 ± 2,0	28,2 ± 0,7
1005 FEA-AB	358,9 ± 2,0	454,0 ± 1,0	30,7 ± 0,6

σ_e – Tensão de escoamento; σ_r – Limite de resistência a tração; AL – Alongamento máximo.

De maneira geral, a tendência do comportamento da tensão de escoamento segue a do limite de resistência a tração: a maior para o aço 1005 FEA, a menor para o aço 1005 BOF e valores intermediários para os aços microligados ao boro, com um mínimo para o aço 1005 FEA-MB. A presença do boro aparenta aumentar consideravelmente a ductilidade do aço, visto que os alongamentos máximos destes arames galvanizados são superiores ao do aço 1005 BOF e similares ao do aço 1005 BOF-B.

5.3 ANÁLISES METALOGRÁFICAS

Da Figura 21 a 26 são apresentadas as microestruturas dos arames galvanizados obtidas em microscópio ótico após preparação das amostras de seção longitudinal com ataque Nital 2%. É possível verificar nas microestruturas que todos os arames galvanizados produzidos apresentam semelhanças quanto a condição de recozimento, visto que a matriz das amostras, predominantemente ferrítica, apresenta recristalização completa dos grãos de ferrita. Além disso, em todas as amostras foram observadas tendências residuais de alongamento das regiões perlíticas. Este alinhamento decorre do processo de trefilação que resulta em um alongamento unidirecional do material que está sendo conformado.

No que diz respeito ao tamanho de grão ferrítico, visualmente as amostras apresentam tamanho de grão similar, porém para cada amostra há uma distribuição de tamanho de grão bastante heterogênea. A análise quantitativa do tamanho de grão das amostras é apresentada na Tabela 16.

Figura 21 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 BOF.

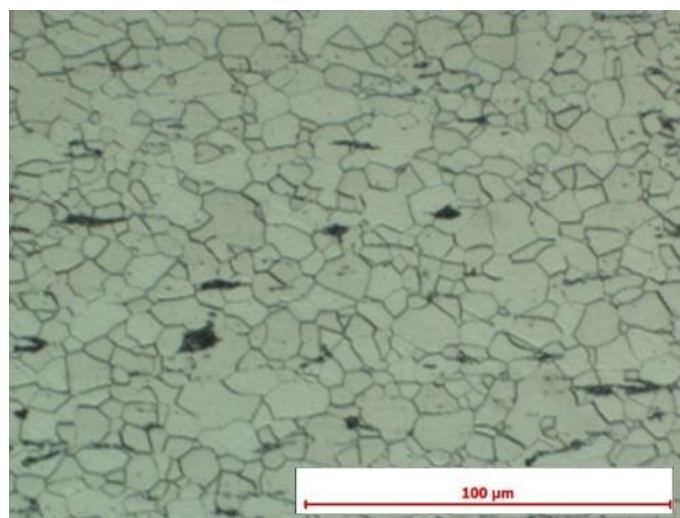


Figura 22 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 BOF-B.

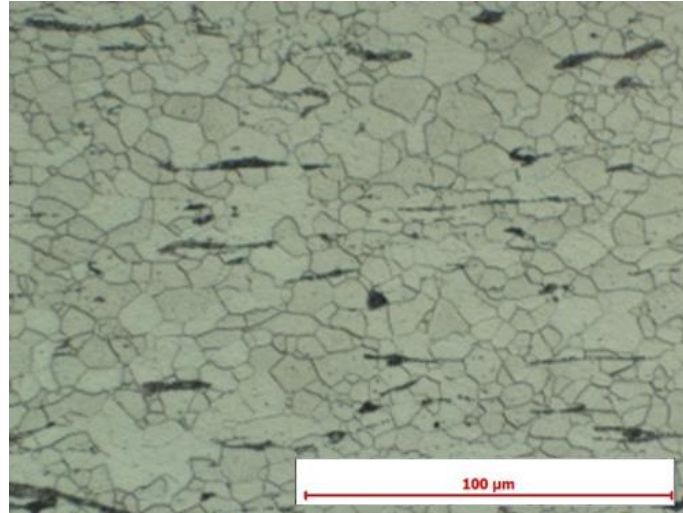


Figura 23 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA.

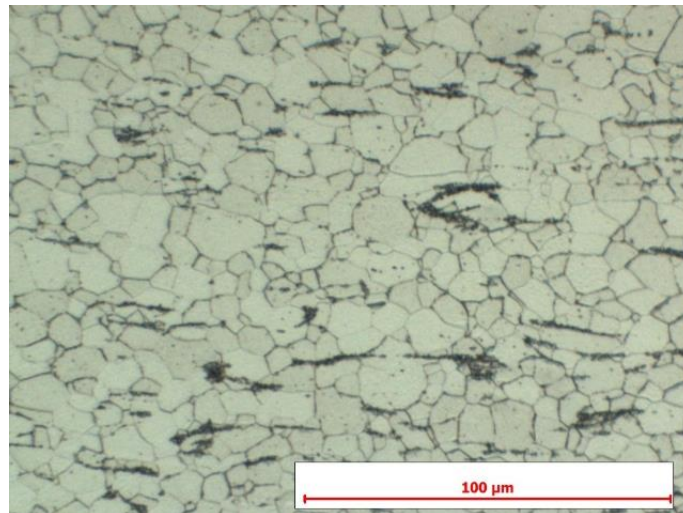


Figura 24 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA-BB.

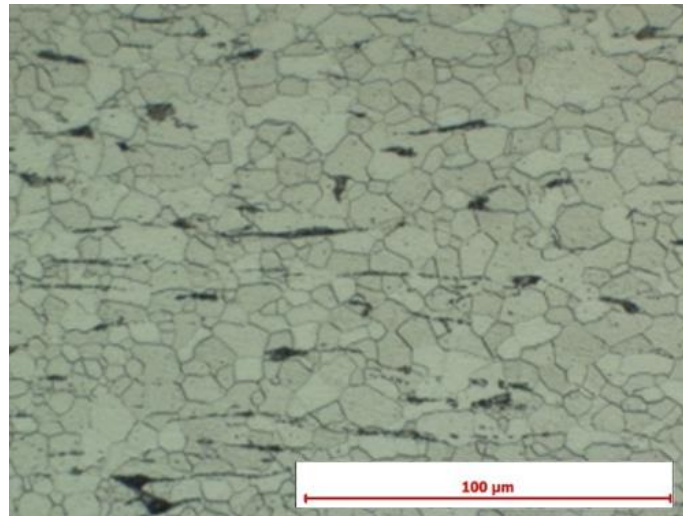


Figura 25 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA-MB.

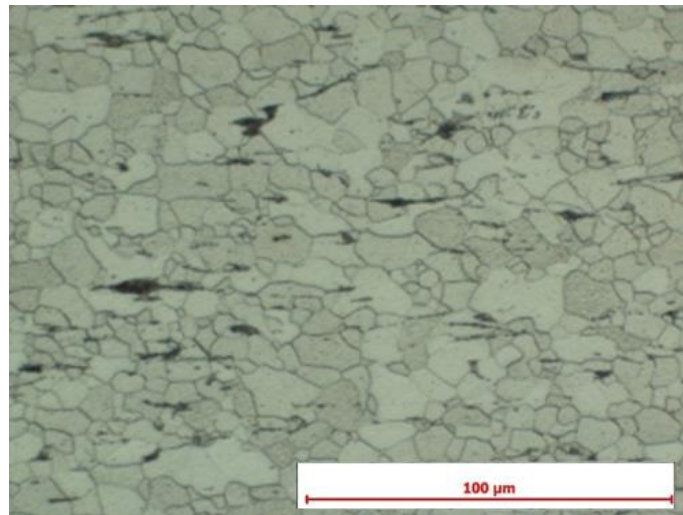


Figura 26 – Microestrutura de seção longitudinal do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA-AB.

