



APLICAÇÃO DA TÉCNICA DE CORRENTES PARASITAS PARA DETECÇÃO DE DEFEITOS EM AÇO DÚPLEX 2205 COM DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS

Beatriz Schuwartz Borba Marques

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

Orientadores: Gabriela Ribeiro Pereira
Cesar Giron Camerini

Rio de Janeiro

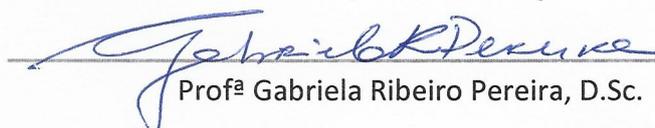
Fevereiro de 2017

APLICAÇÃO DA TÉCNICA DE CORRENTES PARASITAS PARA DETECÇÃO DE DEFEITOS EM AÇO DUPLEX 2205 COM DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS

Beatriz Schuwartz Borba Marques

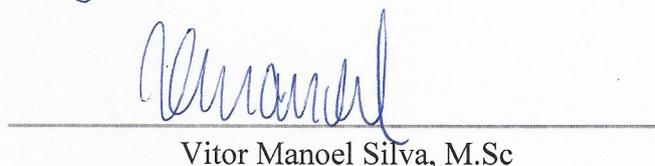
PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO METALÚRGICO.

Examinado por:


Prof^a Gabriela Ribeiro Pereira, D.Sc.


Cesar Giron Camerini, M.Sc


Prof^a Adriana da Cunha Rocha, D.Sc


Vitor Manoel Silva, M.Sc

RIO DE JANEIRO, RJ-BRASIL
FEVEREIRO DE 2017

Fevereiro de 2017

Marques, Beatriz Schuwartz Borba

Aplicação da técnica de correntes parasitas para detecção de defeitos em aço Dúplex 2205 com diferentes tratamentos térmicos/Beatriz Schuwartz Borba Marques– Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2017.

VII, 63p.: il.; 29,7cm

Orientadores: Gabriela Ribeiro Pereira e Cesar G. Camerini

Projeto de Graduação –UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2017.

Referências Bibliográficas: p. 61-63.

1.Dúplex 2. Correntes parasitas 3. Defeitos 4. Fase sigma
I. Pereira, Gabriela Ribeiro e Camerini, Cesar Giron. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Engenharia Metalúrgica. III. Aplicação da técnica de correntes parasitas para detecção de defeitos em aço Dúplex 2205 com diferentes tratamentos térmicos

Dedicatória

Dedico esse trabalho a toda a minha família que foram o alicerce de tudo que construí na faculdade.

Agradecimentos

Gostaria de agradecer a minha atenciosa e compreensiva orientadora Gabriela Pereira por ter me dado a oportunidade de ter desenvolvido esse projeto. Ao meu co-orientador Cesar Giron Camerini pela disponibilidade que teve ao me orientar seja na metodologia ou ao ajudar a entender todas as dúvidas que surgiram ao longo da elaboração desta tese.

Gostaria de agradecer também aos meus pais Martha Schuwartz Borba Marques e Placido Schuwart Marques pelo incentivo constante ao estudo e busca pela excelência desde a minha infância. Seja nos estudos para conseguir ingressar no Colégio Militar que me estruturou para conseguir obter êxito no vestibular na Universidade Federal do Rio de Janeiro até todos esses anos de dedicação seja na Ilha do Fundão ou na Ilha Esmeralda (Queen's University of Belfast -Irlanda do Norte). Gostaria de agradecer também aos meus irmãos: Gabriel Schuwartz Borba Marques e Felipe Schuwartz Borba Marques por todos os conselhos sobre vida profissional e acadêmica. Além é claro das orações e palavras de incentivo que me deram a força que eu necessitava ao longo desses anos de minhas avós (Eunice Schuwartz Borba, Fanny Schuwart Marques) avôs (Paulo Marques e Armando Borba), Madrinha (Marina Chuvart) e Aparecida Chuvart e de todos os meus familiares que sempre me apoiaram.

Gostaria de agradecer ao meu namorado Wagner dos Santos pelas horas de estudos compartilhados, pelas conversas com a quais juntos ampliamos nosso entendimento da vida acadêmica e de mundo, além das essenciais risadas que proporcionaram a calma e inspiração que eu tanto precisava. E as amigas e amigos pelos grupos de estudos durante estes anos na UFRJ: Ananda Camardella, Laura Villela, Paloma Estebanes e Pedro Arlen.

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

Aplicação da técnica de correntes parasitas para detecção de trincas em aço Dúplex 2205 com diferentes tratamentos térmicos

