

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

THIAGO KLEBER MENDES FERNANDES

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICA E ELÉTRICA DO AÇO
INOX TRATADO TÉRMICAMENTE

BELO HORIZONTE

2022

THIAGO KLEBER MENDES FERNANDES

**ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICA E ELÉTRICA DO AÇO GNO
TRATADO TÉRMICAMENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso do curso de Graduação em Engenharia de Materiais de Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Dr. Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2022

THIAGO KLEBER MENDES FERNANDES

**ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICA E ELÉTRICA DO AÇO GNO
TRATADO TÉRMICAMENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso do curso de Graduação em Engenharia de Materiais de Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em **10/02/2022**

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Wellington Lopes

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Profa. Dra. Úrsula do Carmo Resende

AGRADECIMENTOS

O desenvolvimento deste trabalho de conclusão de curso contou com a ajuda de diversas pessoas, entre as quais agradeço:

Ao professor orientador Wellington Lopes, que durante todo o trabalho esteve sempre presente, solícito e não medindo esforços para dar todo auxílio necessário para a elaboração do projeto.

A professora Ursula Resende do Departamento de Elétrica, que se mostrou sempre disposta a ajudar e disponibilizar todos os recursos do DEE necessários.

Ao meu primo Marcus Vinicius, Eng. Elétrico que fez a ponte com a professora Ursula, viabilizando a realização dos ensaios necessários.

A professora Elaine Carballo, que considero sem dúvidas uma das melhores profissionais do DEMAT, pelos ensinamentos ao longo dessa caminhada e por me conceder o privilégio de compor minha banca avaliadora, assim como a professora Ursula. O mundo precisa de mais professores como vocês três.

Aos professores do curso de Engenharia de Materiais que através dos seus ensinamentos permitiram que eu pudesse hoje estar concluindo este trabalho.

Aos meus pais que sempre colocaram a educação em primeiro lugar e me deram o privilégio de poder chegar até aqui.

Aos meus amigos do CEFET e da vida, que fizeram essa longa caminhada se tornar mais leve e possível.

RESUMO

Os aços de alto teor de silício, também reconhecidos pelos nomes de aços siliciosos, aços elétricos, aços de grão orientado (GO) e aços de grão não orientado (GNO) constituem uma opção comum para diversas aplicações que requeiram excelentes respostas eletromagnéticas destes materiais. No entanto, diversas são as variáveis que afetam as propriedades mecânicas e elétricas desses aços, como a composição química, aspectos microestruturais relacionados com o tamanho de grão, a orientação cristalográfica preferencial, dentre outros aspectos. Considerando essa necessidade quanto ao conhecimento do efeito do processamento termomecânico aplicado aos aços elétrico nas respostas elétricas e também mecânicas, este trabalho apresenta o estudo das respostas mecânica e elétrica de chapas de aço GNO submetidas ao recozimento em três temperaturas (900°C, 950°C e 1000°C), com o mesmo tempo de encharque (30 minutos), com e sem deformação plástica em tração. Os resultados indicaram que o acréscimo da temperatura de recozimento favoreceu o crescimento de grão em detrimento à resposta elétrica e à resistência mecânica nas chapas de aço sem deformação plástica em tração, podendo ser justificado pelo método de medição utilizado e condições iniciais das amostras. Já quando o aço GNO foi deformado plasticamente em tração após o recozimento os resultados indicam a tendência de aumento da resistividade elétrica com o acréscimo da temperatura de recozimento, com exceção da temperatura de 900°C que teve redução significativa.

Palavra-chave: Aço GNO, propriedades elétricas, propriedades mecânicas

ABSTRACT

High-silicon steels, also known as silicon steels, electrical steels, grain-oriented (GO) and grain-non-oriented (GNO) steels are a common option for many applications that require excellent electromagnetic responses. However, several variables affect the mechanical and electrical properties of these steels, such as chemical composition, microstructural aspects related to grain size, preferential crystallographic orientation. Considering the effect of thermomechanical processing applied to electrical steels on electrical and mechanical responses, this work presents the study of the mechanical and electrical responses of GNO steel sheets submitted to annealing at three temperatures (900°C, 950° C and 1000°C) with the same soaking time (30 minutes) with and without plastic deformation in tensile. The results revealed that the increase in annealing temperature promoted grain growth, reduction in electrical property and increase in the mechanical strength in samples without plastic deformation in tensile. This result can be associated with the measurement method and initial conditions of the samples. When the GNO steel was plastically deformed by tensile after annealing, the results indicated high electrical resistivity values with the increase in annealing temperature, except the temperature of 900°C, which had a significant reduction.

Keywords: Non oriented grain steel, electrical properties, mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Configuração do dipolo atômico para um material diamagnético com e sem a presença de um campo magnético.....	12
Figura 2 - Representação esquemática da densidade do fluxo “B” em função da intensidade do campo magnético “H” para materiais diamagnéticos e paramagnéticos.....	12
Figura 3 - Configuração do dipolo atômico com e sem um campo magnético externo para um material paramagnético.....	13
Figura 4 - Ilustração esquemática do alinhamento mútuo de dipolos atômicos para um material ferromagnético, o qual existirá mesmo na ausência de um campo magnético externa.....	14
Figura 5 - Efeito do Silício na resistividade do ferro.	17
Figura 6 - Efeito da porcentagem de Silício e da temperatura no comportamento dúctil ou frágil das ligas de Fe-Si.....	18
Figura 7 - Dependência da força coercitiva na redução no recozimento após a descarbonetação final.	22
Figura 8 - Mudança de estrutura microestrutural durante o processo de recozimento: (a) estado de recuperação (T = 400 °C / 30min); (b) nucleação de grão de ferrita (T = 550 °C / 5 min); (c) estado totalmente recristalizado (T = 600 °C / 15 min).....	23
Figura 9 - Evolução microestrutural, obtida por microscópio ótico do aço (a) 1% Si e (b) 2% Si com ataque metalográfico: Nital 2%.	24
Figura 10 - Influencia da temperatura de recozimento nas propriedades magnéticas de placas laminadas recozidas por 60min.	26
Figura 11 - Análise do comportamento de endurecimento por deformação do aço GNO.	27
Figura 12 - (a) Configuração do quadro de Epstein; (b) Seção de canto.	28
Figura 13 - (a) Quadro de Epstein; (b) circuito para o método Wattímetro.....	28
Figura 14 - Fluxograma dos experimentos realizados.....	30
Figura 15 - Fotomicrografia com resolução 100x da amostra recebida.....	33
Figura 16 - Fotomicrografia com resolução 100x da amostra recozida em T ₁ =900°C.	33
Figura 17 - Fotomicrografia com resolução 100x da amostra recozida em T ₂ =950°C.	34
Figura 18 - Fotomicrografia com resolução 100x da amostra recozida em T ₃ =1000°C.....	34
Figura 19 - Comparativo entre o tamanho de grão para as diferentes amostras.	35
Figura 20 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra recebida.....	35
Figura 21 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra tratada termicamente a 900°C.	36
Figura 22 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra tratada termicamente a 950°C.	36
Figura 23 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra tratada termicamente a 1000°C.....	36

Figura 24 - Gráfico tensão em função da deformação convencional para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.	37
Figura 25 - Gráfico da dureza vickers (HV) em função da temperatura para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.	38
Figura 26 - Gráfico da resistência em função da temperatura para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.	39
Figura 27 - Gráfico da resistividade em função da temperatura para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.	40

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades físicas e magnéticas típicas de diferentes chapas de Fe-Si	18
Tabela 2 - Condições para obter os processos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos durante o recozimento.....	23
Tabela 3 - Composição química da amostra recebida.	30
Tabela 4 - Diâmetro médio amostral dos grãos das amostras do aço GNO	34
Tabela 5 - Parâmetros obtidos no ensaio de tração, sendo: σ_y (MPa) = Limite de Escoamento, LRT (MPa) = Limite de Resistência à Tração e AU (%) = Alongamento Uniforme.....	37
Tabela 6 - Dureza Vickers média e desvio padrão obtidos para os estados como recebido e recozido a 900°C, 950°C e 1000°C.	38
Tabela 7 - Média amostral com o respectivo desvio padrão para a resistência elétrica e a resistividade para as amostras do aço GNO no estado como recebido e recozidas	39
Tabela 8 - Média amostral com o respectivo desvio padrão para a resistência elétrica e a resistividade para as amostras do aço GNO no estado como recebido e recozidas com posterior tração até instabilidade plástica.	41

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	9
2 OBJETIVO	10
2.1 Objetivo Geral.....	10
2.2 Objetivos Específicos.....	10
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	11
3.1 Propriedade magnéticas da matéria	11
3.1.1 Materiais diamagnéticos	11
3.1.2 Materiais paramagnéticos.....	12
3.1.3 Materiais ferromagnéticos.....	13
3.2 Propriedades elétricas	14
3.2.1 Corrente elétrica, resistência e resistividade	14
3.3 Metais e ligas para a indústria	15
3.3.1 Materiais magneticamente moles	16
3.3.1.1 Ligas de Ferro-Silício	16
3.3.1.1.1 <i>Ligas de ferro-silício de grão não orientado</i>	19
3.4 Tratamento térmico.....	20
3.4.1 Recozimento.....	20
3.4.1.1 Variáveis do crescimento de grão do aço GNO	21
3.4.1.2 Relação entre microestrutura e propriedades eletromagnéticas.....	25
3.4.1.3 Relação entre propriedade mecânicas e microestrutura.....	26
3.5 Método do quadro de Epstein.....	27
4 MATERIAIS E MÉTODOS	30
4.1 Material	30
4.2 Tratamento térmico de recozimento	31
4.3 Caracterização mecânica.....	31
4.4 Caracterização Microestrutural	31
4.5 Medida elétrica.....	32
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
5.1 Caracterização microestrutural	33
5.2 Propriedades mecânicas.....	35
5.3 Medidas elétricas	38
6 CONCLUSÃO	42
7 REFERÊNCIAS	43
ANTONIO, CLOVIS. RESISTÊNCIA. INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE SANTA CATARINA. FLORIANÓPOLIS, P. 1 - 12. 2020.	43
CALLISTER JR, W; RETHWISCH, D. CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS. 9. ED. RIO DE JANEIRO: LTC, P. 740 – 771, 2016.	43

1 INTRODUÇÃO

Com o aumento crescente da demanda por eletricidade e, conseqüentemente, o esgotamento dos combustíveis fósseis, cada vez se torna mais necessária a busca por fontes alternativas e equipamentos com maior eficiência energética. Uma das formas que se tem para aumentar a eficiência de dispositivos elétricos é a partir da redução das perdas intrínsecas de materiais utilizados em diversos componentes elétricos, sendo um dos materiais de destaque o grupo dos aços com alto teor de silício, como é o aço do aço de grão não orientado (GNO).

O aço de grão não orientado (GNO) comercialmente conhecido como aços siliciosos ou aços elétricos, consiste de chapas produzidas com o objetivo de obter propriedades eletromagnéticas específicas, sendo elas, alta permeabilidade magnética, alta saturação de magnetização, baixas perdas magnéticas com um custo relativamente baixo. Possíveis aplicações para esses aços compreendem chapas utilizadas em vários motores, transformadores e alternadores (Duarte, M. L.; Et. al., 2020).