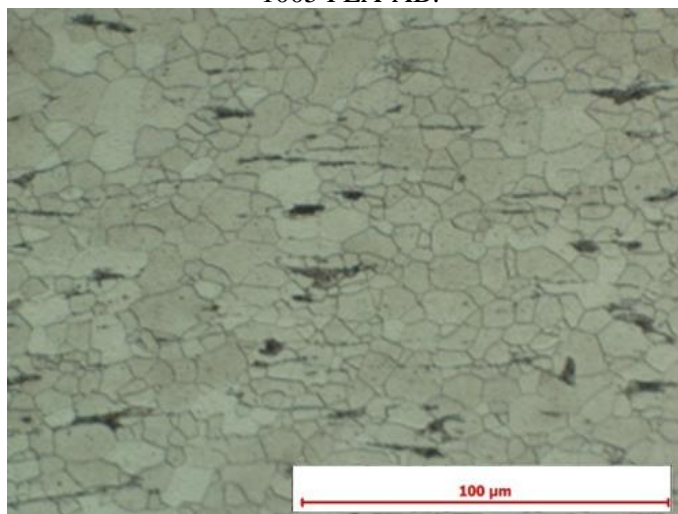


Tabela 16 – Tamanho de grão ferrítico médio dos arames galvanizados produzidos a partir dos aços estudados.

	Fração de área	ASTM No.	Fração de área	ASTM No.
1005 BOF	71,2%	13	28,8%	11
1005 BOF-B	73,0%	13	27,0%	10,5
1005 FEA	81,0%	13	19,0%	11
1005 FEA-BB	73,4%	13	26,6%	11
1005 FEA-MB	73,3%	13	26,7%	11
1005 FEA-AB	76,0%	13	24,0%	10,5

Os dados de tamanho de grão ASTM apresentados na Tabela 16 indicam que não houve diferença significativa no tamanho de grão médio entre os aços estudados. Sabe-se que a presença de elementos residuais como cobre e estanho podem favorecer a redução de tamanho de grão ferrítico. O mecanismo responsável por este efeito é a segregação de elementos residuais nos contornos de grão austeníticos em alta temperatura (XU; BROWN; TYSON, 2006). Estes elementos nos contornos de grão retardam a taxa de nucleação e crescimento de grãos de ferrita devido à redução da energia interfacial nos contornos de grão austeníticos (OHTSUKA; GHOSH; NAGAI, 1997). Além disso, o cobre diminui a temperatura A_{c1} , o que dificulta o crescimento dos grãos de ferrita precipitados, favorecendo assim a diminuição no tamanho de grão ferrítico (TAKAHASHI; IINO, 1996). No entanto, isto não foi observado na comparação entre os arames galvanizados dos aços 1005 FEA e 1005 BOF. Destaca-se que o aço 1005 BOF apresentou maior variação nos teores de carbono e manganês o que pode ter compensado o refino de grão por residuais.

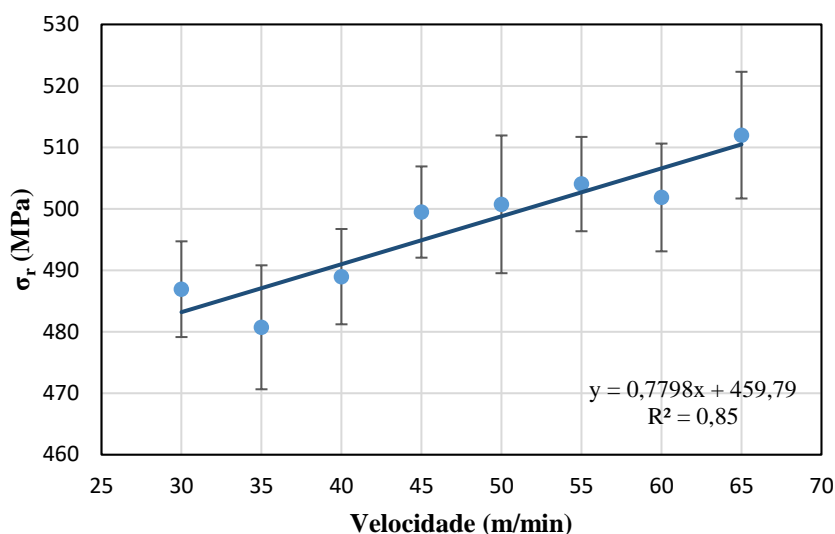
A adição de boro não influenciou significativamente o tamanho de grão médio dos arames galvanizados produzidos tanto em aciaria elétrica quanto em aciaria a oxigênio. Diversos estudos apontam o aumento do tamanho de grão ferrítico de aços baixo carbono com a adição de boro (GAO, Yong-liang; XUE; YANG, 2015; RUAN; ZHAO; WANG, 2020; SUSKI; OLIVEIRA, 2013; ZHAO *et al.*, 2017). A maioria destes estudos avaliaram o comportamento da adição de boro em aços acalmados ao alumínio (GAO, Yong-liang; XUE; YANG, 2015; SUSKI; OLIVEIRA, 2013; ZHAO *et al.*, 2017). Estes autores atribuem o aumento do tamanho de grão ferrítico com adição de boro ao fato de nitretos de boro precipitarem preferencialmente do que nitretos de alumínio. Sabe-se que os nitretos de alumínio ancoram os contornos de grão austenítico em altas temperaturas, inibindo seu crescimento (ZHANG *et al.*, 2013). Como consequência, no resfriamento, uma microestrutura de origem com grãos de austenita menores resulta em uma microestrutura final com grãos ferríticos menores. Estas observações são reforçadas por um estudo que avaliou o tamanho de grão austenítico, concluindo que houve um aumento no tamanho de grão austenítico com a adição de boro no aço (SUSKI; OLIVEIRA, 2013).

No estudo de RUAN; ZHAO; WANG (2020), a adição de boro foi avaliada em aços desoxidados com silício e manganês, sendo observado um aumento no tamanho de grão ferrítico com a adição de boro. No entanto, os autores não discutem as possíveis causas deste aumento do tamanho de grão e não sugerem possíveis mecanismos. No presente estudo, os aços estudados também foram acalmados ao silício e manganês, porém sem apresentar mudanças no tamanho de grão.

5.4 ALTERAÇÃO DE PARÂMETROS DE RECOZIMENTO

Além dos efeitos da adição de boro, buscou-se avaliar a influência dos parâmetros do processo de recozimento nas propriedades mecânicas do arame galvanizado do aço 1005 FEA. Na Figura 27 é apresentado a influência da alteração da velocidade da linha contínua de recozimento no limite de resistência a tração do arame galvanizado do aço 1005 FEA.

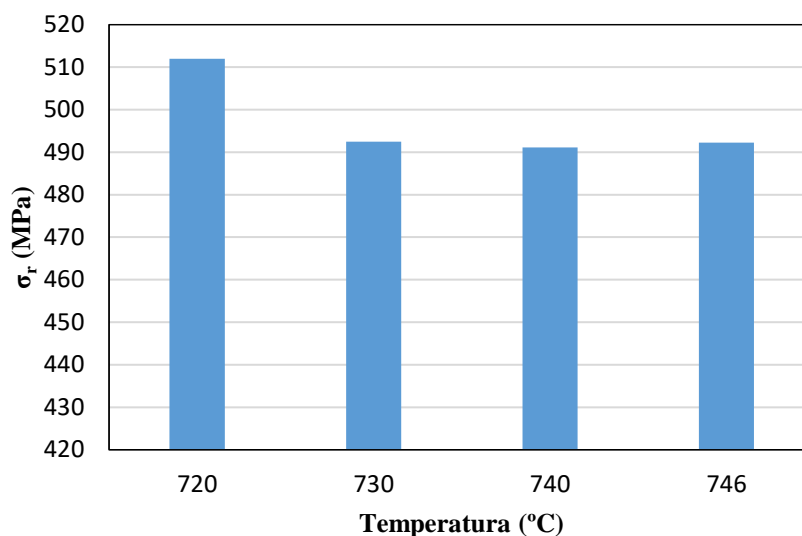
Figura 27 – Influência da velocidade da linha de recozimento no limite de resistência a tração do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA (temperatura do forno de aproximadamente 720°C).