Beatriz Schuwartz Borba Marques

Fevereiro/2017

Orientadores: Gabriela Ribeiro Pereira e Cesar G. Camerini

Curso: Engenharia Metalúrgica

Os aços Dúplex foram criados para suprir a necessidade de aços que combinassem adequada resistência mecânica e a corrosão por pite que não era provida pelos aços inoxidáveis tradicionais. Devido a essas características os aços Dúplex são necessários em uma série de aplicações como por exemplo, na indústria têxtil. Este aço é também amplamente requisitado em tubulações de linha de gás e aplicações de processos nas plataformas *offshore*. A alta resistência destes aços permitiu a redução da espessura e consequentemente um menor peso nas plataformas. O material analisado neste trabalho foi da classe dos aços austenítico-ferrítico (Dúplex) que devido às proporções similares destas duas fases apresentam alta resistência mecânica e corrosiva. Foi estudado especificamente o Dúplex 2205 (22% de cromo e 5% de níquel) e foi desenvolvida uma metodologia de detecção de defeitos (entalhes de eletroerosão) por correntes parasitas. A microestrutura deste aço foi modificada através de tratamento térmico (TT). Primeiramente, solubilização à temperatura de 1120°C em todas as amostras por 60 minutos. Seguido de resfriamento rápido à água. E por último, 4 das 5 amostras foram envelhecidas por 30, 45, 60 e 120 minutos, à temperatura de 800°C. Este tratamento promoveu a formação de uma fase deletéria, a fase sigma (σ), que se forma através da decomposição da ferrita, rica nos elementos Cr e Mo, que são formadores desta fase. O objetivo deste trabalho foi separar as diferentes informações eletromagnéticas ora relativas a presença da fase sigma ora relativas a presença dos defeitos no ensaio de correntes parasitas. A partir dos dados obtidos das varreduras com uma sonda de caracterização e uma sonda de detecção de defeitos foi possível detectar, respectivamente a fase sigma e os defeitos. Desta forma, cada sonda cumpriu claramente a sua especificação sem que um sinal alterasse as informações do outro.

Palavras chave: Dúplex , Correntes parasitas, Defeitos, Fase sigma.

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

Application of eddy current to detect cracks in Dúplex steel 2205 with different heat treatments.

Beatriz Schuwartz Borba Marques

February / 2017

Advisors: Gabriela Ribeiro Pereira e Cesar G. Camerini

Course: Metallurgical Engineering

Dúplex steels were created to meet the need for steels that have both mechanical strength and pitting corrosion resistance, that was not met by the traditional stainless steels. Due to these characteristics, Dúplex steels are required in several applications such as oil and gas industry piping and offshore platforms. The high strength of these steels allowed a reduction of the thickness and consequently a lower weight in the platforms. The material analyzed in this research is of the class of austenitic-ferritic (Dúplex) that due to the similar proportion of these two phases has high mechanical and corrosion resistance. In this work, specifically we study the Dúplex 2205 (22% chromium, 5% nickel) and was develop a methodology to detect defects (electro-discharge grooves) by eddy current technique. The microstructure of the steel was modified by heat treatment (HT). First, solubilizing at the temperature of 1120 ° C all samples for 60 minutes. Followed by rapid cooling to water. And finally, 4 of the 5 samples were aged for 30, 45, 60 and 120 minutes, at a temperature of 800 ° C. This treatment promoted the formation of a harmful phase, sigma phase, which is formed through the decomposition of ferrite, rich in the elements Cr and Mo, which are forming this phase. The objective of this work was to separate the different electromagnetic information related to the presence of the sigma phase and related to the presence of defects in the test of eddy current. From the data obtained from the scans with a characterization probe and a defect detection probe, it was possible to detect, respectively, the sigma phase and the defects. In this way, each probe fulfilled its specification without one signal altering the information of the other.

Keywords: Dúplex , Eddy Current, Defects, Sigma Phase.

Sumário

I. Introdução.....	8
II. Revisão Teórica	10
II. 1. Aço Inoxidável.....	10
II. 1. 1. História e uso Industrial dos aços Inoxidáveis Dúplex	10
II. 1. 2. Definição Aço Inoxidável	12
II. 1. 3. Definição Aço Dúplex	16
II. 1. 4. Influência dos Elementos de Liga	16
II. 1.5. Metalurgia	19
II. 1.6. Fase Sigma	22
II. 1.7. Propriedades.....	23
II. 2. Correntes Parasitas.....	27
II. 2.1. Histórico.....	27
II. 2. 2. Princípios Básico da Técnica	27
II. 2. 3. Propriedades que influenciam no ensaio de correntes parasitas	28
II. 2. 4. Profundidade de penetração padrão (δ)	30
II. 2. 5. Plano de impedância	32
II. 2. 6. Tipos de Sondas	34
II. 2. 7. Aplicações.....	36
III. Materiais e Métodos	45
III. 1. Corpos de Prova	45
III. 2. Análise do material.....	45
III. 2.1. Revisão Bibliográfica	45
III. 2.2. Quantificação das fases	47
III. 2.3 Detecção da fase sigma.....	48
III. 2.4 Detecção da fase sigma.....	49
IV. Resultados e Discussão	50
IV. 1. Detecção de fases	50
IV. 2. Detecção de fase sigma com ensaio de correntes parasitas.....	52
IV. 3. Detecção de defeitos com ensaio de correntes parasita.....	56
V. Conclusão	59
V. Sugestão de Trabalhos Futuros	60
VII Bibliografia	61

I. Introdução

Os aços inoxidáveis tradicionais não apresentavam a combinação adequada de resistências mecânica e à corrosão por pite, necessárias em uma série de aplicações, principalmente na presença de água do mar, como é o caso de equipamentos utilizados nas plataformas "offshore" (meio altamente corrosivo e sujeito a grandes pressões). Por isso, foi desenvolvido na década de 70 nos Estados Unidos e na Europa e somente a partir da década de 90 vem sendo utilizada no Brasil os aços Dúplex (AID) [1]. Este nome é devido a sua fina microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica (δ) e ilhas de austenita (γ). A combinação entre essas duas fases confere ao material uma maior resistência mecânica e a corrosão que ele não teria se fosse composto por apenas uma fase. Desta forma, há uma relação entre as características de cada fase com o comportamento mecânico dos aços inoxidáveis Dúplex, por isso o balanceamento das frações volumétricas em torno de 40-50 % se faz necessário para a maximização das propriedades. Além disso, este aço possui uma elevada tenacidade ao impacto formando um conjunto de notáveis propriedades mecânicas.[2]