Um dos fatores que está diretamente relacionado com as propriedades eletromagnéticas de um aço GNO é sua microestrutura, sendo o tamanho do grão uma variável importante em relação às perdas magnéticas. Uma das formas de controlar o tamanho de grão é por meio do tratamento térmico (Min et. Al, 2007).

Considerando essa abordagem, este trabalho pretende investigar a relação entre a temperatura de recozimento e as propriedades mecânica e elétrica de amostras do aço GNO quando submetido à realização de tratamentos térmicos de recozimento em três temperaturas.

2 OBJETIVO

2.1 Objetivo Geral

Investigar o efeito das condições de processamento termomecânico nas respostas mecânica e elétrica do aço GNO.

2.2 Objetivos Específicos

- a) Analisar o efeito da temperatura de recozimento na resistência mecânica e na resistividade do aço GNO;
- b) Investigar o comportamento mecânico e elétrico após a imposição de 3 temperaturas de recozimento;
- c) Averiguar o efeito combinado do aquecimento e da deformação plástica prévia na resistência mecânica e resistividade do aço GNO.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesse capítulo será realizado a revisão das pesquisas e das discussões de outros autores, que embasaram para a realização das partes práticas, introduzindo desde as propriedades magnéticas da matéria, até as relações necessárias entre microestrutura, propriedades mecânicas e elétricas do aço GNO, contribuindo teoricamente com os resultados apresentados ao final deste trabalho.

3.1 Propriedade magnéticas da matéria

As substâncias, em qualquer estado físico, possuem propriedades magnéticas e podem ser classificadas numa das seguintes categorias: materiais diamagnéticos; materiais paramagnéticos e materiais ferromagnéticos (VICENTE CHIAVERINI, 1996, p.421).

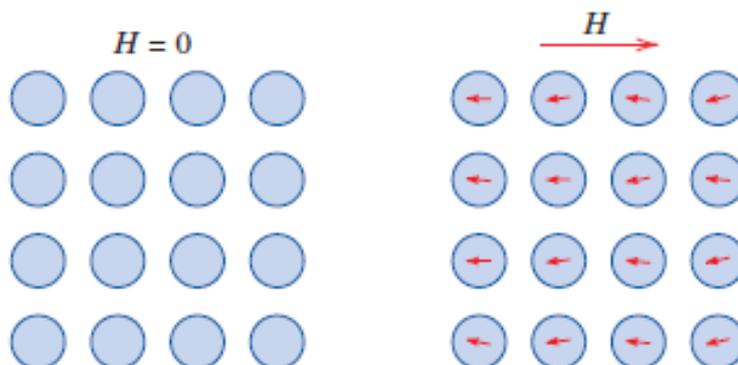
3.1.1 Materiais diamagnéticos

Diamagnetismo é uma forma muito fraca de magnetismo, que não é permanente e que persiste apenas enquanto um campo externo está sendo aplicado. Ele é induzido por uma mudança no movimento orbital dos elétrons causada pela aplicação de uma direção oposta à do campo aplicado. Dessa forma, a permeabilidade relativa μ_r é menor do que a unidade e a suscetibilidade magnética é negativa; ou seja, a magnitude do campo B no interior de um sólido diamagnético é menor do que o vácuo [...] (CALLISTER e RETHWISH, 2016, p.745).

Na Figura 1 estão ilustradas esquematicamente as configurações de dipolo magnético atômico para um material diamagnético, com e sem um campo externo; na figura, as setas representam os momentos de dipolo atômico [...] (CALLISTER e RETHWISH, 2016, p.745).

O diamagnetismo é uma propriedade inerente a todos os materiais e só não é detectável na presença de efeitos paramagnéticos ou ferromagnéticos mais intensos (HALLIDAY & RESNICK, 2016).

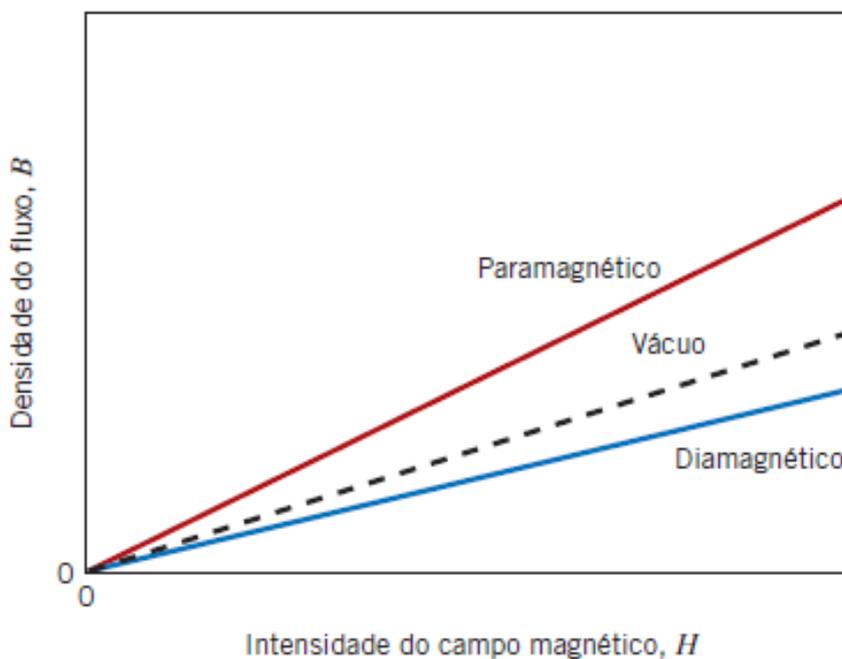
Figura 1 - Configuração do dipolo atômico para um material diamagnético com e sem a presença de um campo magnético.



Fonte: CALLISTER, 2016

A dependência de “B” em relação ao campo externo “H” para um material que exibe comportamento diamagnético está apresentada na Figura 2.

Figura 2 - Representação esquemática da densidade do fluxo “B” em função da intensidade do campo magnético “H” para materiais diamagnéticos e paramagnéticos.



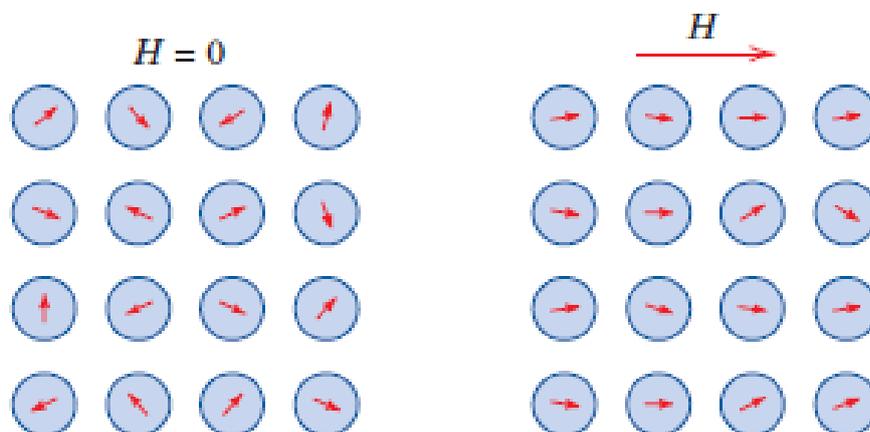
Fonte: CALLISTER, 2016

3.1.2 Materiais paramagnéticos

Em alguns materiais sólidos, cada átomo possui um momento de dipolo permanente em virtude de um cancelamento incompleto dos momentos magnéticos de spin e/ou orbital dos elétrons. Na ausência de um campo magnético externo, as orientações desses momentos magnéticos atômicos são aleatórias, de modo que

uma peça do material não apresenta nenhuma magnetização macroscópica resultante. Esses dipolos atômicos estão livres para girar; o paramagnetismo resulta quando eles se alinham de alguma maneira preferencial, por rotação, com um campo externo, como está mostrado na Figura 3. Esses dipolos magnéticos são acionados individualmente, sem nenhuma interação mútua entre dipolos adjacentes. Como os dipolos se alinham com o campo externo, eles aumentam, gerando a permeabilidade relativa μ_r que é maior que a unidade, e a suscetibilidade magnética que, apesar de ser relativamente pequena, é positiva. As suscetibilidades para os materiais paramagnéticos variam entre aproximadamente 10^{-5} e 10^{-2} (CALLISTER e RETHWISH, 2016, p.745).

Figura 3 - Configuração do dipolo atômico com e sem um campo magnético externo para um material paramagnético.



Fonte: CALLISTER, 2016

3.1.3 Materiais ferromagnéticos

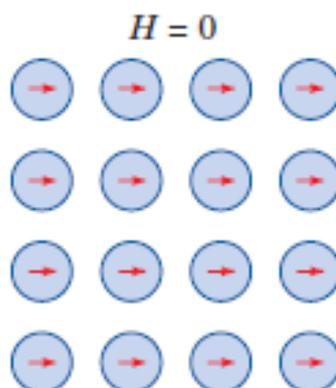
Certos materiais metálicos apresentam um momento magnético permanente na ausência de um campo externo, e manifestam magnetizações muito grandes e permanentes. Essas são características do ferromagnetismo e são exibidas pelos metais de transição a seguir: ferro (como ferrita α CCC), cobalto, níquel e algumas terras raras, tal como o gadolínio (Gd). São possíveis suscetibilidades magnéticas tão elevadas quanto 10^6 para os materiais ferromagnéticos. Consequentemente " H " \ll " M " e, podemos escrever (CALLISTER e RETHWISH, 2016, p.746):

$$B \cong \mu_0 M \quad (1)$$

O fato do ferromagnetismo só ser observado nos 4 elementos citados não é acidental. Esses elementos de transição são caracterizados por possuírem órbitas de alta densidade eletrônica não saturadas (órbitas d e f), de modo que tal equilíbrio

não se verifica. A teoria moderna, baseada na mecânica quântica, estabelece que, em determinadas condições, o estado de mínima energia nessas órbitas ocorre quando há uma preponderância de spins sobre antiparalelos. Essas condições são: 1) que o material esteja no estado sólido; 2) que a relação entre as distâncias interatômicas e os raios das órbitas citadas esteja dentro de certos limites (HALLIDAY & RESNICK, 2016).

Figura 4 - Ilustração esquemática do alinhamento mútuo de dipolos atômicos para um material ferromagnético, o qual existirá mesmo na ausência de um campo magnético externa.



Fonte: CALLISTER, 2016

3.2 Propriedades elétricas

Vários equipamento e utensílios presentes no dia a dia das pessoas dependem das propriedades elétricas dos materiais para serem utilizados. Dessa forma compreender o comportamento elétrico do material é fundamental para qualquer projeto de engenharia.

3.2.1 Corrente elétrica, resistência e resistividade

Segundo Rafael Helerbrock, a corrente elétrica é o movimento de cargas elétricas, como os elétrons, que acontece no interior de diferentes materiais, em razão da aplicação de uma diferença de potencial elétrico. A corrente de elétrica é a grandeza física que nos permite conhecer qual é a quantidade de carga que atravessa a secção transversal de um condutor a cada segundo.

De acordo com Halliday, embora uma corrente elétrica seja um movimento de partículas carregas, nem todas as partículas carregadas que se movem produzem uma corrente elétrica. Para que uma superfície seja atravessada por uma corrente elétrica, é preciso que haja um fluxo líquido de cargas através da superfície.