Conforme apresentado na Figura 27, uma redução na velocidade da linha de recozimento resulta em uma diminuição do limite de resistência a tração. O que era esperado, visto que a redução da velocidade resulta em um aumento no tempo de residência do material no forno de recozimento. Conforme apresentado na Figura 10, um maior tempo de recozimento resulta em uma diminuição da resistência mecânica, aumento da ductilidade e, eventualmente, aumento do tamanho de grão. Estas alterações resultam dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão, conforme discutido no Item 3.4. No entanto, observa-se na Figura 27 que não houve redução expressiva do limite de resistência a tração com a diminuição da velocidade da linha de recozimento. Para produzir arames galvanizados com limite de resistência a tração menores que 490 MPa, o que é desejado na prática industrial, é necessário reduzir em aproximadamente 50% a velocidade da linha de recozimento. Tal redução é proibitiva para o processo devido ao grande impacto em produtividade.

Os resultados do tratamento térmico de recozimento dependem simultaneamente das variáveis tempo e temperatura. Alternativamente ao tempo de recozimento, buscou-se avaliar a influência do aumento da temperatura do forno de recozimento nas propriedades mecânicas do arame galvanizado do aço 1005 FEA. Os resultados são apresentados na Figura 28.

Figura 28 – Influência da temperatura do forno de recozimento no limite de resistência a tração do arame galvanizado produzido a partir do aço 1005 FEA (velocidade da linha de recozimento de 65 m/min).

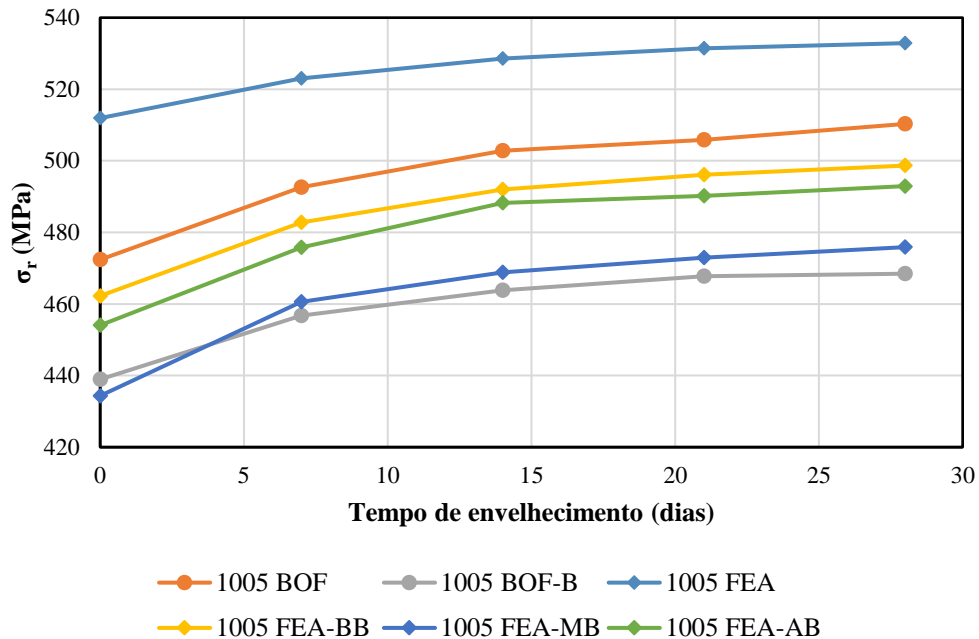


Conforme pode ser observado na Figura 28, o aumento da temperatura do forno de recozimento de 720°C para 730°C reduziu em aproximadamente 19,6 MPa o limite de resistência a tração do arame galvanizado do aço 100 FEA. Maiores aumentos na temperatura não influenciaram significativamente. LI *et al.* (2020) avaliaram a influência da temperatura do processo de recozimento nas propriedades mecânicas em um aço baixo carbono. Nos seus ensaios, a variação da temperatura de recozimento entre 740°C e 780°C resultou em uma redução de menos de 2% no limite de resistência a tração. Além disso, com o aumento de 780°C para 820°C no recozimento observaram uma redução de 5% nesta propriedade. NING *et al.* (2019) apontam que o aumento da temperatura causa um aumento na força motriz dos fenômenos de recuperação e recristalização. No entanto, os tempos de residência de materiais em fornos de recozimento contínuos são muito curtos, limitando o crescimento do tamanho de grão. Por esta razão se verificou uma limitação na redução do limite de resistência a tração com os aumentos de temperaturas apresentados na Figura 28.

5.5 ENVELHECIMENTO POR DEFORMAÇÃO ESTÁTICO

Conforme apresentado no Item 4.1.2, o estudo do envelhecimento estático foi realizado para os 6 arames galvanizados estudados. Na Figura 29 é apresentada a evolução do limite de resistência a tração dos arames galvanizados com relação ao tempo de envelhecimento. Já na Tabela 17 são apresentadas as variações no limite de resistência a tração dos arames ($\Delta\sigma_r$) com o avanço do tempo de envelhecimento.

Figura 29 – Evolução do limite de resistência a tração dos arames galvanizados estudados devido ao tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.



σ_r – Limite de resistência a tração.

Tabela 17 – Aumento no limite de resistência a tração dos arames galvanizados estudados em relação ao tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.

Tempo (dias)	$\Delta\sigma_r$ (MPa)					
	1005 BOF	1005 BOF-B	1005 FEA	1005 FEA-BB	1005 FEA-MB	1005 FEA-AB
7	20,2	17,8	11,0	20,5	26,3	21,7
14	30,4	24,9	16,7	29,7	34,4	34,2
21	33,5	28,8	19,5	33,8	38,6	36,1
28	37,9	29,5	20,9	36,4	41,5	38,9

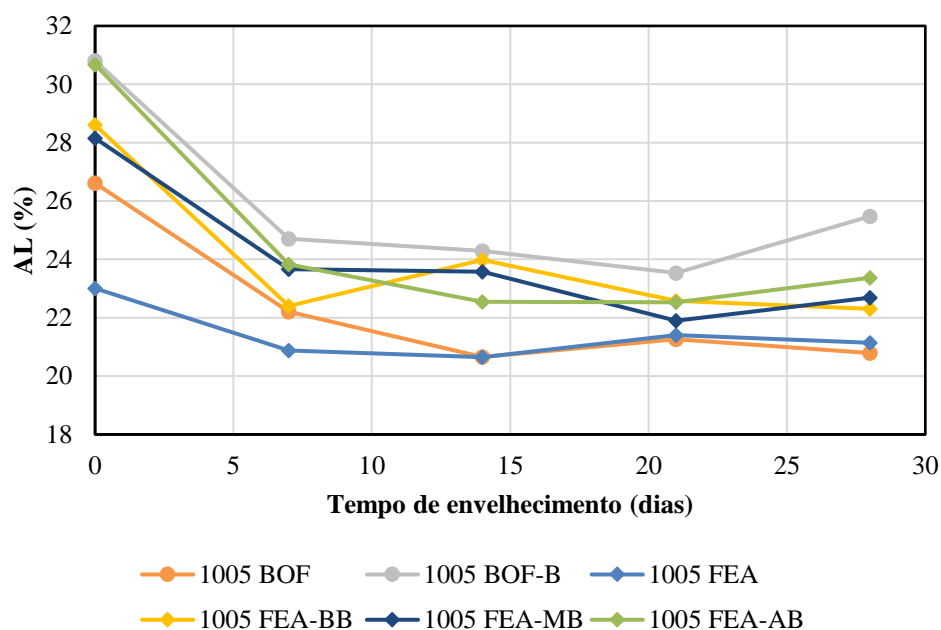
$\Delta\sigma_r$ – Aumento do limite de resistência a tração em relação ao dia 0.

Observa-se na Figura 29 o comportamento similar do arame galvanizado produzido com o aço 1005 MB com o do 1005 BOF-B, apresentando o grande potencial do uso do boro na produção deste tipo de produto em aciarias elétricas. Com base na literatura, a adição de boro deveria reduzir os efeitos de envelhecimento por fixar o nitrogênio em nitretos e não permitir a difusão deste elemento para discordâncias (MEHTA, 2003). De acordo com esta observação, o arame galvanizado do aço 1005 BOF-B apresentou um comportamento de envelhecimento menos acentuado do que o do aço 1005 BOF. No entanto, destaca-se na Tabela 17 que o aço 1005 FEA apresentou um comportamento de envelhecimento menos acentuado que os demais, mesmo possuindo maior nitrogênio livre. Possivelmente, a elevada mobilidade do nitrogênio no aço 1005 FEA faz com que no dia 0 parte do nitrogênio já tenha

se fixado em discordâncias, o que ajuda a explicar o elevado limite de resistência a tração inicial e o comportamento de menor $\Delta\sigma_r$ com o avanço do tempo de envelhecimento.