No intuito de aprimorar as propriedades devemos nos preocupar não somente com o equilíbrio das fases mas também com a adição de elementos de liga como o cromo, molibdênio, nitrogênio e níquel. O panorama geral dos aços inoxidáveis será explicado na seção II.1 deste trabalho. Sendo o foco principal o aço Dúplex 2205 (22 % cromo e 5 % níquel) cuja presença do cromo demonstrou um aumento na resistência à corrosão superficial e com a maior quantidade deste elemento se faz necessário mais níquel para formar uma estrutura Dúplex. [3]. Desta forma há uma alta demanda comercial por esta liga devido à combinação dessas excelentes propriedades.

No entanto, há a preocupação com a formação de fases intermetálicas prejudiciais como a fase sigma que se forma em temperaturas elevadas em aços inoxidáveis de alto teor de cromo e molibdênio. Isto porque, a fase ferrita pode-se transformar na fase sigma e austenita devido a um tratamento térmico impróprio. A presença desta fase é deletéria para as propriedades deste material o que explica a preocupação estrita com requerimentos de controle de qualidade [4]. O objetivo desse trabalho é, portanto, cumprir a demanda por um

ensaio não destrutivo que detecte a presença dos defeitos na presença ou não da fase sigma. A austenita e a ferrita possuem propriedades magnéticas distintas, por isso foi possível utilizar a técnica de correntes parasitas explicada na seção II.2 deste trabalho.

Na seção III serão apresentados os materiais e métodos utilizados para o procedimento experimental. Seguida da seção IV com os resultados e discussões sobre o que foi pesquisado e V a conclusão.

II. Revisão Teórica

II.1. Aço Inoxidável

II.1.1 História e uso Industrial dos aços Inoxidáveis Dúplex

Os Aços inoxidáveis Dúplex (AID) surgiram na Suécia em 1930 e foram utilizados na indústria de papel sulfite. Tendo sido criados para serem mais resistentes a corrosão intergranular do que os primeiros aços inoxidáveis austeníticos (AIA) com alto teor de carbono. Peças fundidas de Dúplex foram produzidas na Finlândia em torno de 1930, mas sua patente foi concedida na França em 1936 para o pioneiro do produto comercial conhecido como URANUS 50 [5].

Na mesma época, por volta de 1930, foi pesquisado no Estados Unidos o efeito das frações volumétricas crescentes de ferrita nas propriedades dos AIA. Onde a principal conclusão foi o aumento significativo da tensão limite de escoamento do material [6]

O tipo AISI 329 se consolidou depois da 2ª Guerra Mundial e foi usado de forma extensiva em tubulações de trocadores de calor para uso com ácido nítrico. Um dos primeiros tipos de Dúplex desenvolvido para melhorar a resistência à corrosão sob tensão em presença de cloretos (SCC) foi o 3RE60. Nos anos seguintes, os tipos Dúplex laminados e fundidos foram usados para uma série de aplicações na indústria de processamento, incluindo tanques, trocadores de calor e bomba [7].

As ligas de aços inoxidáveis Dúplex iniciais (AID) e os aços inoxidáveis austeníticos (AIA) apresentavam boa resistência à corrosão uniforme. A resistência mecânica e a resistência a corrosão intergranular dos AID era superior aos aços inoxidáveis austeníticos. No entanto, os AID apresentavam características de conformação mecânica a quente e de processamentos piores que os AIA[6]. Além disso, nesta primeira geração os AID eram susceptíveis à corrosão por pites porque ocorria um enriquecimento preferencial da ferrita (α) em elementos que conferem resistência à corrosão por pites, tais como cromo (Cr) e molibdênio (Mo). Mesmo com o aumento dos teores de Cr e Mo no aço a resistência a corrosão por pites da austenita (γ) permanecia baixa. Posteriormente este problema foi

solucionado adicionando maiores teores de nitrogênio (N)[6]. Outro ponto negativo desta primeira geração de AID era o fato que a zona termicamente afetada (ZTA) das soldas tinha baixa tenacidade devido ao excesso de ferrita, e uma resistência à corrosão significativamente menor que a do metal de base. Isto limitava o uso desses aços.[7]

Uma segunda família de aços surgiu em 1968 com a invenção do processo de refino do aço inoxidável com argônio e oxigênio (processo AOD). Isto ampliou a gama de utilização dos novos aços inoxidáveis. Entre os avanços possíveis através processo AOD, estava a adição deliberada de nitrogênio como elemento de liga. A adição de nitrogênio nos aços inoxidáveis Dúplex torna possível que a tenacidade da ZTA e a resistência à corrosão da união soldada sejam similares às do metal base. Além de estabilizar a austenita o nitrogênio também reduz a velocidade de formação de fases intermetálicas prejudiciais.

Desta forma, a segunda geração de aços inoxidáveis Dúplex é definida pela adição de nitrogênio. Este progresso industrial, que começou no final dos anos 70, coincidiu com o desenvolvimento das plataformas offshore de gás e petróleo no Mar do Norte e a demanda por aços inoxidáveis com excelente resistência à corrosão por cloretos, boa trabalhabilidade e alta resistência[7].