A corrente elétrica pode ser calculada pela razão entre o módulo da carga elétrica que atravessa um condutor pelo intervalo de tempo. No caso dos metais a corrente elétrica pode ser calculada pela função do número de elétrons que atravessam a cada segundo, conforme mostra a equação 2.

$$i = \frac{n \cdot e}{\Delta t} \quad (2)$$

Sendo: n – número de elétrons, e – carga elétrica fundamental ($e = 1,6 * 10^{-19}C$), Δt – intervalo de tempo (S)

A resistência elétrica, é considerado a oposição a corrente elétrica, devido ocorrer colisões e fricções entre os elétrons livres e outros elétrons, íons e átomos no curso do movimento, convertendo a energia elétrica fornecida em calor, aumentando a temperatura do componente elétrico e do meio circundante (CLOVIS ANTONIO,2020).

Segundo Halliday, a resistência é uma propriedade de um componente e a resistividade é uma propriedade de um material. A resistividade é uma propriedade que define o quanto um material opõe-se à passagem de corrente elétrica, de forma que quanto maior for a resistividade elétrica de um material, mais difícil será a passagem da corrente elétrica.

A relação entre resistência elétrica e resistividade pode ser observado na equação 3.

$$\rho = R \frac{l}{A} \quad (3)$$

onde: R = resistência elétrica do material ($m\Omega$), l = comprimento do material (mm) e

A = área da seção transversal (mm^2).

3.3 Metais e ligas para a indústria

De acordo com Vicente Chiaverini costuma-se dividir os materiais magnéticos para a indústria elétrica em dois grupos:

Materiais de alta permeabilidade e baixa força coerciva, ou materiais magneticamente moles.

Materiais de alta força coesiva, magneticamente duros, ou imãs permanentes. Neste grupo, a permeabilidade não é uma característica importante.

As designações, magneticamente mole e duro, apesar de não se destinarem a descrever a dureza mecânica desses materiais, mas sua resistência à desmagnetização, de um modo geral, também representa seu comportamento mecânico (VICENTE CHIAVERINI, 1996, p.429).

Como esse trabalho abordara um aço que se encontra no grupo dos materiais magneticamente moles, o foco será apenas no primeiro grupo.

3.3.1 Materiais magneticamente moles

Este é o grupo mais importante dos materiais magnéticos. Trata-se de materiais que necessitam ter alta intensidade de saturação, alta permeabilidade e uma força coerciva bem pequena. A remanência pode ser baixa ou alta, conforme o tipo de aplicação. Por exemplo, num relé sensível, de desligamento rápido, necessita-se um material de baixa remanência, para produzir o agarramento quando se corta o campo magnetizante. Na aplicação em corrente alternada necessita-se de ligas de baixa histerese e de alta resistividade para diminuir a perda do núcleo (VICENTE CHIAVERINI, 1996, p.430).

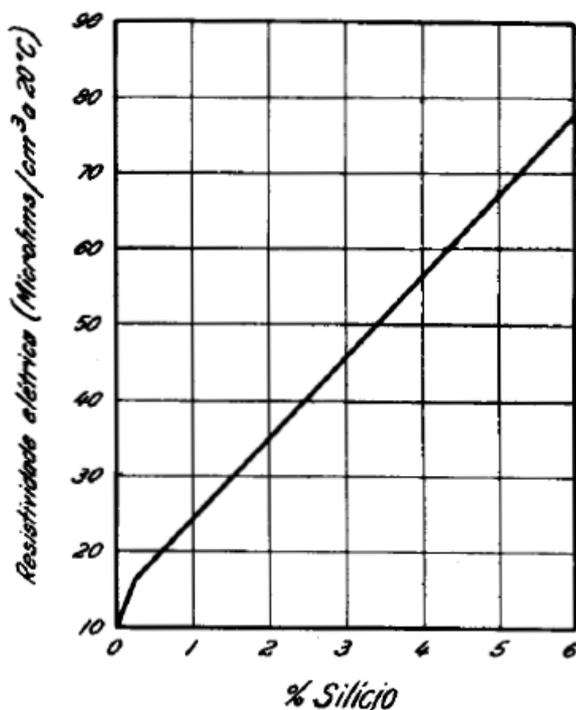
Dentre os materiais magneticamente moles os mais comuns são o ferro, níquel e cobalto, desses o ferro puro apresenta melhores características magnéticas, porém seu preço é muito elevado e se torna inviável a utilização dessa forma, o níquel e o cobalto apresentam propriedades piores e um preço ainda mais elevado.

Dessa forma se torna interessante para tais aplicações o uso de ligas, afim de ter boas propriedades eletromagnéticas com um custo praticável. Dessas ligas, existem três que se destacam: as ligas, ferro-silício, ferro-níquel e ferro cobalto. Sendo a primeira a mais importante e que será abordada nesse estudo.

3.3.1.1 Ligas de Ferro-Silício

Segundo Vicente Chiaverini (1996) essa são as ligas de maior consumo na indústria de produtos elétricos. As adições de silício ao ferro aumentam consideravelmente sua resistividade, como mostra na Figura 5, portanto diminui a perda do núcleo. O silício diminui a intensidade de saturação do ferro, mas não afeta apreciavelmente a permeabilidade e a perda por histerese.

Figura 5 - Efeito do Silício na resistividade do ferro.

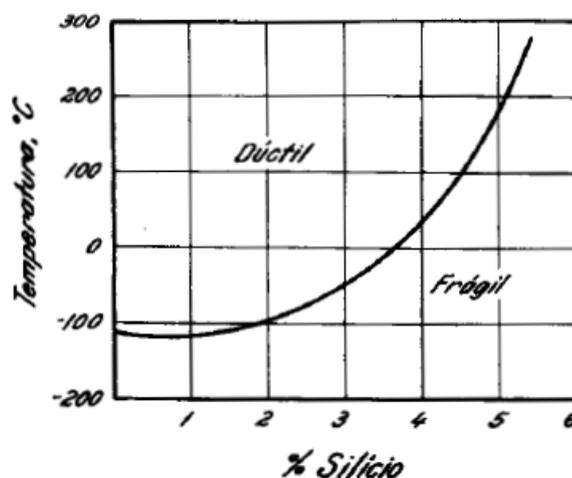


Fonte: VICENTE CHIAVERINI, 1996

De acordo com Vicente Chiaverini (1996), alguns cuidados devem ser levados em conta, pois a adição de Silício do ponto de vista das propriedades mecânicas acima de certos teores torna o material frágil e difícil de ser trabalhado, como pode ser observado na Figura 6 isso depende da temperatura. Cada composição tem uma temperatura mínima necessária para o trabalho mecânico. Por exemplo para a temperatura ambiente temos que o teor máximo de Silício é de 3,5%.

Uma das ligas mais importantes desta categoria é o Hipersil, com 3,25% do Si. As ligas Fe-Si, com este teor de silício apresentam a anisotropia magnética do ferro puro, de modo que, com sequências de encruamentos críticos por laminação e recristalização controlada, a maioria dos grãos fica com um plano (100) no plano da laminação e com uma direção [100] na direção da laminação (VICENTE CHIAVERINI, 1996, p.431).

Figura 6 - Efeito da porcentagem de Silício e da temperatura no comportamento dúctil ou frágil das ligas de Fe-Si.



Fonte: VICENTE CHIAVERINI, 1996

Tabela 1 - Propriedades físicas e magnéticas típicas de diferentes chapas de Fe-Si

Teor aproximado de Si, %	Tipo ou marca	Resistividade de micro-ohms-cm	Perda de núcleo máxima (Watts-Kg em ciclos)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento em 25mm %
0,25/0,30	"Campo"	28	5,1
0,50/0,60	"Armadura"	28	3,4	300	25
1,25/1,50	"Elétrico"	44	3,7	340	22
2,50/2,75	"Motor"	44	2,5	465	14
2,75/3,25	"Dinâmo"	50	2,1
3,25/3,50	"Hipersil"	50	2,1	480	12
3,60/4,00	"Transformador 72"	52	1,58	550	8
4,00/4,25	"Transformador 65"	58	1,43	495	6
4,25/4,50	"Transformador 58"	60	1,27	520	5
4,50/4,5	"Transformador 52"	60	1,15	480	5

Fonte: VICENTE CHIAVERINI, (1996)

Pode-se observar na Tabela 1 alguns tipos de ligas de Fe-Si que são fabricadas em forma de chapas e suas aplicações, sendo elas de acordo com Vicente Chiaberini (1996):

Motores fracionários de baixo custo, para uso intermitente;

Motores fracionários e peças polares e outros circuitos magnéticos de alta permeabilidade;

Motores e geradores de melhor qualidade. Transformadores pequenos para uso intermitente, reatores, medidores elétricos, peças polares laminadas.;

Transformadores de alta eficiência, para redes de distribuição;

Todos os tipos de transformadores, para redes de distribuição e máquinas elétricas de alta eficiência.

As ligas de ferro-silício para fins elétricos são produzidas em forma de chapas laminadas a frio e recozidas, em dois tipos: as de grão orientado (GO) e grão não-orientado (GNO).

Segundo a Aparam as ligas de grão orientado apresentam baixa perda elétrica e elevada permeabilidade magnética, e são aplicadas em núcleos de transformadores e geradores de potência.

3.3.1.1.1 Ligas de ferro-silício de grão não orientado

Os aços de grãos não orientados (GNO) são produzidos por laminação a frio e são tratados termicamente por recozimento, segundo Vicente Chiaverini (1996) eles apresentam excelentes permeabilidade em altas induções, baixo valor médio de perdas magnéticas e nelas pode ser aplicado um revestimento isolante. Esses aços são empregados em amplificadores magnéticos, transformadores de potência e distribuição, geradores para usinas hidroelétricas, pequenos motores de corrente contínua e motores de corrente alternada de tamanho médio, medidores de energia, transformadores reguladores de tensão, transformadores para aparelhos de rádio e televisão, transformadores para máquinas de soldagem, motores para aparelhos eletro domésticos, reatores de lâmpadas fluorescente, peças polares, núcleos de reles.

Considerando a vasta gama de aplicações para fins elétricos e magnéticos que os aços GNO são empregados é de grande interesse da indústria e da sociedade compreender cada vez mais esse material e dessa forma poder trabalhar em cima do mesmo a fim de produzir as características e as propriedades desejáveis.

Segundo Sahoo et. al. (2018), os aços de grão não orientado variam o teor de silício em até 2,5% e podem apresentar ou não Al em sua composição, sua perda de histerese diminui com o aumento da porcentagem de Si.

De acordo com Colpaert (2008), para garantir alta permeabilidade magnética e baixa perda de potência por histerese, esses materiais têm teor de carbono abaixo de 30ppm e quantidade mínima de inclusões não-metálicas e mínima densidade de discordâncias, pois esses constituintes prejudicam o movimento das paredes de domínio magnético.

Para materiais usados para fins elétricos e magnéticos é desejável que os mesmos tenham boas propriedades eletromagnéticas, com o objetivo de aumentar o desempenho e diminuir as perdas dos produtos finais. Algumas maneiras de obter as propriedades magnéticas desejáveis é através de alguns fatores como a purificação do aço e controle dos elementos de liga, orientação e tamanho do grão, além do processo de recristalização secundário, (Duarte et. Al., 2020).