Concomitante ao aumento gradual no limite de resistência a tração com o envelhecimento há a diminuição do alongamento máximo do aço. Na Figura 30 é apresentada a evolução do alongamento máximo dos arames galvanizados com relação ao tempo de envelhecimento.

Figura 30 – Evolução do alongamento máximo em ensaio de tração dos arames galvanizados estudados devido ao tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.



Nota-se na Figura 30 tendências de diminuições do alongamento máximo com o tempo similares ao observado para o limite de resistência a tração na Figura 29. O material com maior alongamento máximo durante todo intervalo é o 1005 BOF-B e o com menor alongamento máximo é o 1005 FEA. A adição de boro favorece um maior alongamento máximo durante todo o intervalo de tempo estudado tanto para o aço produzido em aciaria a oxigênio, como para o aço produzido em aciaria elétrica. Além disso, o arame galvanizado do aço 1005 FEA foi o que apresentou menor queda do alongamento máximo com relação ao tempo de envelhecimento, reforçando a hipótese de que no dia 0 parte do nitrogênio já tenha se fixado em discordâncias.

6. CONCLUSÕES

De acordo com os objetivos deste estudo, buscou-se viabilizar a produção de um aço baixo carbono em aciaria elétrica para fabricação de arames galvanizados com propriedades mecânicas similares aos produzidos por aços de aciaria a oxigênio. Foi possível atingir tal objetivo com o uso de pequenas adições de boro na elaboração do aço (20 a 70 ppm). Com base nos resultados e discussões realizados ao longo do estudo, conclui-se que:

- Observou-se na caracterização mecânica dos arames galvanizado que o limite de resistência a tração dos arames galvanizados produzidos por aço baixo carbono em aciaria elétrica é significativamente superior (511,9 MPa) ao produzido por aço baixo carbono de aciaria a oxigênio (472,7 MPa). Além disso, as mesmas tendências foram verificadas para a tensão de escoamento (472,7 e 408,9 MPa respectivamente) e inversas para o alongamento máximo (23,0 e 26,6% respectivamente). Estas diferenças se devem principalmente ao maior teor de elementos residuais e nitrogênio no 1005 FEA do que no 1005 BOF;
- Verificou-se que com a adição de boro em aços baixo carbono houve uma redução significativa no limite de resistência a tração dos arames galvanizados (entre 9,7 e 15,1%). O aço 1005 FEA-MB apresentou maior redução do limite de resistência a tração. Este aço apresenta relação boro/nitrogênio de 0,63, que é o mais próximo da relação entre 0,7-0,8 apontada como ótima para precipitação de nitretos de boro na literatura. A adição de boro nos aços baixo carbono de aciaria elétrica permitiu que os arames galvanizados produzidos por estes aços atingissem propriedades mecânicas similares aos dos arames produzidos por aços de aciaria a oxigênio. Além da diminuição do limite de resistência a tração e tensão de escoamento, a adição de boro aumentou significativamente o alongamento máximo dos arames galvanizados, apresentando valores maiores do que os do 1005 BOF;
- A adição de boro nos aços baixo carbono produzidos em aciaria elétrica e a oxigênio não influenciou significativamente no tamanho de grão dos arames galvanizados;
- A alteração da parâmetros do processo de recozimento em linha contínua (diminuição da velocidade e aumento da temperatura) resultaram em uma pequena diminuição nas propriedades mecânicas do arame galvanizado do aço 1005 FEA. Mesmo nas condições extremas testadas (velocidade de 30 m/min ou temperatura de 746 °C), a

influência dos parâmetros do processo de recozimento foi menos importante que a influência da adição de boro;

- Com a adição de boro se esperava uma diminuição dos efeitos do envelhecimento estático por deformação em função da fixação de nitrogênio livre em nitretos. Este comportamento foi observado para os aços produzidos em aciaria a oxigênio. Quanto ao envelhecimento dos aços produzidos em aciaria elétrica, os aços microligados ao boro apresentaram maior aumento no limite de resistência a tração com o passar do tempo do que o aço 1005 FEA. No entanto, mesmo após longos períodos de envelhecimento, os limites de resistência a tração dos aços microligados ao boro foram significativamente menores do que o observado no aço 1005 FEA. Sugere-se que a elevada mobilidade do nitrogênio no aço 1005 FEA possa ser responsável por uma fixação parcial de discordâncias já no dia 0. Isto justificaria o elevado limite de resistência a tração do arame 1005 FEA no dia 0 e a lenta taxa de aumento do limite de resistência a tração com o passar do tempo.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir das discussões dos resultados obtidos nesse trabalho, são apresentadas as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- Realizar análises em microscópio eletrônico de transmissão para avaliar a presença, geometria e influência dos precipitados de boro na formação da microestrutura do aço;
- Realizar um estudo aprofundado da relação entre teor de boro e/ou relação B/N com o tamanho de grão do aço;
- Avaliar a influência do teor de residuais no tamanho de grão de aços baixo carbono microligados ao boro;
- Caracterizar, a partir de microscópio eletrônico de transmissão, a relação entre a precipitação de nitretos e boretos com a composição química de aços baixo carbono (especialmente a relação B/N).

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABE, T.; ONODERA, H. Effect of Boron Addition on Strain Aging Properties of Ferritic Steels. **Tetsu-to-Hagane**, v. 89, n. 3, p. 357–361, 2003.

https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.89.3_357.

ABNT NBR 6331. Arame de aço de baixo teor de carbono, zincado, para uso geral. 2010. .

ABNT NBR 6892. Materiais metálicos — Ensaio de Tração. Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente. 2018. .

ANDREWS, K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. **J. Iron Steel Inst.**, , p. 721–7, 1965. .

ASTM E1181-02. Standard Test Methods for Characterizing Duplex Grain Sizes. 2015. .

ATIENZA, J.; RUIZHERVIAS, J.; MARTINEZPEREZ, M.; MOMPEAN, F.; GARCIAHERNANDEZ, M.; ELICES, M. Residual stresses in cold drawn pearlitic rods.

Scripta Materialia, v. 52, n. 12, p. 1223–1228, jun. 2005.

<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.03.003>.

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, 1 jan. 1971.

<https://doi.org/10.1179/mtlr.1971.16.1.1>.

BARCELLOS, V. K. **Análise da Transferência de Calor Durante a Solidificação de Aços em Moldes no Lingotamento Contínuo**. 2007. Dissertação de mestrado, PPGE3M – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

BARRETT, C. S.; MASSALSKI, T. B. **Structure of metals: crystallographic methods, principles and data**. 3rd rev. ed. Oxford ; New York: Pergamon, 1980(International series on materials science and technology, v. 35).

BELL, S.; DAVIS, B.; JAVAID, A.; ESSADIQI, E. Final Report on Effect of Impurities in Steel. **Enhanced Recycling - Action Plan 2000 on Climate Change**, 2006. DOI

10.13140/RG.2.2.33946.85440. Disponível em:

<http://rgdoi.net/10.13140/RG.2.2.33946.85440>. Acesso em: 30 jan. 2020.

BERALDI, R. S.; MASIERO, P. A Trefilação com o Uso de Cassetes Laminadores e suas Vantagens Em Relação ao Processo Tradicional Utilizando Fieiras. *In*: 3º SEMINÁRIO DE TREFILAÇÃO, 2012. **ABM Proceedings** [...]. São Paulo: [s. n.], 2012. p. 30–37.

BIR. Bureau of International Recycling. Report on the Environmental Benefits of Recycling. 2008. .

BRESCIANI FILHO, E. **Conformação plástica dos metais**. Campinas: UNICAMP, 1991.

BUCHERT, M.; MERZ, C.; REUTER, M. Metal Recycling - Opportunities, Limits, Infrastructure - Summary Booklet. 2013. .