O aço em estudo neste projeto: o aço UNS S32205 segundo a denominação ASTM/UNS e conhecido comercialmente como 2205 foi o primeiro dessa segunda família de aços inoxidáveis Dúplex e ainda é o mais utilizado, representando atualmente cerca de 85% da produção total de aços Dúplex. Sua composição química de 22% Cr, 5%Ni, 3% Mo, 0.15% N lhe confere boa resistência à corrosão em diversos ambientes, sendo essa superior à dos aços austeníticos AISI 304, 316 e 317. É hoje reconhecido como uma solução economicamente viável e tecnicamente eficiente, substituindo aços austeníticos tradicionais em diversas aplicações[5]. Sendo amplamente utilizada na indústria têxtil conforme ilustrado na figura II.1.1.1 Este aço é também amplamente requisitado em tubulações de linha de gás e aplicações de processo nas plataformas *offshore*. A alta resistência destes aços permitiu a redução da espessura, com peso menor nas plataformas, oferecendo vantagens consideráveis para o seu uso[7].



Figura II.1.1.1: Torre de impregnação e digestão contínua de polpa de sulfato em aço Dúplex 2205, Sodra Cell Mönsterås, Suécia. © Kvaerner Pulping[7].

II.1.2 Definição Aço Inoxidável

O aço inoxidável é o nome dado a uma família de aços resistentes à corrosão e de calor, contendo um mínimo de 10,5% de cromo. O cromo é o principal responsável pela resistência à corrosão destes aços. Este elemento é um metal menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas, isto é, o cromo, em princípio é menos resistente à corrosão do que o ferro. Entretanto, em contato com o ar atmosférico ou outro ambiente oxidante, existe a tendência de se formar rapidamente uma camada de óxido de cromo na superfície destas ligas, altamente estável, homogêneo e resistente a muitos meios corrosivos. Esta camada passiva, composta por um óxido hidratado à base de Ferro (Fe) e Cromo (Cr), que impede o transporte de oxigênio da atmosfera para o metal, ilustrado pela figura II.1.2.1. Este mecanismo que confere, portanto a “inoxibilidade” (resistência a corrosão) dos aços [8].

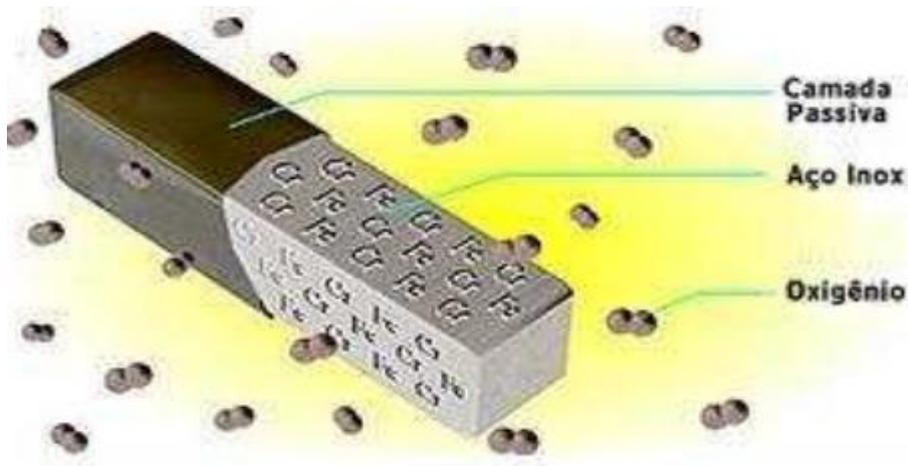


Figura II.1.2.1, Formação de camada passiva de óxido de cromo [8]

No gráfico da figura II.1.2.2 abaixo podemos ver como há uma acentuada queda da penetração do oxigênio conforme aumentamos o teor de cromo na liga [9]

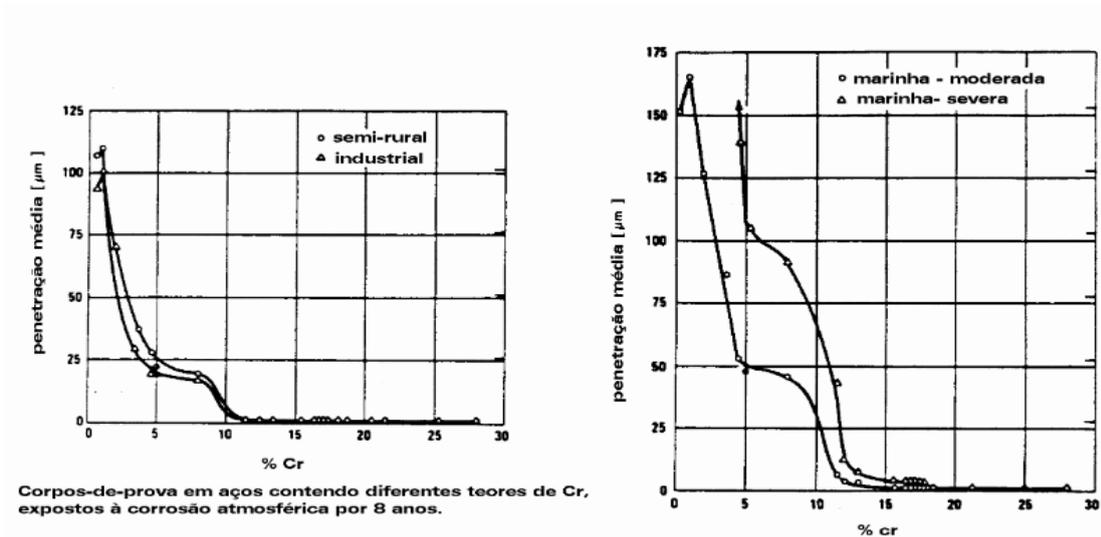


Figura II.1.2.2, Variação da penetração de oxigênio com a variação da porcentagem de cromo em ambiente marinho e atmosférico [9].