Uma das formas de adquirir o tamanho de grão com as propriedades desejáveis é por meio do controle das variáveis no tratamento térmico.

3.4 Tratamento térmico

O modo mais comum de alterar as propriedades mecânicas, físicas e mesmo químicas dos aços é com uso do emprego de tratamento térmicos. Dentre os diferentes tipos de tratamentos térmicos, os mais comuns são o recozimento, normalização, a têmpera e o revenimento (Colpaert, 2008, p.178).

3.4.1 Recozimento

O recozimento, por vezes denominado recozimento pleno, consiste no aquecimento do aço até acima ou dentro da zona crítica (recozimento Intercrítico), seguido de um esfriamento lento (dentro do forno, por exemplo) (Colpaert, 2008, p.256).

Segundo Colpaert (2008), este tratamento normalmente é empregado com o objetivo de restituir o material as propriedades alteradas por um tratamento mecânico ou térmico anterior ou refinar e/ou homogeneizar estruturas brutas de fusão.

O recozimento “apaga”, por assim dizer, as estruturas resultantes de tratamento térmicos ou mecânicos anteriormente sofridos pelo material porque, ao passar pela zona crítica, ocorrem a nucleação e crescimento de novos grãos de austenita, qualquer que seja a microestrutura apresentada pelo material antes do aquecimento. Posteriormente, esta austenita se decompõe em condições de resfriamento lento (Colpaert, 2008, p.256).

3.4.1.1 Variáveis do crescimento de grão do aço GNO

Cada vez mais se torna importante para a ciência dos materiais criar uma modelagem entre processamento, estrutura e desempenho de um material. E umas das formas de isso ocorrer é a partir de estudos sobre a microestrutura do material. Portanto, é importante controlar a microestrutura final do aço em termos de grão, textura e homogeneidade microestrutural afim de proporcionar ao material as propriedades eletromagnéticas que são desejáveis.

Y. Sidor, F. Kovac e T. kvackaj, (2006) avaliaram a relação entre o fenômeno de transporte de calor e o crescimento de grãos no processo de recozimento dos aços GNO, porém, sabe-se da dificuldade para avaliar como a microestrutura se desenvolve durante o recozimento final, o crescimento anormal de certos tipos de grãos as custas de outros depende das propriedades dos limites dos grãos e as forças motrizes para o crescimento.

De acordo com Y. Sidor, F. Kovac e T. kvackaj, (2006) a transferência de calor por condução em uma placa de aço pode ser modelada como um problema unidimensional, conforme mostra em:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = a \frac{(\partial^2 \theta)}{\partial x^2}$$

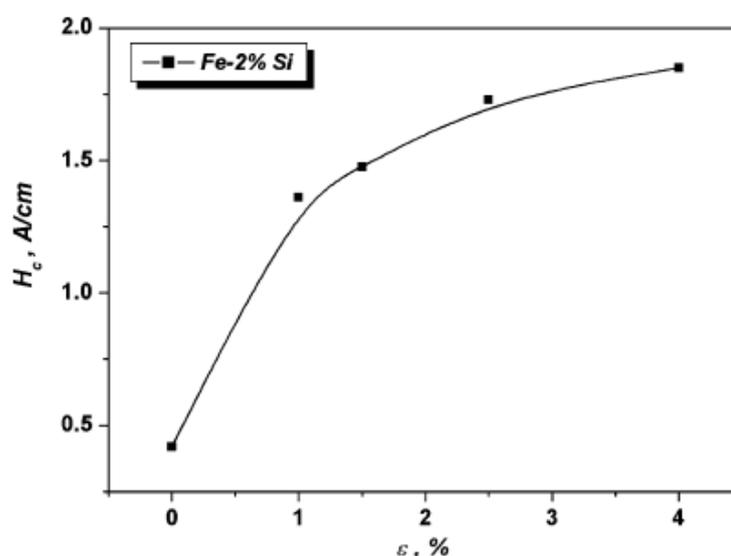
$$\theta = T(x, t) - T_0 \quad (4)$$

Onde T_0 é a temperatura ambiente, “a” é a difusividade térmica, “x” é a direção ao longo da espessura, e “t” corresponde ao tempo de recozimento. O coeficiente de transferência foi determinado experimentalmente usando uma serie de medições de temperatura.

O aumento no número de vacância e deslocamentos de treliças fazem com que as propriedades magnéticas do material mudem durante a descarburização no processo de recozimento. Essas propriedades se aproximam de seus valores originais durante o recozimento devido à interação e à redistribuição das discordâncias e os defeitos da rede. Aumento na densidade de discordâncias produzido pelo tempo de aquecimento causa mudanças significativas na força coercitiva, (Sidor, F. Kovac e T. kvackaj, 2006).

Na Figura 7 é mostrada a mudança da força coercitiva em função do tempo de recozimento.

Figura 7 - Dependência da força coercitiva na redução no recozimento após a descarbonetação final.



Fonte: Y. Sidor, F. Kovac e T. kvackaj, 2006

De acordo Y. Sidor, F. Kovac e T. kvackaj (2006) as curvas na Figura 8 caracterizam a liberação de energia armazenada no material durante o TT e essa energia é liberada pelos processos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos. Foi determinado o limite entre esses processos durante o recozimento, mostrado na Tabela 2.

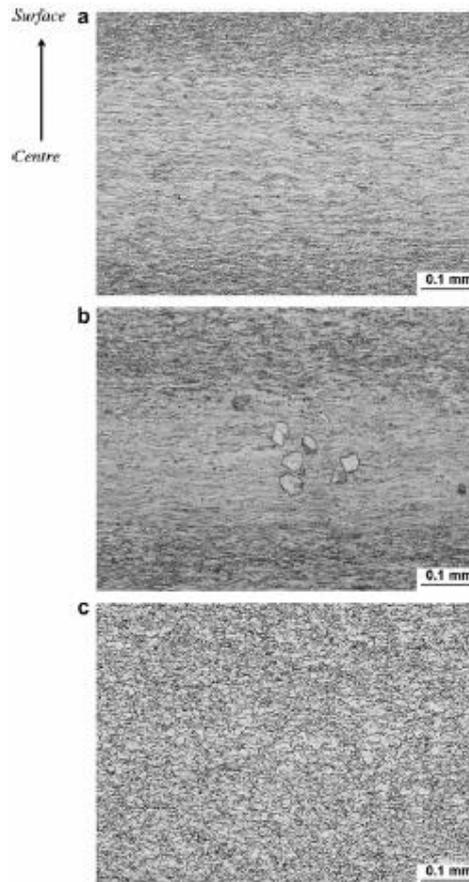
No processo de recuperação há a diminuição do valor da força coercitiva e nesse processo os átomos se deslocam para configurações de energia mais baixa, a recristalização então vem a ocorrer no processo de restauração. Há 600 °C / 15 min a matriz ferrítica é totalmente recristalizada e a alta temperatura (800 °C) resulta no crescimento de grãos, na Figura 8 é possível observar cada um desses processos.

Tabela 2 - Condições para obter os processos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos durante o recozimento

Process	T (°C)	t (min)	Annealing atmosphere	Cooling condition
Recovery	400	30	Ar	Air cooling
Nucleation	550	5		
Recrystallization	600	15		
Grain growth	800	1.5	Wet NH_3	
	800	3		
	800	5		

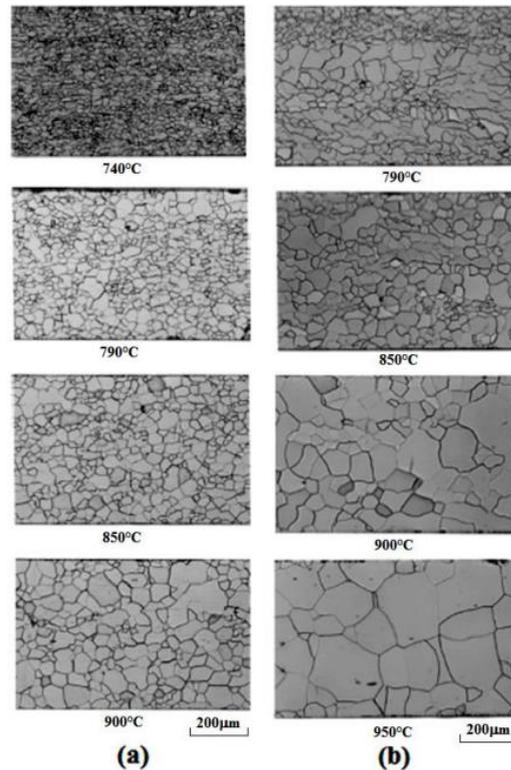
Fonte: Y. Sidor, F. Kovac e T. kvackaj, 2006

Figura 8 - Mudança de estrutura microestrutural durante o processo de recozimento: (a) estado de recuperação ($T = 400$ °C / 30min); (b) nucleação de grão de ferrita ($T = 550$ °C / 5 min); (c) estado totalmente recristalizado ($T = 600$ °C / 15 min).



Fonte: Y. Sidor, F. Kovac e T. kvackaj, 2006

Figura 9 - Evolução microestrutural, obtida por microscópio ótico do aço (a) 1% Si e (b) 2% Si com ataque metalográfico: Nital 2%.



Fonte: PARK & SZPUNAR, 2005

Na figura 9 é possível observar o efeito da porcentagem de Si na amostra, assim como o efeito da temperatura de recozimento, em relação ao tamanho de grão final.

O número e o tamanho de grãos geralmente aumentam conforme a temperatura de recozimento aumenta. No entanto, a recristalização ocorre de modo heterogêneo. Observou-se que alguns grãos deformados são completamente consumidos por novos grãos, enquanto outros grãos deformados são parcialmente substituídos por novos grãos ou mesmo permanecem recuperados sem qualquer nucleação. Observou-se ainda que na amostra a 740 °C a falta de homogeneidade, concluindo que cada grão recristaliza independente do outro com cinética diferente. Além disso, os tamanhos de grãos recristalizados são consideravelmente diferentes, dependendo de qual grão deformado foi nucleado, isso pode ser associado ao mecanismo de nucleação, (Park e Szpunar, 2005).

3.4.1.2 Relação entre microestrutura e propriedades eletromagnéticas

De acordo com Min et. al., (2007) o parâmetro fundamental que influencia a propriedade magnética é o tamanho do grão, se outros parâmetros como espessura da placa, variedade das impurezas, orientações do cristal, estresse interno e suas distribuições forem os mesmos.

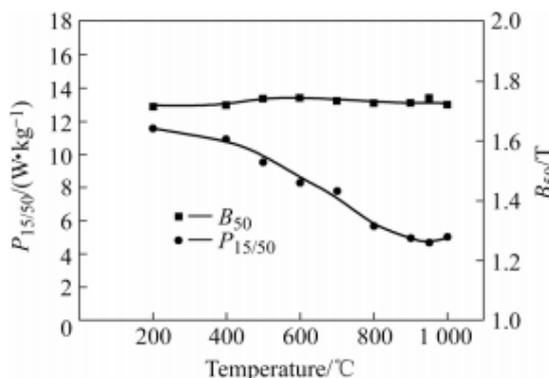
Na Figura 10 é possível observar a relação entre as propriedades magnéticas das placas e as diferentes temperaturas que foram utilizadas no estudo.