BUSBY, P. E.; WARGA, M. E.; WELLS, C. Diffusion and Solubility of Boron in Iron and Steel. **JOM**, v. 5, n. 11, p. 1463–1468, 1953. <https://doi.org/10.1007/BF03397637>.

CAMURRI, C.; CARRASCO, C.; BELLO, I.; TRUCCO, M. Development of Low Carbon Boron Steel for Wire Drawing. **Materials Science Forum**, v. 539–543, p. 4238–4242, mar. 2007. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4238>.

COOKSEY, R., J. The Cold Extrusion Pressure of Low-Alloy Steels. **Metal Forming**, v. 35, p. 98–111, 1968. .

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, 1 jan. 1949. <https://doi.org/10.1088/0370-1298/62/1/308>.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. Auckland; Singapore: McGraw-Hill International, 1984.

DIETER, G. E.; KUHN, H. A.; SEMIATIN, S. L. Drawing of Wire, Rod, and Tube. **Handbook of Workability and Process Design**. [S. l.]: ASM International, 2003. p. 278–90.

FRYE, J. H.; HUME-HOTHERY, W. The hardness of primary solid solutions with special reference to alloys of silver. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, v. 181, n. 984, p. 1–14, 24 set. 1942. <https://doi.org/10.1098/rspa.1942.0053>.

GAO, B.; HU, R.; PAN, Z.; CHEN, X.; LIU, Y.; XIAO, L.; CAO, Y.; LI, Y.; LAI, Q.; ZHOU, H. Strengthening and ductilization of laminate dual-phase steels with high martensite content. **Journal of Materials Science & Technology**, 12 jul. 2020. DOI 10.1016/j.jmst.2020.03.083. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030220306149>. Acesso em: 15 ago. 2020.

GAO, Y.; XUE, X.; YANG, H. Influence of Boron on Initial Austenite Grain Size and Hot Deformation Behavior of Boron Microalloyed Steels. **Crystals**, v. 5, n. 4, p. 592–607, 24 nov. 2015. <https://doi.org/10.3390/cryst5040592>.

GEERDES, M.; TOXOPEUS, H.; VLIET, C. van der; CHAIGNEAU, R.; VANDER, T.; WISE, J. **Modern blast furnace ironmaking: an introduction**. 2nd ed. Amsterdam: IOS Press, 2009.

HALL, E. O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. **Proceedings of the Physical Society. Section B**, v. 64, n. 9, p. 747–753, 1 set. 1951. <https://doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303>.

HANSEN, N.; RALPH, B. The strain and grain size dependence of the flow stress of copper. **Acta Metallurgica**, v. 30, n. 2, p. 411–417, fev. 1982. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(82\)90221-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(82)90221-8).

HWANG, B.; SUH, D.-W.; KIM, S.-J. Austenitizing temperature and hardenability of low-carbon boron steels. **Scripta Materialia**, v. 64, n. 12, p. 1118–1120, jun. 2011. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.03.003>.

IIISI. **Committee on Technology Working Group on FEA Technology: FEA Technology State of the Art & Trends**. [S. l.: s. n.], 2000.

INSTITUTO AÇO BRASIL. Anuário Estatístico. 2019. .

JÄNICHE, W.; VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE (Orgs.). **Werkstoffkunde Stahl. 1: Grundlagen**. Repr. d. 4. Aufl. 1984. Berlin: Springer [u.a.], 2011.

KNIGHT, R. F.; CONTRACTOR, G. P. Influence of Boron on Strain Aging Behavior of Structural Carbon Steels. **JOM**, v. 23, n. 6, p. 45–49, jun. 1971. <https://doi.org/10.1007/BF03355710>.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2005.

LEROY, V.; HAEYER, R. D.; DEFOURNY, J.; HOOGENDOORN, T. **Effects of tramp elements in flat and long products**. Luxemburg: European Commission, 1995(Mechanical working (Rolling mills)).

LESLIE, W. C. **The physical metallurgy of steels**. Washington : New York: Hemisphere Pub. Corp. ; McGraw-Hill, 1981(McGraw-Hill series in materials science and engineering).

LI, Z.; LI, X.; YANG, L.; SHEN, Z.; WANG, B.; ZHAO, S.; LIANG, G.; SONG, C. Effect of coiling and annealing temperatures on yield point behavior of low-carbon steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 27, n. 3, p. 325–333, mar. 2020. <https://doi.org/10.1007/s42243-019-00342-7>.

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, dez. 2019. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.07.332>.

LÚCIO, Á. **Físico Química Metalúrgica**. [S. l.]: ed. UFMG, 1981. v. 2, .

MAITREPIERRE, Ph.; THIVELLIER, D.; TRICOT, R. Influence of boron on the decomposition of austenite in low carbon alloyed steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 6, n. 2, p. 287–301, fev. 1975. <https://doi.org/10.1007/BF02667283>.

MEHTA, S. **Strain Ageing of Low Carbon Steel Wire Rods**. 2003. 314 f. Tese em ciência dos materiais – University of New South Wales, 2003.

MENTOR, J., W. The direct study by electron microscopy of crystal lattices and their imperfections. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, v. 236, n. 1204, p. 119–135, 10 jul. 1956.

<https://doi.org/10.1098/rspa.1956.0117>.

MESSIEN, P.; LEROY, V. Scavenging additions of boron in low C - low Al steels. **Steel Research**, v. 60, n. 7, p. 320–328, jul. 1989. <https://doi.org/10.1002/srin.198901660>.

MIRANDA, A. M.; ASSIS, P. S.; BROOKS, G. A.; RHAMDHANI, M. A.; FONTANA, A.; KING, A.; SANDERS, G.; DA COSTA MOREIRA, G. P. Monitoring of less-common residual elements in scrap feeds for EAF steelmaking. **Ironmaking & Steelmaking**, v. 46, n. 7, p. 598–608, 9 ago. 2019. <https://doi.org/10.1080/03019233.2019.1601851>.

MOURÃO, M. B. **Introdução à siderurgia**. 2ed ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2007.

NESTERENKO, A.; SYCHKOV, A.; PLYUTA, V.; BLOKHIN, M. Strain Aging in Boron Alloyed Multi-Phase C- Mn – Si – Steel Wire Rod. **Journal of Materials Science Research**, v. 7, n. 3, p. 78, 30 jun. 2018. <https://doi.org/10.5539/jmsr.v7n3p78>.

NING, B.; ZHAO, Z.; MO, Z.; WU, H.; PENG, C.; GONG, H. Influence of Continuous Annealing Temperature on Mechanical Properties and Texture of Battery Shell Steel. **Metals**, v. 10, n. 1, p. 52, 27 dez. 2019. <https://doi.org/10.3390/met10010052>.

NOPPON, J.; CHANDRA-AMBHORN, S. Prediction of the Mechanical Properties of Hot-Rolled Low Carbon Steel Strips in Correlation to Chemical Compositions and Rolling Conditions. **Key Engineering Materials**, v. 462–463, p. 401–406, jan. 2011. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.462-463.401>.

OHTSUKA, H.; GHOSH, G.; NAGAI, K. Effects of Cu and Other Tramp Elements on Steel Properties. Effects of Cu on Diffusional Transformation Behavior and Microstructure in Fe-Mn-Si-C Steels. **ISIJ International**, v. 37, n. 3, p. 296–301, 1997. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.296>.

PARKER, E. R.; HALLEY, J. W.; RHINES, F., N.; SCAFF, J., H.; MCPHERSON, D., J. Effect of Residual Elements on The Properties of Metals. **ASM**, , p. 71–87, 1957. .

PEASE, R. S. An X-ray study of boron nitride. **Acta Crystallographica**, v. 5, n. 3, p. 356–361, 2 maio 1952. <https://doi.org/10.1107/S0365110X52001064>.

PICKERING, F. B.; GLADMAN, T. An Investigation into Some Factors Which Control the Strength of Carbon Steels. **Metallurgical Developments in Carbon Steels, ISI Special Report**, v. 81, p. 10–24, 1963. .

PICKERING, F. Brain. Structure-Property Relationships in Steels. *In*: CAHN, R. W.; HAASEN, P.; KRAMER, E. J. (orgs.). **Materials Science and Technology**. Weinheim,

Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. p. mst0062. DOI 10.1002/9783527603978.mst0062. Disponível em: <http://doi.wiley.com/10.1002/9783527603978.mst0062>. Acesso em: 18 ago. 2020.