Os aços inoxidáveis podem ser classificados em: ferrítico, martensítico, austenítico, Dúplex e endurecidos por precipitação conforme as fases que apresentam. Esta divisão ocorre porque membros da mesma família possuem características físicas e mecânicas semelhantes. As diferenças nas famílias são facilmente observáveis a nível atômico. No aço inoxidável ferrítico, o ferro e o cromo são arranjados nos vértices e no centro do cubo, já no

aço inoxidável austenítico os átomos de ferro e cromo são arranjados nos vértices e no centro de cada fase do cubo. Isto é ilustrado na figura II.1.2.3 abaixo. Estas diferenças afetam profundamente as propriedades desses aços [9].

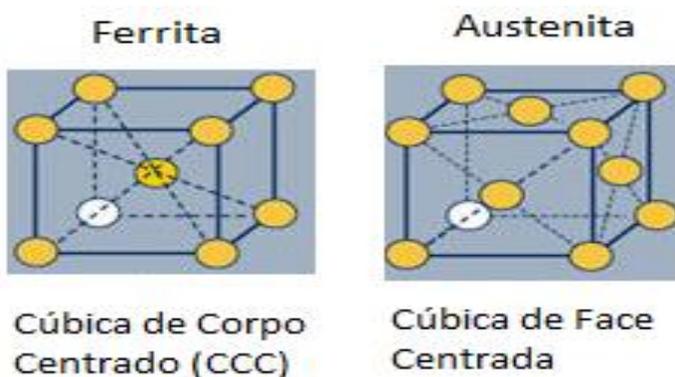


Figura II.1.2.3, Microestrutura da Ferrita e da Austenita. (Adaptada de [9].)

De acordo com os elementos de liga há uma maior tendência a se formar uma das duas microestruturas, sendo o níquel o principal elemento responsável pela formação da fase austenita. Na planilha da figura II.1.2.4 abaixo podemos ver estes elementos de liga formadores da microestrutura do aço.:

Formador Da Ferrita	Formador da Austenita
Ferro	Níquel
Cromo	Nitrogênio
Molibdênio	Carbono
Silício	Manganês
	Cobre

Tabela II.1.2.4, Elementos de ligas formadores da microestrutura do aço. (Adaptada de[9].)

Os aços inoxidáveis com altos teores de elementos estabilizadores da austenita (ou com alto níquel equivalente) são chamados de austeníticos, por apresentar esta fase estável em temperaturas até mesmo inferiores à ambiente. Tais aços apresentam grande ductilidade e tenacidade, além de boa soldabilidade[10],no entanto, apresentam elevado custo principalmente devido ao níquel adicionado, e são muito susceptíveis à corrosão sob tensão[11]. Já os aços que apresentam altos teores de elementos estabilizadores da ferrita

(ou de alto cromo equivalente), por analogia, são chamados de ferríticos. Os aços que recebem esta denominação, tendo a ferrita como fase predominante, apresentam ductilidade e tenacidade menores que as apresentadas pelos austeníticos, além de transição de fratura dúctil-frágil, porém são imunes à corrosão sob tensão. Além disso, possuem normalmente baixo custo [12].

Surge então a necessidade de se obter um aço inoxidável que combine as qualidades dos aços ferríticos e austeníticos, particularmente grande resistência à corrosão aliada a altas resistência mecânica e tenacidade. Desta forma, são criados os aços inoxidáveis Dúplex, constituídos normalmente por frações volumétricas iguais de austenita e ferrita, através do correto balanço entre os elementos. Os aços inoxidáveis Dúplex são mistura de grãos das fases austenita e ferrita na sua microestrutura. Isto é feito adicionando menos elemento de liga que seria necessário para obter um aço completamente austenítico. Isto é ilustrado na figura II.1.2.5 abaixo[9]:

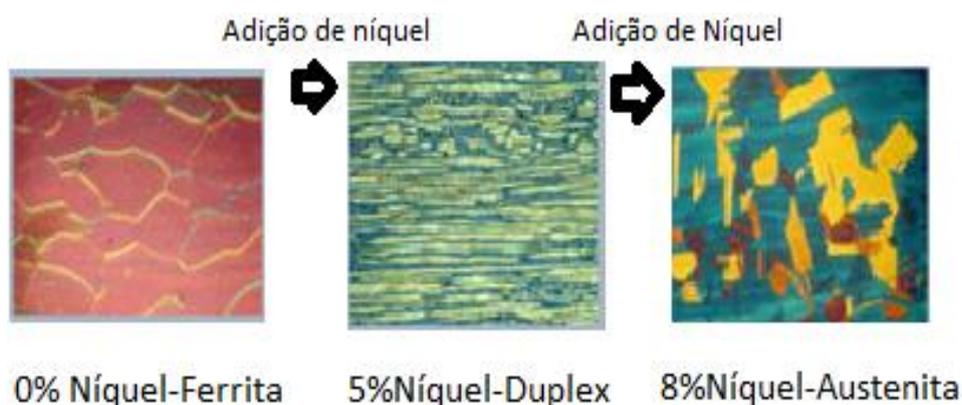


Figura II.1.2.5, adicionando 8% de níquel a um aço inoxidável ferrítico ferro -cromo forma-se um aço inoxidável austenítico cromo-níquel, por exemplo o aço inoxidável tipo 304. Se menos níquel é adicionado a liga, aproximadamente 5 %, é criado o aço inoxidável Dúplex 2205. (Adaptado de [9].)