Nas temperaturas abaixo da temperatura de reconstrução (400 °C) as propriedades magnéticas variam de forma ligeira. Com o aumento da temperatura, passando pela faixa de recristalização, que ocorre em torno dos 600 °C, há uma queda gradual das perdas magnéticas por histerese, chegando no seu vale na temperatura em torno de 950 °C, após é observado o aumento das perdas magnéticas.

De acordo com Min et. al. quando os grãos crescem, as áreas de contornos de grão diminuíram, essa diminuição resulta na decrescente perda por histerese (P_h).

Com o estudo de Min et. al., (2007) é possível concluir que o aumento da temperatura de recozimento junto com a extensão do tempo de recozimento, recuperação, recristalização e o crescimento do grão, resulta na melhora das propriedades mecânicas, existindo um tamanho de grão crítico que pode fazer a perda de ferro ser menor. Conclui-se também que a temperatura influencia mais nas propriedades do que o tempo de recozimento e que com o aumento da taxa de aquecimento essas propriedades também são melhoradas.

Figura 10 - Influencia da temperatura de recozimento nas propriedades magnéticas de placas laminadas recozidas por 60min.



Fonte: Min, LIN et. al., 2007

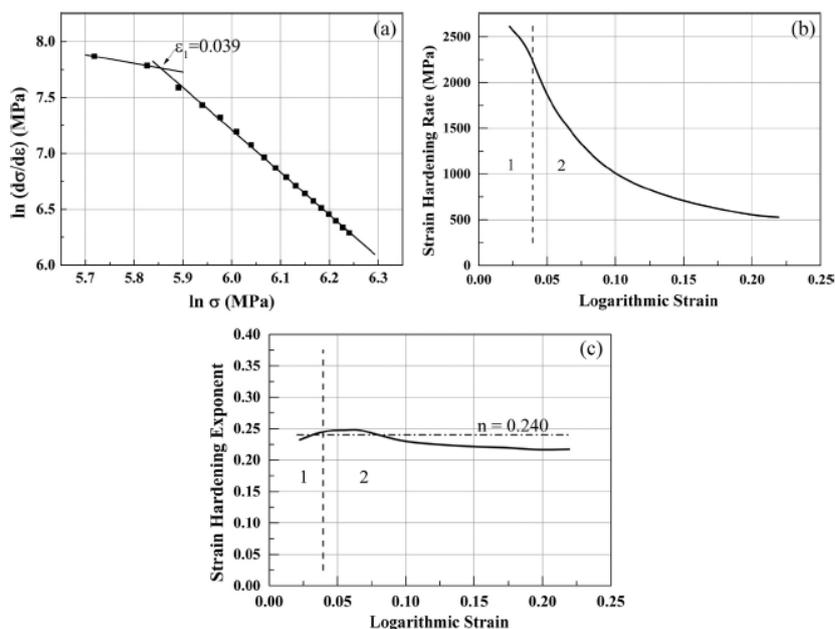
3.4.1.3 Relação entre propriedade mecânicas e microestrutura

Soares, Gonzalez e Santos (2016) realizaram testes e análises com o objetivo de correlacionar as características microestrutura e mecânicas do aço GNO. Foram realizados ensaios de tração a temperatura ambiente, sendo o endurecimento por deformação plástica (encruamento) caracterizado por meio do método de Crussard-Jaol. A microestrutura foi analisada por microscopia óptica, ensaios de difração de raios X (DRX) e quantificação de fase por Rietveld.

Na Figura 11 é mostrada a evolução o encruamento do aço GNO.

Segundo Soares, Gonzalez e Santos (2016), a curva $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ (Fig. 10 a), exibe uma mudança de inclinação em $\varepsilon_1 = 0,039$, dividindo o comportamento de endurecimento por deformação em dois distintos estágios. Estágio 1 onde a taxa de endurecimento diminui significativamente após início da deformação plástica e o estágio 2 onde no final do alongamento uniforme, a taxa de endurecimento diminui em uma taxa cada vez menor. Foi observado que a deformação constante tem relação linear com a degradação das propriedades magnéticas.

Figura 11 - Análise do comportamento de endurecimento por deformação do aço GNO.



Fonte: Soares, Gonzalez e Santos, 2016

3.5 Método do quadro de Epstein

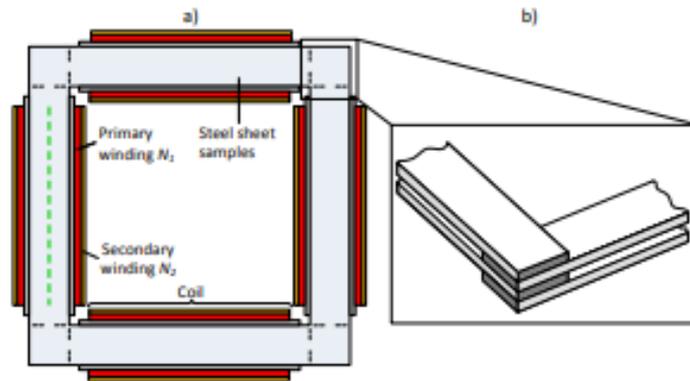
Esse método é fundamental para avaliar o desenvolvimento magnético dos materiais laminados e recozidos. Com esse método é possível mensurar as propriedades eletromagnéticas dos materiais, sendo as perdas por histerese umas delas.

Segundo Freitag, C.; Joost, C. e Leibfried, T. (2014), existem dois sistemas de medição estabelecidos para investigar as características de um aço elétrico, sendo eles o quadro de Epstein e o teste de folha única. Ambos os sistemas e suas funcionalidades são descritos pelas normas IEC 60404-2 e IEC 60404-3.

De acordo com a norma IEC 60404-2 (2008), o quadro de Epstein é aplicável a corpos de prova obtidos a partir de chapas de aço elétrico e tiras de qualquer grau. As características magnéticas em corrente alternada são determinadas para a indução de tensões sinusoidais, para valores de pico especificados de polarização magnética para uma frequência específica.

O método Epstein consiste em quatro bobinas, cada uma com enrolamento primário e secundário e todos os enrolamentos são conectados em série, tendo o corpo de prova a ser testado como núcleo, como observado na figura 12, (Freitag, C.; Joost, C. e Leibfried, T., 2014).

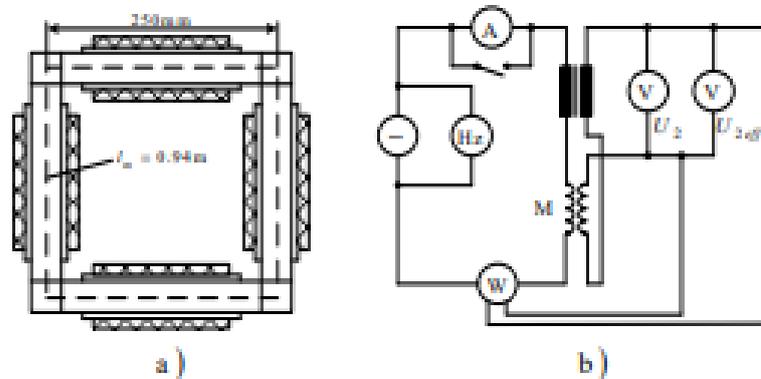
Figura 12 - (a) Configuração do quadro de Epstein; (b) Seção de canto.



Fonte: Freitag, C.; Joost, C. e Leibfried, T. (2014)

As perdas de potência, segundo Koprivica, B.; Milovanovic, A. e Plazinic, M. (2012) podem ser medidas por meio de um wattímetro, com precisão de $\pm 0,5\%$, conforme observado na figura 13, no qual são utilizadas corrente primária e tensão secundária, fazendo com que o quadro de Epstein se comporte como um transformador sem carga. A perda de potência, P_C pode ser calculada conforme a equação 11, a perda de potência específica P_S , de acordo com a equação 12.

Figura 13 - (a) Quadro de Epstein; (b) circuito para o método Wattímetro.



Fonte: Koprivica, B.; Milovanovic, A. e Plazinic, M. (2012)

$$P_C = \frac{N_1}{N_2} * P_m - \frac{(1,111 * |\overline{v}_2|)^2}{R_i} \quad (11)$$

Onde: N_1 é o número de voltas do enrolamento primário, N_2 é o numero de voltas do enrolamento secundário, P_m é a leitura do wattímetro em watts, R_i é a resistência total dos instrumentos no circuito secundário em ohms e $|\overline{v}_2|$ é a tensão secundaria média em volts.

$$P_S = \frac{P_C * 4 * l}{m * l_m} \quad (12)$$

Onde: l é o comprimento da amostra em metros, l_m é o comprimento médio do caminho magnético = 0,94 (valor constante) e m é a massa da amostra em quilograma.

De acordo com Koprivica, B.; Milovanovic, A. e Plazinic, M. (2012), a reprodutividade dos resultados obtidos com medições seguras tem um desvio padrão de 1,5% para medição de material de grão não orientando de até 1.5.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

Este trabalho utilizou chapas de aço GNO com espessura de 0,40mm cuja composição química é apresentada na tabela 3.

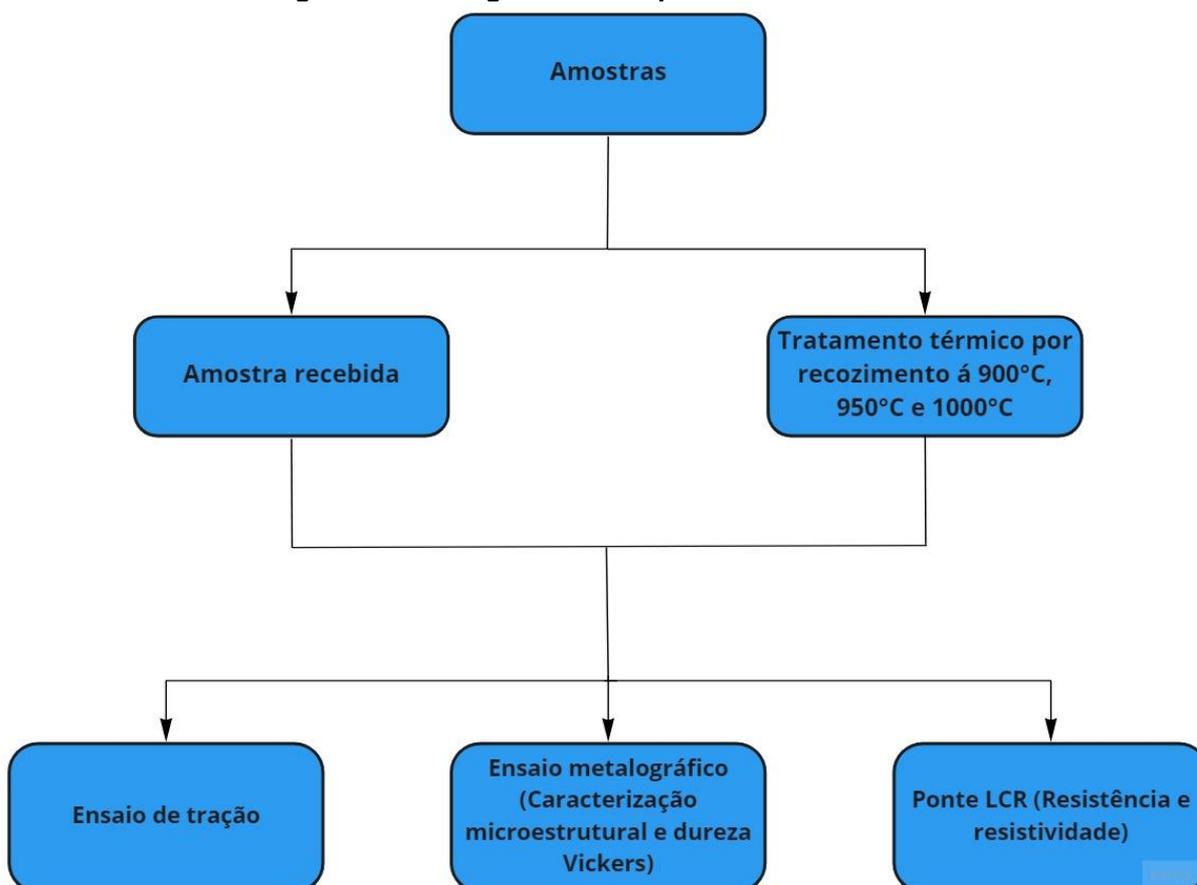
Tabela 3 - Composição química da amostra recebida.