POKORNY, P.; KOLÍSKO, J.; BALIK, L.; NOVAK, P. Effect of chemical composition of steel on the structure of hot – Dip galvanized coating. **Metalurgija**, v. 55, p. 115–118, 2016. .

POYRAZ, O.; ÖGEL, B. Recrystallization, grain growth and austenite formation in cold rolled steels during intercritical annealing. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 5, p. 11263–11277, set. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.015>.

PRETORIUS, E.; OLTMANN, H.; JONES, J. **EAF Fundamentals**. [S. l.]: LWB Refractories Process Technology Group, 2010.

RINEBOLT, J., A.; HARRIS, W., J. Effect of alloying elements on notch toughness of pearlitic steels. **ASM**, v. 43, 1950. .

RIZZO, E. M. da S. **Introdução aos Processos de Refino Primário dos Aços**. [S. l.]: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006.

RUAN, S.; ZHAO, A.; WANG, L. Effect of Boron on Microstructure and Properties of Ultra-Low Carbon Steel. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 774, p. 012023, 27 mar. 2020. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/774/1/012023>.

SANO, N.; KATAYAMA, H.; SASABE, M.; MATSUOKA, S. Research activities on removal of residual elements from steel scrap in Japan. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 27, p. 24–30, 1998. .

SAVOV, L.; JANKE, D. Recycling of scrap in steelmaking in view of the tramp element problem. *In*: **TECHNIK, WISSENSCHAFT, WIRTSCHAFT**, 52., 1998. **Metall : Fachzeitschrift für Metallurgie** [...]. [S. l.]: Zellerfeld : GDMB-Informationsges, 1998. v. 52, p. 374–83.

SHIBLI, S. M. A.; MEENA, B. N.; REMYA, R. A review on recent approaches in the field of hot dip zinc galvanizing process. **Surface and Coatings Technology**, v. 262, p. 210–215, jan. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.12.054>.

SLATER, J. C. **Introduction To Chemical Physics**. [S. l.]: Read Books Ltd., 2013. Disponível em: <http://www.myilibrary.com?id=891865>. Acesso em: 24 ago. 2020.

SOLEIMANI, M.; KALHOR, A.; MIRZADEH, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. **Materials Science and Engineering: A**, v. 795, p. 140023, 23 set. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>.

SOUZA, S. A. de. **Composição química dos aços**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

STAHLSCHMIDT, M. F. **Estudo do Processo de Recozimento em Linha de Galvanização - Caracterização e Implicações Inerentes ao Arraste de Chumbo**. 2010. Dissertação de mestrado, PPGE3M – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

STAIGER, M. P.; BROWNRIGG, A.; HODGSON, P. D.; DAVIES, C. H. J. Multistage strain aging of low-carbon steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 364, n. 1, p. 35–47, 15 jan. 2004. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.06.001>.

STEPHENSON, E. T. Effect of recycling on residuals, processing, and properties of carbon and low-alloy steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 14, n. 2, p. 343–353, fev. 1983. <https://doi.org/10.1007/BF02644212>.

SUSKI, C. A.; OLIVEIRA, C. A. S. de. Effects of austenitization temperature on the microstructure of 15BCr30 and PL22 boron steels. **Materials Research**, v. 16, n. 4, p. 803–810, 16 abr. 2013. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000054>.

SYCHEV, A. V.; SALINA, V. A.; BABENKO, A. A.; ZHUCHKOV, V. I. Distribution of boron between oxide slag and steel. **Steel in Translation**, v. 47, n. 2, p. 105–107, fev. 2017. <https://doi.org/10.3103/S0967091217020127>.

TAKAHASHI, A.; IINO, M. Microstructural Refinement by Cu Addition and Its Effect on Strengthening and Toughening of Sour Service Line Pipe Steels. **ISIJ International**, v. 36, n. 2, p. 241–245, 1996. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.241>.

TAYLOR, G. I. The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals. Part I. Theoretical. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 145, n. 855, p. 362–387, 2 jul. 1934. <https://doi.org/10.1098/rspa.1934.0106>.

UCHINO, H.; NAGASAKI, C.; KAGA, M.; SEO, S.-J.; ASAKURA, K.; SHIBATA, K. Effects of C and P on surface hot shortness of steel due to Cu mixed from steel scrap. **Journal of Advanced Science**, v. 13, n. 3, p. 260–264, 2001. <https://doi.org/10.2978/jsas.13.260>.

WANG, L.; SPEER, J. G. Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 2, n. 4, p. 268–281, 1 ago. 2013. <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0082-8>.

WANG, W.; ZHANG, S.; HE, X. Diffusion of boron in alloys. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 43, n. 4, p. 1693–1699, abr. 1995. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00347-K](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00347-K).

WANG, Z.-J.; LI, Y.-W.; WANG, G.-D.; LIU, H.-T. Effects of boron content on the microstructure and mechanical properties of twin-roll strip casting borated steel sheets. **Materials Science and Engineering: A**, v. 793, p. 139847, ago. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139847>.

WATANABE, S.; OHTANI, H. Precipitation Behavior of Boron in High Strength Steel. **ISIJ International**, v. 23, p. 38–42, 1983. .

WILSON, F. G.; GLADMAN, T. Aluminium nitride in steel. **International Materials Reviews**, v. 33, p. 66, 1988. .

WORLD STEEL ASSOCIATION. World Steel in Figures 2020. 2020. .

XU, S.; BROWN, J. R.; TYSON, W. R. Influence of Residual Elements on Mechanical Properties of Two Carbon Steel Grades. **steel research international**, v. 77, n. 11, p. 825–835, nov. 2006. <https://doi.org/10.1002/srin.200606468>.

YANG, D. Z.; BROWN, E. L.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. Ferrite recrystallization and austenite formation in cold-rolled intercritically annealed steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, n. 8, p. 1385–1392, ago. 1985. <https://doi.org/10.1007/BF02658671>.

YELLISHETTY, M.; MUDD, G. M.; RANJITH, P. G.; THARUMARAJAH, A. Environmental life-cycle comparisons of steel production and recycling: sustainability issues, problems and prospects. **Environmental Science & Policy**, v. 14, n. 6, p. 650–663, out. 2011. <https://doi.org/10.1016/j.envsci.2011.04.008>.

ZHANG, T.; ZHANG, X.; GUO, Z.; WANG, Y.; LI, C.; LAN, L. AlN precipitates and microstructure in non-oriented electrical steels produced by twin-roll casting process. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 26, n. 4, p. 483–488, ago. 2013. <https://doi.org/10.1007/s40195-012-0221-2>.

ZHAO, Y.; HUANG, X.; YU, B.; CHEN, L.; LIU, X. Influence of boron addition on microstructure and properties of a low-carbon cold rolled enamel steel. **Procedia Engineering**, v. 207, p. 1833–1838, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.947>.

APÊNDICE A – DADOS COMPLETOS DOS ENSAIOS DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO

Tabela 18 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 BOF.