Austeníticos-ferríticos (Dúplex) contém crescentes quantidades de cromo (18%-28%) e decrescente quantidade de níquel (4.5%-8%) se comparados aos aços austeníticos. O aço em estudo, o aço UNS S31803, ou mais conhecido como SAF 2205, apresenta a composição química típica de 22% Cr -5% Ni -3% Mo -0,15% N -0,02% C[12]. Uma vez que a

quantidade de níquel não é suficiente para a formação completa de uma estrutura austenítica, há a formação de uma estrutura mista: austenita-ferrita[6]. E conseqüentemente, estes aços apresentam também uma combinação das propriedades das duas microestruturas.

II.1.3 Definição Aço inoxidável Dúplex

O aço inoxidável Dúplex (AID) é uma liga de ferro-cromo-níquel-molibdênio cuja as proporções dos elementos de fases permitem uma otimização do balanceamento das frações volumétricas de austenita e ferrita. Devido a esta estrutura bifásica eles possuem altos valores de resistência mecânica, excelente resistência a corrosão, além de possuírem elevada tenacidade ao impacto. A fase ferrítica proporciona um aumento considerável do limite de resistência mecânica e da resistência à corrosão sob tensão nestes aços, quando comparado com os inoxidáveis austeníticos. E uma boa soldabilidade e trabalhabilidade proporcionada pela estrutura austenítica. Estes aços por possuírem uma resistência a corrosão em meio com cloreto fazem eles serem aptos a trabalharem em ambiente marinho. Estes conjuntos de características fazem com que esses aços sejam utilizados no Brasil em setores industriais tais como petroquímico, energético, naval e plataformas *offshore*, tendo vasta aplicação em vasos de pressão em processos críticos, trocadores de calor, reatores, tubulações, umbilicais digestores e bombas[7].

II.1.4 Influência dos elementos de liga

Efeito do Cromo

Como já descrito anteriormente, o cromo é o elemento fundamental dos aços inoxidáveis pois é responsável por criar uma camada passivadora quando estiver presente com teores de no mínimo 10,5 % de cromo. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis aumenta conforme o maior teor de Cr na liga. Em termos eletroquímicos, conforme apresentado na figura II.1.4.1, o Cr aumenta o intervalo de potencial de passivação ($E_p - E_{pp}$), diminuindo o valor de corrente nesse intervalo (i_{pass}), além de proporcionar um menor valor da densidade de corrente máxima na região ativa ($i_{máx}$). Este elemento é um forte formador de ferrita (δ), favorecendo a formação de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) no aço. Diante

de um alto conteúdo de Cr, mais Ni será necessário para formar grãos de austenita (γ) na microestrutura bifásica nos aços inoxidáveis Dúplex . [6]

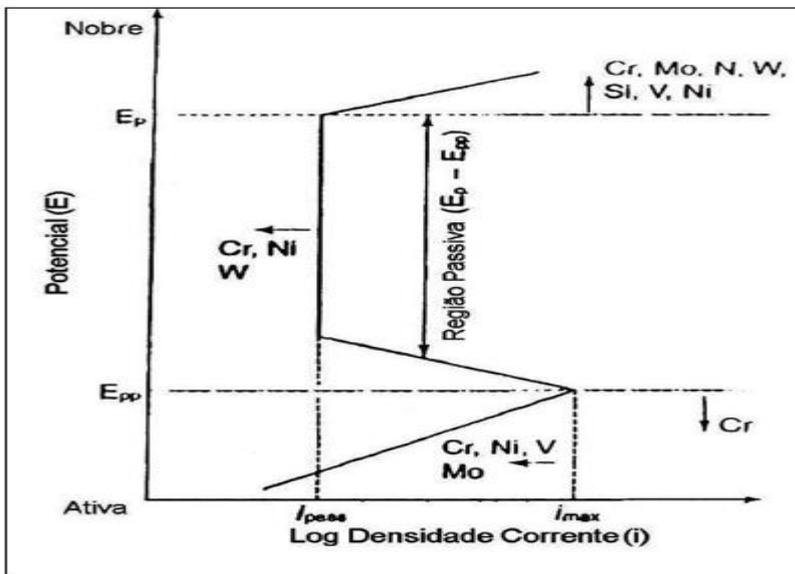


Fig II.1.4.1 Efeitos dos elementos de liga em uma curva de polarização anódica [6]

No entanto, altos teores de carbono promove a fragilização a 475°C, aumenta a cinética de precipitação e a fração volumétrica de fase sigma (σ) conforme podemos ver na figura II.1.4.2 abaixo [12].