Elemento	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	Al %
Teor	0,0021	0,4206	2,0620	0,0257	0,0009	0,1967	0,0266	0,0093	0,0021

Fonte: Elaborado pelo autor

A rota dos experimentos realizados pode ser observada e melhor compreendida na figura 14.

Figura 14 - Fluxograma dos experimentos realizados.



Fonte: Elaborado pelo autor

4.2 Tratamento térmico de recozimento

O tratamento térmico de recozimento foi realizado em um forno do tipo mufla da marca Analógica modelo AN122 com o objetivo de proporcionar diferentes valores de tamanho de grão nas chapas do aço GNO. Neste caso, foram escolhidos três valores de temperatura: 900°C, 950°C e 1000°C durante tempo de encharque de 30 minutos com posterior resfriamento no interior do próprio forno.

4.3 Caracterização mecânica

As propriedades mecânicas do aço GNO foi investigada mediante a realização de ensaios de tração na máquina universal de ensaios Instron 5982 com sistema de aquisição de dados Blue Hill 3 e extensômetro mecânico do tipo agulhas com abertura inicial de 25mm. Os corpos de prova de tração foram confeccionados de acordo com a norma ASTM E-8.

Para cada condição do aço GNO foram utilizados dois corpos de provas, ou seja, para as amostras sem tratamento térmico, amostras recozidas com $T_1 = 900^\circ\text{C}$, $T_2 = 950^\circ\text{C}$ e $T_3 = 1000^\circ\text{C}$.

Por fim, fez-se ainda o ensaio de microdureza Vickers nas amostras que foram utilizadas na caracterização microestrutural com uso do microdurômetro Vickers HMV, carga de 500gf durante o tempo de indentação de 15 segundos.

4.4 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural do aço GNO foi conduzida com uso de lixamento e polimento mecânicos. Neste caso, amostras com dimensão de 10mm x 10mm x 0,40mm (comprimento x largura x espessura) foram embutidas a frio com a utilização de resina para em seguida serem lixadas em lixas de *mesh* #300, #400, #600 com posterior polimento em panos contendo pasta de diamante de 3µm e 9µm. Para o ataque ao aço GNO foi utilizado o reativo Nital 3% (3ml ácido nítrico concentrado e 97ml álcool etílico PA). Por fim, as imagens foram digitalizadas em um microscópio óptico Kontrol.

A medição dos grãos revelados pelo ataque do aço GNO foi feita pela medida da área dos grãos com auxílio do software Image ProPlus 6.0, sendo considerado o grão como sendo um círculo. Deste modo o valor do diâmetro dos grãos foi identificado a partir da equação 13.

$$d = 2 * \left[\left(\frac{A}{\pi} \right) \right]^{0,5} \quad (13)$$

onde: A = área do setor circular dos grãos (μm^2) e d = diâmetro dos grãos (μm).

4.5 Medida elétrica

A medida da resistência elétrica das chapas do aço GNO foi feita com uso de uma ponte LCR, utilizando o equipamento HAMEG HM8118 ajustado para um valor de frequência de 60Hz em amostras sem tratamento térmico, recozidas a 900°C, 950°C e 1000°C.

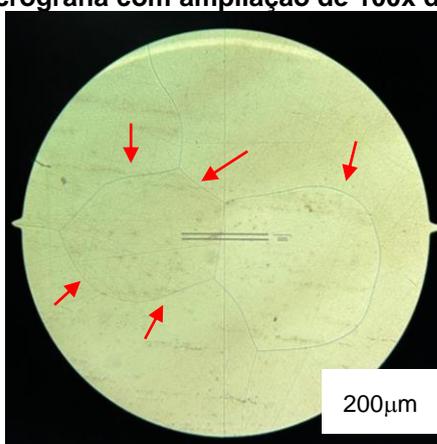
A partir do valor da resistência fez-se o cálculo da resistividade elétrica com uso da equação 8, sendo necessário o uso do paquímetro Mitutoyo Absolute Digimatic resolução de 0,01mm para aferir as dimensões das amostras.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização microestrutural

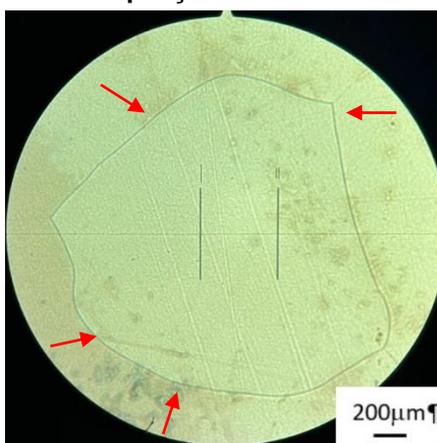
Após as amostras serem submetidas ao lixamento e ao polimento, foi feita a análise da microestrutura no microscópio com resolução de 100x, foram possíveis observar poucos grãos nas amostras, devido ao tamanho das amostras e ampliação utilizada. Os resultados são observados e os contornos de grãos evidenciados por setas nas imagens 15, 16, 17 e 18.

Figura 15 - Fotomicrografia com ampliação de 100x da amostra recebida.



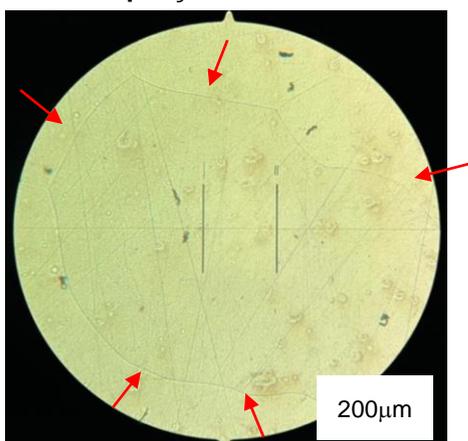
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 16 - Fotomicrografia com ampliação de 100x da amostra recozida em $T_1=900^{\circ}\text{C}$.



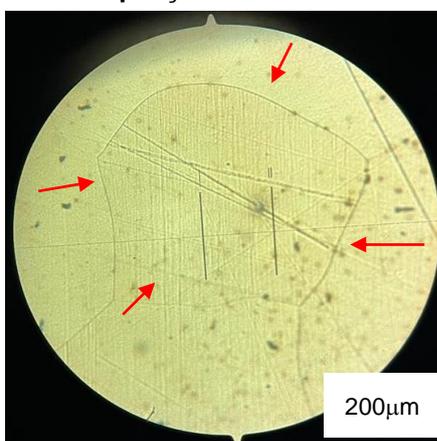
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 17 - Fotomicrografia com ampliação de 100x da amostra recozida em T₂=950°C.



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 18 - Fotomicrografia com ampliação de 100x da amostra recozida em T₃=1000°C.



Fonte: Elaborado pelo autor

Com os resultados obtidos na análise microestrutural foi possível chegar ao valor de diâmetro dos grãos de cada amostra, apresentado na tabela 4.

Tabela 4 - Diâmetro médio amostral dos grãos das amostras do aço GNO

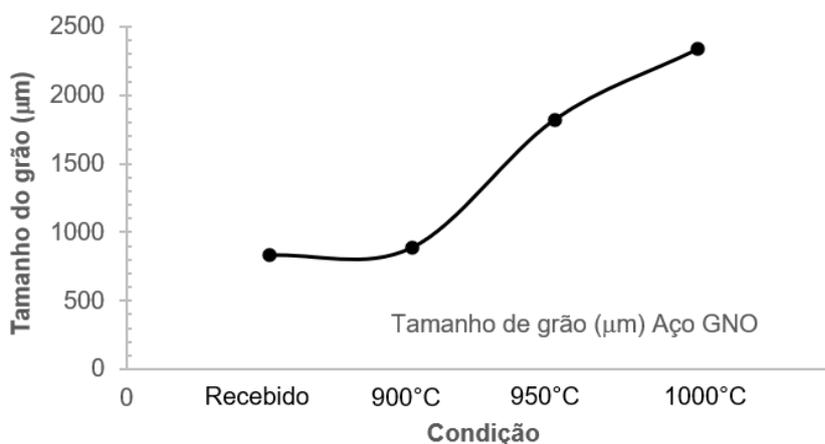
Amostras	Diâmetro(μm)
Recebido	830,32
900°C	885,53
950°C	1820,30
1000°C	2334,38

Fonte: Elaborado pelo autor

Analisando os resultados obtidos em relação ao tamanho de grão, é possível observar um aumento significativo no tamanho de grão com o acréscimo da temperatura de recozimento, podendo ser justificado, pelo fato que quanto maior a

temperatura, para um mesmo tempo, maior é a energia vibracional dos átomos, portanto maior a velocidade de movimentação dos átomos e, conseqüentemente mais intensa é a difusão, mecanismo que acarreta no crescimento de grão. Os resultados podem ser melhores observados no gráfico da figura 19. Tal condição tende a propiciar melhores respostas elétricas do aço GNO, como destacado por Min, Li; Et. Al (2007).

Figura 19 - Comparativo entre o tamanho de grão para as diferentes amostras.