AÇO	DIA	φ MÍN.	φ MÁX.	φ MÉD.	Oval.	So	Fe	σ _e	Fr	σ _r	AL
		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm ²]	[N]	[MPa]	[N]	[MPa]	[%]
1005 BOF	0	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2370,2	390,5	2864,4	471,9	27,68
	0	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2368,0	390,1	2862,7	471,6	25,75
	0	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2345,0	387,7	2862,7	473,3	27,21
	0	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2358,8	388,6	2871,2	473,0	25,54
	0	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2345,5	387,8	2840,5	469,7	26,89
	0	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2356,7	389,7	2871,2	474,7	26,61
	7	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2427,9	401,4	2989,2	494,2	21,86
	7	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2446,9	404,6	2994,3	495,1	22,86
	7	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2426,4	399,7	2999,5	494,2	21,79
	7	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2436,0	402,8	3009,7	497,6	21,25
	7	2,76	2,78	2,77	0,02	6,03	2404,8	399,0	2948,2	489,2	21,89
	7	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2372,1	390,8	2944,7	485,1	23,61
	14	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2454,2	404,3	3052,4	502,9	18,93
	14	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2488,6	410,0	3067,8	505,4	20,43
	14	2,76	2,78	2,77	0,02	6,03	2442,0	405,2	3055,9	507,1	20,86
	14	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2468,9	406,8	3055,9	503,4	21,18
	14	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2418,7	398,5	3009,7	495,8	21,29
	14	2,76	2,79	2,78	0,03	6,05	2443,9	404,1	3037,0	502,1	21,25
	21	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2445,1	404,3	3062,6	506,4	19,71
	21	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2477,6	409,6	3076,3	508,7	20,14
	21	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2507,1	413,0	3083,1	507,9	22,57
	21	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2503,7	414,0	3079,8	509,2	21,86
	21	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2429,3	401,7	3023,4	499,9	22,86
	21	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2473,0	407,4	3054,1	503,2	20,43
	28	2,77	2,78	2,78	0,01	6,05	2491,4	411,9	3101,9	512,9	19,21
	28	2,77	2,80	2,79	0,03	6,09	2495,4	409,6	3112,2	510,9	21,00
	28	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2485,9	409,5	3088,3	508,8	21,68
	28	2,78	2,79	2,79	0,01	6,09	2502,6	410,8	3098,5	508,6	21,14
28	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2481,1	408,8	3100,3	510,8	20,25	
28	2,77	2,79	2,78	0,02	6,07	2479,0	408,4	3095,1	509,9	21,46	

φ = Diâmetro; Oval = Ovalização da seção transversal; So = Seção transversal (mm²); Fe = (Força de escoamento) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até o início da deformação plástica; Fr = (Força de ruptura) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até a ruptura. σ_e = (Limite de escoamento) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa) no início da deformação plástica; σ_r = (Limite de resistência a tração) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa); AL = Alongamento máximo.

Tabela 19 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 BOF-B.

AÇO	DIA	ϕ MÍN.	ϕ MÁX.	ϕ MÉD.	Oval.	So	Fe	σ_e	Fr	σ_r	AL
		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm ²]	[N]	[MPa]	[N]	[MPa]	[%]
1005 BOF-B	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2111,9	356,9	2633,7	445,0	29,50
	0	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2103,0	352,8	2632,0	441,5	29,86
	0	2,76	2,78	2,77	0,02	6,03	2084,2	345,9	2621,7	435,0	31,43
	0	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2070,0	344,7	2626,8	437,5	31,00
	0	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2075,2	345,6	2630,2	438,0	31,50
	0	2,76	2,78	2,77	0,02	6,03	2097,2	348,0	2630,2	436,5	31,54
	7	2,74	2,78	2,76	0,04	5,98	2163,6	361,6	2732,8	456,8	24,07
	7	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2131,7	355,0	2727,7	454,3	24,96
	7	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2181,1	363,2	2739,7	456,3	24,39
	7	2,74	2,77	2,76	0,03	5,96	2165,5	363,3	2736,3	459,0	24,43
	7	2,74	2,78	2,76	0,04	5,98	2171,6	363,0	2734,5	457,1	25,29
	7	2,74	2,77	2,76	0,03	5,96	2164,0	363,0	2724,3	457,0	25,11
	14	2,76	2,79	2,78	0,03	6,05	2171,1	359,0	2775,6	458,9	25,21
	14	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2163,1	360,2	2773,8	462,0	24,57
	14	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2200,9	367,9	2778,9	464,5	25,04
	14	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2196,1	367,1	2787,4	465,9	24,57
	14	2,74	2,77	2,76	0,03	5,96	2201,8	369,4	2787,4	467,6	23,43
	14	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2194,9	366,9	2775,6	463,9	22,93
	21	2,74	2,77	2,76	0,03	5,96	2198,1	368,7	2806,3	470,8	22,89
	21	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2166,2	360,8	2792,6	465,1	24,61
	21	2,74	2,78	2,76	0,04	5,98	2178,8	364,2	2789,2	466,2	22,96
	21	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2178,8	364,2	2794,3	467,1	22,86
	21	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2203,2	368,2	2797,7	467,6	23,86
	21	2,74	2,77	2,76	0,03	5,96	2196,3	368,4	2799,4	469,6	24,04
	28	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2193,7	365,3	2808,0	467,7	26,32
	28	2,76	2,79	2,78	0,03	6,05	2171,2	359,0	2804,6	463,7	25,64
	28	2,74	2,77	2,76	0,03	5,96	2209,8	370,7	2809,7	471,3	25,68
	28	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2205,5	368,6	2808,0	469,3	24,61
28	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2210,1	369,4	2814,8	470,5	25,61	
28	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2206,7	367,5	2811,4	468,2	25,00	

ϕ = Diâmetro; Oval = Ovalização da seção transversal; So = Seção transversal (mm²); Fe = (Força de escoamento) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até o início da deformação plástica; Fr = (Força de ruptura) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até a ruptura. σ_e = (Limite de escoamento) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa) no início da deformação plástica; σ_r = (Limite de resistência a tração) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa); AL = Alongamento máximo.

Tabela 20 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA.

AÇO	DIA	ϕ MÍN.	ϕ MÁX.	ϕ MÉD.	Oval.	So	Fe	σ_e	Fr	σ_r	AL
		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm ²]	[N]	[MPa]	[N]	[MPa]	[%]
1005 FEA	0	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2510,5	408,9	3150,7	513,1	22,18
	0	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2520,3	410,5	3140,9	511,5	22,54
	0	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2549,7	415,3	3150,7	513,1	22,61
	0	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2471,3	402,5	3111,5	506,8	22,96
	0	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2490,9	405,7	3140,9	511,5	23,07
	0	2,79	2,79	2,79	0,00	6,11	2510,5	410,9	3150,1	515,6	24,68
	7	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2647,8	431,2	3209,5	522,7	20,25
	7	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2559,5	416,9	3209,5	522,7	19,93
	7	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2618,4	426,4	3219,3	524,3	19,43
	7	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2559,5	416,9	3209,5	522,7	21,46
	7	2,79	2,81	2,80	0,02	6,16	2559,5	415,5	3200,1	519,5	21,79
	7	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2589,0	421,7	3229,1	525,9	22,39
	14	2,78	2,80	2,79	0,02	6,11	2638,0	431,7	3267,8	534,8	22,18
	14	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2628,2	428,0	3268,4	532,3	19,57
	14	2,78	2,80	2,79	0,02	6,11	2628,2	430,1	3238,4	530,0	19,75
	14	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2549,7	415,3	3209,5	522,7	21,36
	14	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2579,1	420,1	3219,3	524,3	21,25
	14	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2608,6	424,8	3238,9	527,5	19,79
	21	2,78	2,79	2,79	0,01	6,09	2628,2	431,6	3247,8	533,3	22,07
	21	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2618,4	426,4	3268,4	532,3	21,86
	21	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2647,8	431,2	3268,4	532,3	19,36
	21	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2589,0	421,7	3238,9	527,5	22,18
	21	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2638,0	429,6	3258,6	530,7	22,29
	21	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2647,8	431,2	3268,4	532,3	20,71
	28	2,78	2,80	2,79	0,02	6,11	2628,2	430,1	3258,0	533,2	19,21
	28	2,78	2,80	2,79	0,02	6,11	2696,8	441,4	3297,2	539,6	19,43
	28	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2638,0	429,6	3278,2	533,9	22,32
	28	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2628,2	428,0	3258,6	530,7	21,93
28	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2608,6	424,8	3238,9	527,5	21,46	
28	2,79	2,80	2,80	0,01	6,14	2647,8	431,2	3268,4	532,3	22,50	

ϕ = Diâmetro; Oval = Ovalização da seção transversal; So = Seção transversal (mm²); Fe = (Força de escoamento) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até o início da deformação plástica; Fr = (Força de ruptura) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até a ruptura. σ_e = (Limite de escoamento) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa) no início da deformação plástica; σ_r = (Limite de resistência a tração) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa); AL = Alongamento máximo.

Tabela 21 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA-BB.