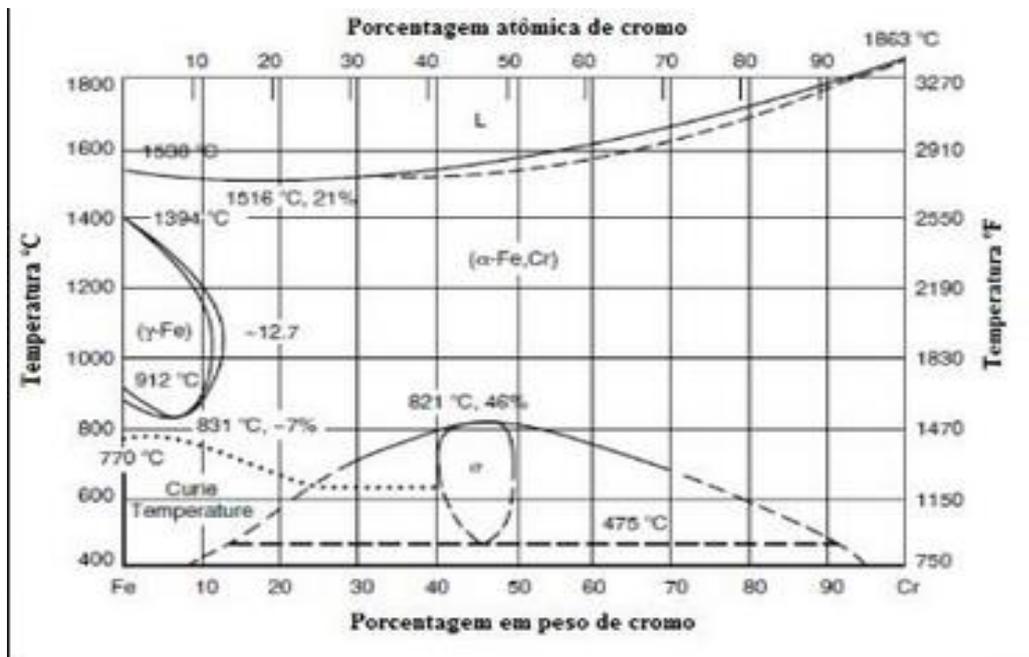


Figura II.1.4.2, Diagrama binário de equilíbrio Fe-Cr [12]

Efeito do Níquel

O níquel também é um elemento característico dos aços inoxidáveis e que favorece a formação da austenita, aumentando o campo de existência desta fase no diagrama de equilíbrio Fe-Ni, se estendendo a temperatura ambiente em aços que apresentam teores maiores de 24% deste elemento, como mostra a Figura II.1.4.3. A adição de níquel aumenta a ductilidade, a resistência mecânica e a soldabilidade; e, em associação ao cromo, melhora a resistência à corrosão do aço inoxidável [13]. Com o aumento da concentração de níquel, a cinética de precipitação de fase sigma é acelerada, uma vez que há diminuição da fração volumétrica de ferrita delta na microestrutura antes do tratamento térmico de envelhecimento [12]. Desta forma, é possível observar a fase sigma no aço 2205 dependendo do tratamento térmico que este tenha sofrido.

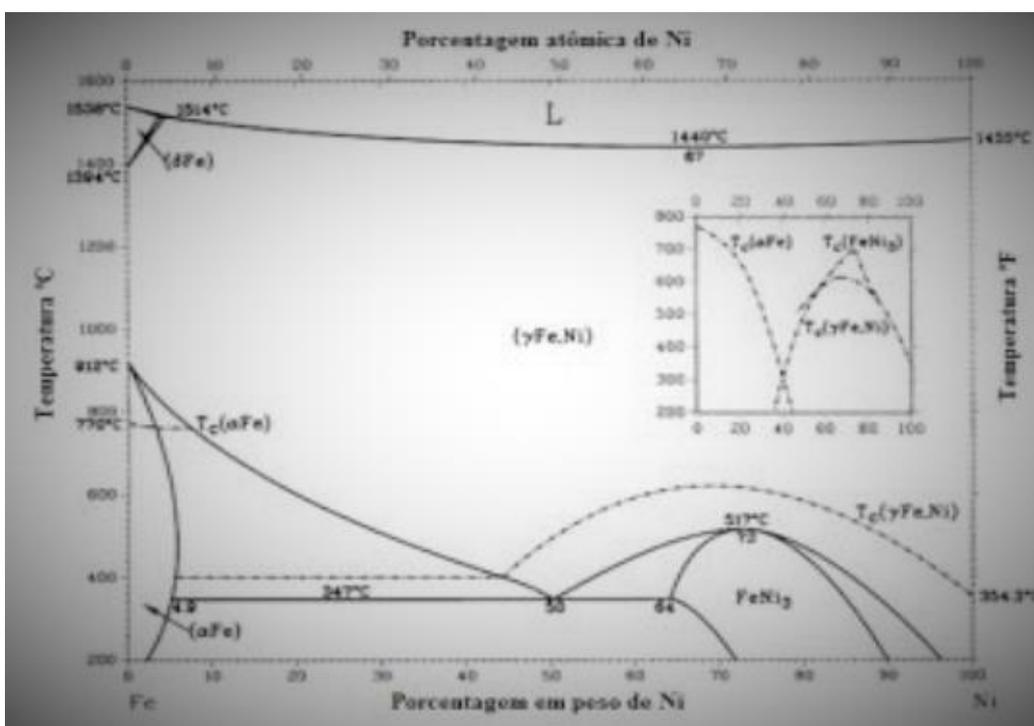


Figura II.1.4.3 Diagrama de fase binário do sistema Fe-Ni [12]