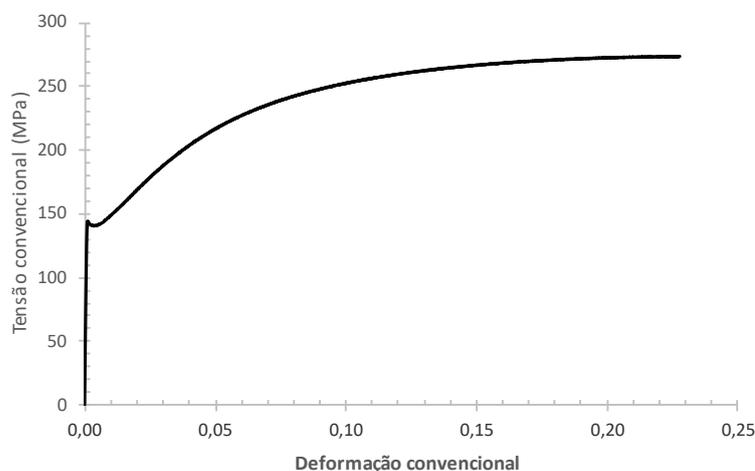


Fonte: Elaborado pelo autor

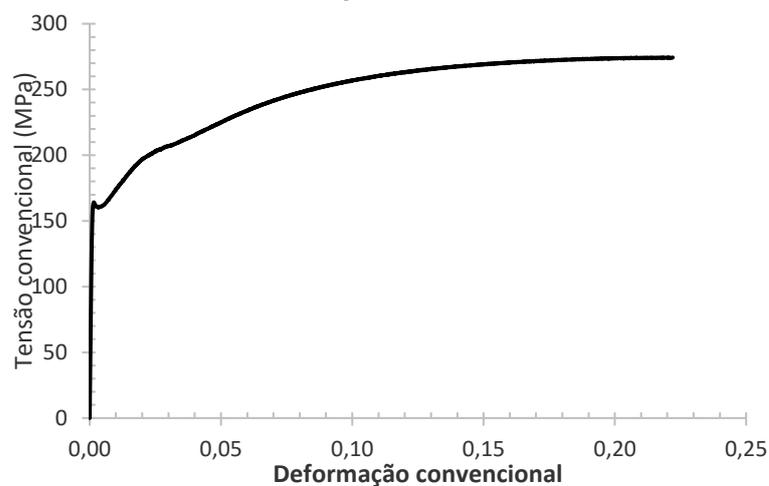
5.2 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas encontradas no ensaio de tração, podem ser observadas nos gráficos tensão em função da deformação convencional mostrados nas figuras 20, 21, 22 e 23.

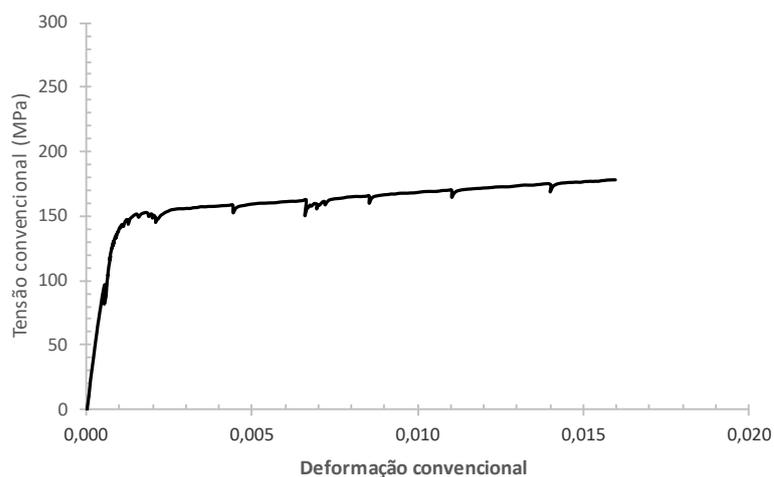
Figura 20 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra recebida.



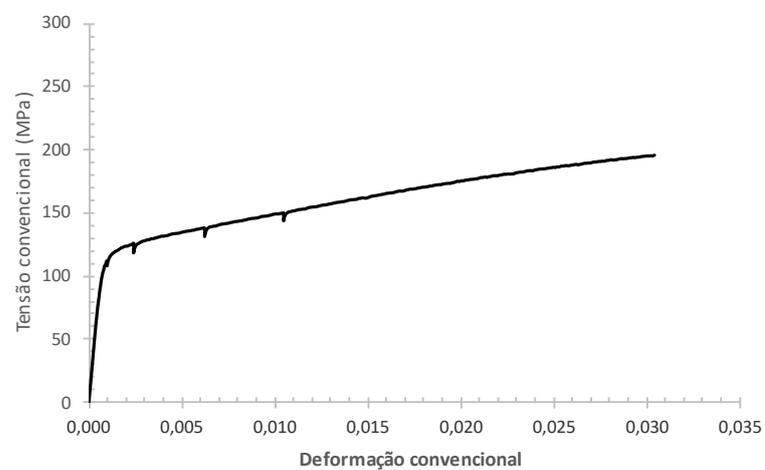
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 21 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra tratada termicamente a 900°C.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 22 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra tratada termicamente a 950°C.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 23 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra tratada termicamente a 1000°C.

Fonte: Elaborado pelo autor

Nos gráficos da figura 22 e 23 é possível notar um comportamento inesperado na curva tensão x deformação, com algumas variações que não são características do ensaio, podendo ser justificada pela presença de oxido nas amostras, criando assim concentradores de tensão e deixando a amostra instável.

Os valores do limite de escoamento, limite de resistência à tração e o alongamento uniforme de cada peça são apresentados na tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros obtidos no ensaio de tração, sendo: σ_y (MPa) = Limite de Escoamento, LRT (MPa) = Limite de Resistência à Tração e AU (%) = Alongamento Uniforme

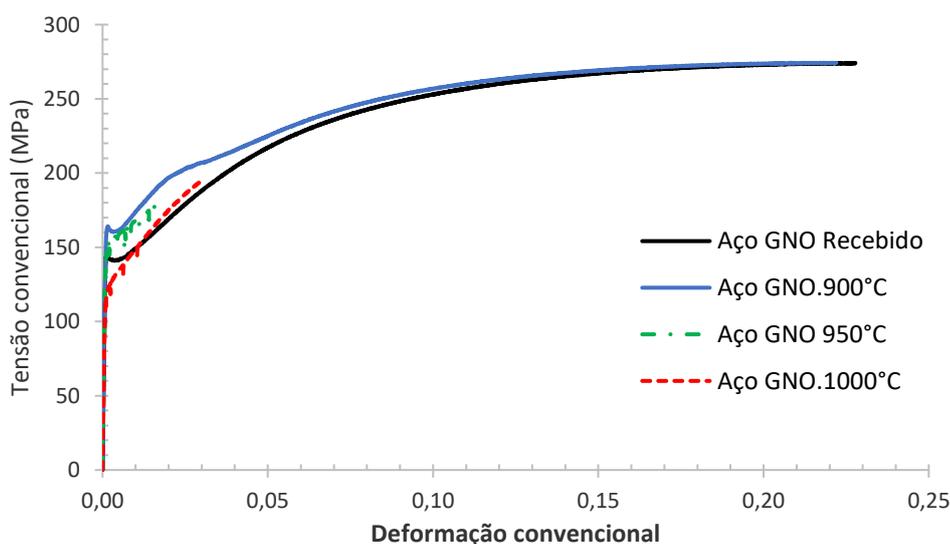
Amostras	σ_y (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
Recebido	139,42 ± 0,00	274,20 ± 0,00	22,56 ± 0,00
900	159,81 ± 0,19	282,55 ± 8,2	21,68 ± 0,33
950	138,71 ± 15,15	157,60 ± 20,10	1,37 ± 0,12
1000	135,53 ± 9,57	207,47 ± 11,94	3,13 ± 0,21

Fonte: Elaborado pelo autor

Todas as condições analisadas estão agrupadas em um único gráfico, como mostrado na figura 24.

Analisando a figura 24 percebe-se a tendência de aumento da resistência mecânica com a realização do tratamento térmico quando comparado com a curva na condição como recebido. No entanto, para as amostras recozidas a 950°C e a 1000°C percebe-se a queda da ductilidade do aço GNO, tornando as respectivas amostras frágeis.

Figura 24 - Gráfico tensão em função da deformação convencional para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.



Fonte: Elaborado pelo autor

Os resultados de dureza Vickers (HV), podem ser observados na tabela 6.

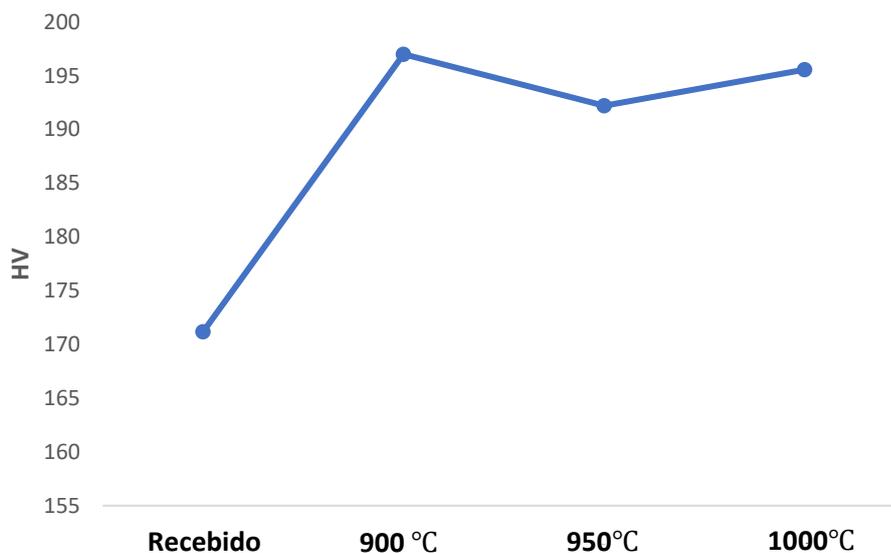
Tabela 6 - Dureza Vickers média e desvio padrão obtidos para os estados como recebido e recozido a 900°C, 950°C e 1000°C.

Amostra	HV
Recebido	171,17 ± 6,11
900°C	197,00 ± 0,82
950°C	192,20 ± 4,76
1000°C	195,56 ± 3,57

Fonte: Elaborado pelo autor

Como pode ser observado na figura 25, nota-se que não houve uma variação significativa da dureza, com o aumento da temperatura, podendo ser justificado pelo fato de a dureza ter sido feita dentro do grão, não pegando assim, o efeito da variação do tamanho de grão, em função do o efeito do contorno de grão.

Figura 25 - Gráfico da dureza Vickers (HV) em função da temperatura para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.



Fonte: Elaborado pelo autor

5.3 Medidas elétricas

Os resultados obtidos de resistência elétrica, \bar{R} , e de resistividade, $\bar{\rho}$, com a utilização da ponte LCR, são apresentados na tabela 7 para cada uma das condições analisadas.