AÇO	DIA	ϕ MÍN.	ϕ MÁX.	ϕ MÉD.	Oval.	So	Fe	σ_e	Fr	σ_r	AL
		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm ²]	[N]	[MPa]	[N]	[MPa]	[%]
1005 FEA-BB	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2203,7	372,4	2739,7	462,9	30,32
	0	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2199,1	370,3	2736,3	460,7	29,64
	0	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2198,7	370,2	2749,9	463,0	28,54
	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2204,5	372,5	2734,5	462,1	28,82
	0	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2184,3	366,4	2748,2	461,0	27,68
	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2165,0	365,8	2744,8	463,8	26,64
	7	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2284,9	386,1	2867,9	484,6	23,04
	7	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2247,1	379,7	2859,2	483,1	22,32
	7	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2304,8	389,4	2873,0	485,5	21,57
	7	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2301,0	386,0	2873,0	481,9	22,36
	7	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2272,2	381,2	2867,9	481,1	21,89
	7	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2276,0	381,8	2864,4	480,5	23,25
	14	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2290,8	385,7	2915,7	490,9	22,68
	14	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2306,4	388,3	2917,4	491,2	24,54
	14	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2323,3	392,6	2931,0	495,3	24,21
	14	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2315,4	391,3	2920,8	493,5	23,86
	14	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2287,7	385,2	2907,1	489,4	24,82
	14	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2283,1	385,8	2908,8	491,5	23,82
	21	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2315,1	391,2	2936,2	496,1	22,89
	21	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2325,8	393,0	2944,7	497,6	22,43
	21	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2319,2	391,9	2937,9	496,4	21,93
	21	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2328,9	393,5	2937,9	496,4	21,86
	21	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2319,6	390,5	2934,4	494,0	21,89
	21	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2315,2	391,2	2934,4	495,9	24,50
	28	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2310,3	390,4	2948,2	498,2	22,50
	28	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2326,6	393,1	2960,1	500,2	21,50
	28	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2343,6	396,0	2965,2	501,1	21,75
	28	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2335,3	393,2	2954,9	497,5	22,39
28	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2307,6	388,5	2944,7	495,8	22,86	
28	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2323,4	392,6	2954,9	499,3	22,82	

ϕ = Diâmetro; Oval = Ovalização da seção transversal; So = Seção transversal (mm²); Fe = (Força de escoamento) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até o início da deformação plástica; Fr = (Força de ruptura) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até a ruptura. σ_e = (Limite de escoamento) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa) no início da deformação plástica; σ_r = (Limite de resistência a tração) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa); AL = Alongamento máximo.

Tabela 22 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA-MB.

AÇO	DIA	ϕ MÍN.	ϕ MÁX.	ϕ MÉD.	Oval.	So	Fe	σ_e	Fr	σ_r	AL
		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm ²]	[N]	[MPa]	[N]	[MPa]	[%]
1005 FEA-MB	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2059,6	348,0	2556,8	432,0	28,04
	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2094,0	353,8	2580,7	436,1	27,54
	0	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2082,4	350,6	2577,3	433,9	27,75
	0	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2083,0	353,3	2570,4	435,9	29,50
	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2100,1	354,9	2567,0	433,8	27,64
	0	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2107,4	356,1	2570,4	434,3	28,46
	7	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2177,5	369,3	2712,3	460,0	24,00
	7	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2189,1	371,3	2724,3	462,0	22,00
	7	2,73	2,74	2,74	0,01	5,87	2179,0	370,9	2710,6	461,4	22,75
	7	2,74	2,75	2,75	0,01	5,92	2196,7	371,2	2717,4	459,2	22,46
	7	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2211,1	375,0	2714,0	460,3	25,43
	7	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2193,8	372,1	2717,4	460,9	25,32
	14	2,73	2,74	2,74	0,01	5,87	2222,3	378,3	2773,8	472,1	23,43
	14	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2239,6	379,8	2773,8	470,4	22,54
	14	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2197,5	372,7	2763,6	468,7	22,96
	14	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2196,8	369,9	2756,7	464,1	23,79
	14	2,73	2,74	2,74	0,01	5,87	2206,7	375,6	2760,2	469,8	23,39
	14	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2198,1	372,8	2756,7	467,5	25,36
	21	2,73	2,74	2,74	0,01	5,87	2209,7	376,1	2797,7	476,2	21,79
	21	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2221,8	376,8	2796,1	474,2	20,54
	21	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2198,3	372,8	2780,7	471,6	21,29
	21	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2209,9	374,8	2785,8	472,4	22,11
	21	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2194,8	372,2	2778,9	471,3	22,68
	21	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2217,9	376,1	2784,1	472,2	23,00
	28	2,73	2,74	2,74	0,01	5,87	2238,5	381,0	2808,0	478,0	22,04
	28	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2241,3	380,1	2811,4	476,8	21,86
	28	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2208,8	374,6	2797,7	474,5	22,32
	28	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2227,3	377,7	2796,1	474,2	24,29
28	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2213,8	375,4	2797,7	474,5	22,21	
28	2,73	2,75	2,74	0,02	5,90	2253,2	382,1	2814,8	477,4	23,43	

ϕ = Diâmetro; Oval = Ovalização da seção transversal; So = Seção transversal (mm²); Fe = (Força de escoamento) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até o início da deformação plástica; Fr = (Força de ruptura) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até a ruptura. σ_e = (Limite de escoamento) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa) no início da deformação plástica; σ_r = (Limite de resistência a tração) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa); AL = Alongamento máximo.

Tabela 23 – Dados dos ensaios de tração das amostras individuais do aço 1005 FEA-AB.

AÇO	DIA	φ MÍN.	φ MÁX.	φ MÉD.	Oval.	So	Fe	σ _e	Fr	σ _r	AL
		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm ²]	[N]	[MPa]	[N]	[MPa]	[%]
1005 FEA-AB	0	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2162,2	362,7	2717,4	455,9	30,57
	0	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2145,4	359,9	2708,9	454,4	30,04
	0	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2139,4	357,6	2708,9	452,8	30,39
	0	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2140,3	357,7	2714,0	453,6	31,14
	0	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2137,1	357,2	2717,4	454,2	30,25
	0	2,76	2,77	2,77	0,01	6,00	2156,4	359,1	2722,5	453,4	31,68
	7	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2222,1	372,8	2840,5	476,5	23,07
	7	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2215,6	371,7	2809,7	471,3	25,21
	7	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2218,6	372,2	2843,9	477,1	23,46
	7	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2221,1	371,2	2849,0	476,2	23,54
	7	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2253,2	376,6	2854,1	477,1	23,79
	7	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2222,7	371,5	2850,7	476,5	23,93
	14	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2264,3	381,2	2905,4	489,2	21,57
	14	2,74	2,76	2,75	0,02	5,94	2287,7	385,2	2915,7	490,9	21,82
	14	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2252,1	377,8	2902,0	486,8	22,89
	14	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2268,8	380,6	2907,1	487,7	22,39
	14	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2271,7	381,1	2903,7	487,1	22,71
	14	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2272,5	381,2	2907,1	487,7	23,89
	21	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2304,2	386,5	2956,7	496,0	22,32
	21	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2278,2	380,8	2922,5	488,5	22,71
	21	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2292,0	383,1	2927,7	489,3	21,71
	21	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2265,7	380,1	2922,5	490,3	24,18
	21	2,75	2,78	2,77	0,03	6,00	2288,8	381,2	2932,8	488,4	20,89
	21	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2283,3	381,6	2922,5	488,5	23,36
	28	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2289,4	384,0	2924,2	490,5	23,25
	28	2,75	2,76	2,76	0,01	5,96	2322,2	389,6	2954,9	495,7	24,46
	28	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2304,9	385,2	2941,3	491,6	24,39
	28	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2291,6	383,0	2951,6	493,3	22,57
28	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2306,8	385,6	2954,9	493,9	21,93	
28	2,75	2,77	2,76	0,02	5,98	2290,3	382,8	2946,4	492,5	23,61	

φ = Diâmetro; Oval = Ovalização da seção transversal; So = Seção transversal (mm²); Fe = (Força de escoamento) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até o início da deformação plástica; Fr = (Força de ruptura) - Carga máxima aplicada sobre a seção transversal até a ruptura. σ_e = (Limite de escoamento) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa) no início da deformação plástica; σ_r = (Limite de resistência a tração) - Tensão máxima aplicada na seção transversal (MPa); AL = Alongamento máximo.