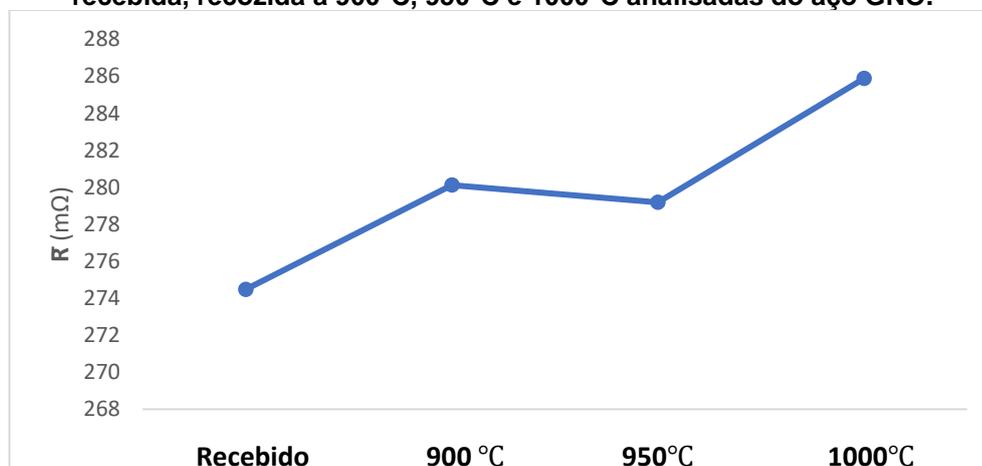
Tabela 7 - Média amostral com o respectivo desvio padrão para a resistência elétrica e a resistividade para as amostras do aço GNO no estado como recebido e recozidas

Amostra	\bar{R} (m Ω)	$\bar{\rho}$ (m Ω .mm)
Recebido	274,48 \pm 0,18	17,60 \pm 0,00
900°C	280,12 \pm 0,84	12,73 \pm 2,43
950°C	279,19 \pm 0,54	10,62 \pm 0,91
1000°C	285,88 \pm 4,43	5,22 \pm 0,74

Fonte: Elaborado pelo autor

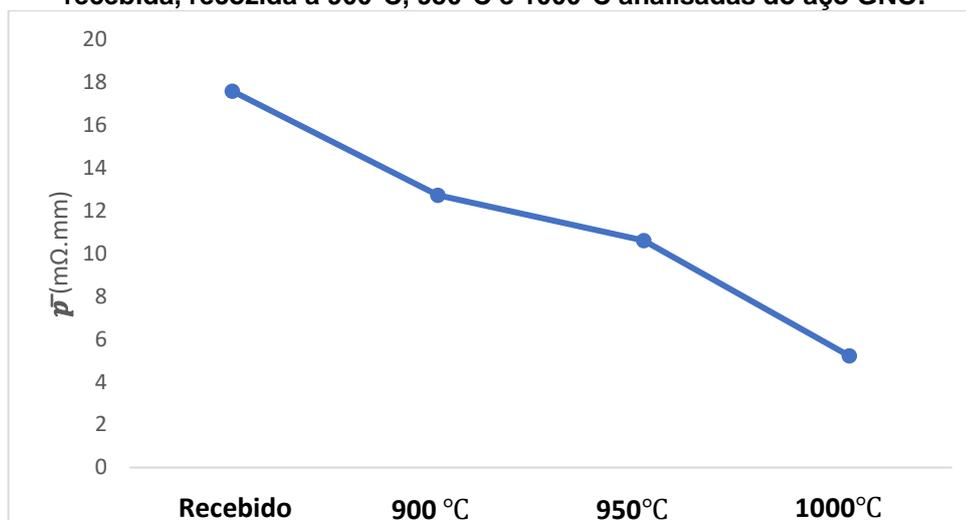
Analisando os valores obtidos, observa-se que a resistividade, ao contrário da maior dispersão de dados demonstrada pelos dados de resistência elétrica, exibiu a tendência de redução com o acréscimo da temperatura adotada para o recozimento, exibindo queda significativa para a temperatura de 1000°C, conforme mostra a figura 26 e 27. Esse resultado, como detectado no item 5.1, não é coerente com a evolução microestrutural assumida pelo aço GNO, que apresentou acréscimo do tamanho de grão com o aumento da temperatura. O decréscimo significativo da propriedade elétrica na amostra recozida á 1000°C, pode ser justificado pelo item 3.4.1.1. Já os resultados das demais amostras podem ser atribuídos à técnica de medição utilizada, à presença de rugosidade superficial devido não ter sido utilizado um forno com atmosfera controlada e à sensibilidade do valor da resistência elétrica devido a presença de oxidação na superfície do aço.

Figura 26 - Gráfico da resistência em função da temperatura para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 27 - Gráfico da resistividade em função da temperatura para todas as condições, como recebida, recozida a 900°C, 950°C e 1000°C analisadas do aço GNO.



Fonte: Elaborado pelo autor

As respostas mecânicas revelaram que o aço GNO no estado como recebido, ou seja, já processado na siderúrgica e com o revestimento, tende a exibir fragilização com o aumento da temperatura de recozimento. É possível observar uma tendência negativa nas propriedades mecânicas e elétrica, tais contatações sugerem que o material no estado inicial se encontrava recozido, o que pode ter proporcionado a formação de precipitados durante o recozimento no laboratório, deve considerar também o fato de os tratamentos térmicos adotados neste trabalho terem sido executados em um forno sem controle de atmosfera e em uma chapa já laminada e não em processo de laminação, como comumente é feito em um ambiente industrial.

Observando agora o efeito da deformação plástica prévia, ou seja, a deformação dos corpos de prova de tração até o ponto de instabilidade plástica (tensão limite de resistência à tração) pode-se agora analisar o efeito de tal condição na resposta elétrica exibida pelo aço GNO, como mostrado nos dados exibidos na tabela 8.

Como previsto, a deformação plástica aumenta a quantidade de imperfeições estruturais como os defeitos lineares (as linhas de discordâncias), como resultado, a resposta elétrica tende a melhorar, como observado pelo acréscimo da resistividade elétrica do aço GNO (GUILHERME CORREA, 2016).

Tabela 8 - Média amostral com o respectivo desvio padrão para a resistência elétrica e a resistividade para as amostras do aço GNO no estado como recebido e recozidas com posterior tração até instabilidade plástica.

Amostra	\bar{R} (mΩ)	$\bar{\rho}$(mΩ.mm)
Recebido	274,48 \pm 0,12	17,60 \pm 0,0
900°C	281,56 \pm 0,31	9,68 \pm 0,26
950°C	276,24 \pm 0,27	20,97 \pm 2,41
1000°C	275,31 \pm 0,04	20,69 \pm 4,38

Fonte: Elaborado pelo autor

Contudo, não é o efeito do estado inicial, em termos microestruturais, ou seja, a condição do recozimento realizado previamente à realização da deformação plástica do material. Os resultados indicaram que o recozimento conduzido a 900°C proporcionou as melhores respostas mecânica (acréscimo da resistência mecânica quando comparado com o estado como recebido), assim como a redução da resistividade. Já o recozimento conduzido acima de 900°C ocasionou a fragilização do aço GNO e propiciou perdas nas propriedades elétricas (vide os resultados dispostos na tabela 8) prejudicando a utilização deste material.

6 CONCLUSÃO

A realização do tratamento térmico de recozimento em um forno sem controle de atmosfera a 900°C, 950°C e a 1000°C em chapas de aço GNO já processadas em siderúrgica, assim como a condução de deformação plástica em tração até o início da instabilidade plástica em tração permitiram constatar:

- a) o aumento do tamanho de grão com o acréscimo da temperatura de recozimento;
- b) aumento inicial da resistência mecânica para o recozimento conduzido a 900°C combinado com a tendência de queda para as temperaturas de 950°C e 1000°C;
- c) queda da resistividade elétrica com o aumento da temperatura de recozimento em amostras sem deformação plástica prévia em tração;
- d) queda inicial da resistividade elétrica para amostra recozida a 900°C e posteriormente tracionada, indicando o efeito preponderante do estado microestrutural em detrimento à deformação plástica para esta temperatura de recozimento;
- e) acréscimo da resistividade elétrica para as amostras recozidas a 950°C e 1000°C e deformadas em tração, condição em que o efeito do acréscimo das imperfeições estruturais decorrente da deformação plástica em tração prevaleceu ao estado microestrutural do aço GNO.

7 REFERÊNCIAS

ANTONIO, Clovis. Resistência. **Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina**. Florianópolis, p. 1 - 12. 2020.

AN, L.; Et. al. Improving magnetic properties of non-oriented electrical steels by controlling grain size prior to cold rolling. China: **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 491, p. 1 - 8, 2019.

APERAM, **Os Aços Elétricos**. p. 1 - 24, Vol. 7. Cadernos Técnicos Aperam. Disponível em: https://www.aperam.com/sites/default/files/documents/Os_A%C3%A7os_Eletricos_pt.pdf. Acesso em: 02 de fevereiro de 2022.

CALLISTER JR, W; RETHWISCH, D. **CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**. 9. ED. RIO DE JANEIRO: LTC, p. 740 – 771, 2016.

CHAVES, A. **Física Básica: Eletromagnetismo**. Rio de Janeiro: LTC, p. 215 – 235, 2007.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. P. 419 – 437, 6. ed. São Paulo: ABM, 1988.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, p. 255 – 267, 2008.

DUARTE, M. L.; Et. al. A novel approach based on pattern recognition techniques to evaluate magnetic properties of a non-grain oriented electrical steel in the secondary recrystallization process. Ceará: **Elsevier**, v. 167, p. 1 – 12, 2020.

FREITAG, C.; Joost, C.; Leibfried, T. Modified Epstein frame for measuring electrical steel under transformer like conditions. Alemanha: **Karlsruhe Institute of Technology (KIT)**, p. 1 – 4, 2014.

HALLIDAY; Resnick. Fundamentos de Física. Vol 3: Eletromagnetismo. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, número de páginas 2016.

HELERBROCK, Rafael. **Corrente elétrica**; Brasil Escola. Disponível em: <https://brasilecola.uol.com.br/fisica/corrente-eletrica.htm>. Acesso em 02 de fevereiro de 2022.

JACINTO, Carlos; Carlos, Antonio. **Eletricidade e Magnetismo II**. Fortaleza: EdUECE, p. 9 – 23, 2015.

LANDGRAF, F. **Propriedade Magnéticas de Aços para fins Elétricos**. São Paulo, p. 109 – 128, 2002.

KOPRIVICA, B.; Milovanovic, A.; Plazinic, M. Standard Methods of Measurement of the Magnetic Properties of Electrical Steel Strip and Sheet. Servia: **ResearchGate**, p. 298 – 301, 2012.

LEE, Hunju & Park, Jong-Tae. Effect of Cold Rolling Reduction on Recrystallization Texture and Magnetic Anisotropy of Non-Oriented Electrical Steel. 2016.

MIN, Li; Et. al. Effect of annealing parameter on microstructure and magnetic properties of cold rolled non-oriented electrical steel. China: **Science Press**, v. 17, p. 74 – 78, 2007.

PARENT, Guillaume, et al. Determination of Specific Losses in the Limbs of an Epstein Frame Using a Three Epstein Frame Methodology Applied to Grain Oriented Electrical Steels. France: **Sensors**, v. 826, p. 1 – 10, 2016.

PARK, J.; Szpunar, J. A. Evolution of recrystallization texture in non-oriented electrical steel. Quebec: **Acta Materialia**, v. 51, p. 3037 – 3051, 2003.

PARTHASARADHY, P.; Ranganayakulu, S. V. Hysteresis and eddy current losses of magnetic material by Epstein frame method-novel approach. India: **The International Journal of Engineering and Science (IJES)**, p. 85 – 93, 2014.

SALEEM, A.; et al. Microstructure and mechanical property connections for a punched nonoriented electrical steel lamination. Canada: **Material Science & Engineering**, v. 725, p. 456 – 465, 2018.

SIDOR, Y; Kovac, F.; Kvackaj, T. Grain growth phenomena and heat transport in non-oriented electrical steels. Kosice. **Acta Materialia**, v.55, p. 1711-1722, 2007.

SOARES, G.; Et. al. Strain hardening behavior and microstructural evolution during plastic deformation of dual phase, non-grain oriented electrical and AISI 304 steels. Belo Horizonte: **Materials Science & Engineering A**, v. 70, p. 810 – 817, 2017.