Molibdênio:

O molibdênio (Mo) age para dar apoio ao cromo, oferecendo resistência à corrosão por pites aos aços inoxidáveis. Quando o teor de cromo de um aço inoxidável é de pelo menos 18%, adições de molibdênio se tornam cerca de três vezes mais efetivas que as adições de cromo

contra a corrosão por pites e em frestas nos ambientes que contém cloretos. O molibdênio é um formador de ferrita e também aumenta a tendência de um aço inoxidável formar fases intermetálicas prejudiciais. Portanto, é geralmente restrito a menos de cerca de 7,5% nos aços inoxidáveis austeníticos e 4% nos aços inoxidáveis Dúplex. No aço deste projeto observamos apenas 3% de Mo.[7]

Efeito do Nitrogênio

O nitrogênio reforça a matriz ferrítica e a austenítica, através do mecanismo de endurecimento por solução sólida intersticial, além de estabilizar a austenita em altas temperaturas. O nitrogênio diminui a proporção dos elementos cromo, níquel e molibdênio na ferrita o que retarda a precipitação da fase σ . O nitrogênio aumenta a elasticidade, a resistência à tração e a ductilidade bem como o potencial de corrosão por pite [14]. O nitrogênio aumenta a temperatura na qual a austenita começa a se formar a partir da ferrita, portanto, mesmo com taxas de resfriamento relativamente rápidas, o equilíbrio das frações volumétricas de ferrita e austenita pode ser atingido[6]. O aço em estudo possui 0,02% nitrogênio.

II.1.5 Metalurgia

A diferença na microestrutura conforme adicionamos um elemento de liga pode ser também compreendida através do estudo do diagrama de fase ternário ferro-cromo-níquel que retrata o comportamento metalúrgico do aço inoxidável Dúplex. A seção do diagrama ternário quando há uma composição de 68 % de ferro (figura II.1.5.1) ilustra que essa liga se solidifica como ferrita (α), que posteriormente é parcialmente transformada em austenita (γ) conforme a temperatura vai caindo para cerca de 1000°C (1832°F), dependendo da composição da liga[7].

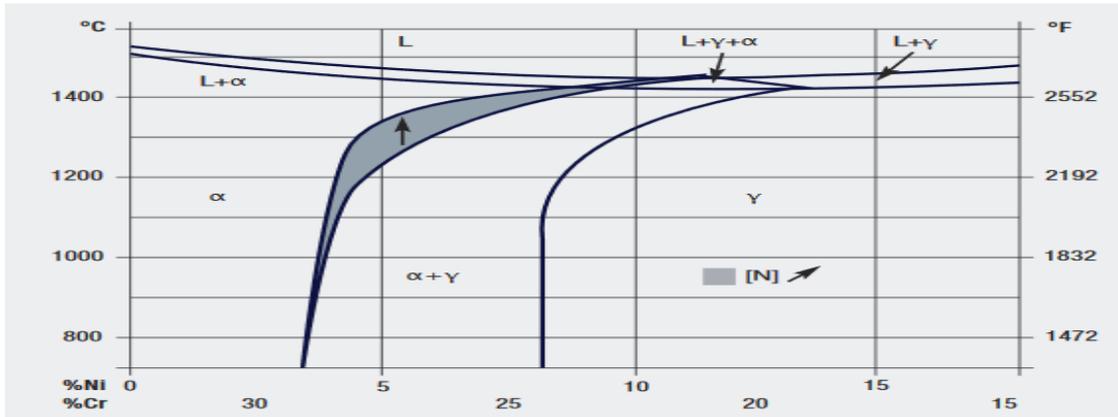


Figura II.1.5.1: Uma Seção do diagrama de fase ternário quando há uma composição de 68 % de ferro (Adaptado de [7])

A quantidade relativa de ferrita (α) e austenita (γ) que está presente em um produto para uma dada classe de Dúplex depende da composição química e da história térmica deste aço. Pequenas mudanças na composição podem ter um efeito significativo na fração volumétrica das duas fases como é indicado no diagrama de fase acima (figura II.1.5.1). Isto é, elementos de liga como o níquel e o cromo tem uma larga influência na quantidade de austenita e ferrita no aço inoxidável Dúplex. O balanceamento de fase ferrita/austenita na microestrutura pode ser previsto com a regressão linear de multivariáveis a seguir demonstrado na fórmula II.1.5.2 abaixo [7]:

$$\begin{aligned} C_{req} &= Cr + 1.73 Si + 0.88 Mo \\ N_{ieq} &= Ni + 24.55 C + 21.75 N + 0.4 Cu \\ \% \text{ Ferrita} &= -20.93 + 4.01 C_{req} - 5.6 N_{ieq} + 0.016 T \end{aligned}$$

Fórmula II.1.5.2 [7]:

Onde T (em °C) é a temperatura de recozimento variando de 1050 °C à 1150 °C) e composição dos elementos de liga está em porcentagem de peso[7]. Isto coloca em termos de fórmula que equilíbrio de fase desejado é atingido principalmente ajustando-se os teores de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio e controlando o histórico térmico.

Assim como traçamos uma seção do diagrama ternário através de uma composição específica, podemos fazer através de uma seção isotérmica. Estas seções são utilizadas para determinar a temperatura de solubilização. Nestas seções isotérmicas podemos observar as

fases: austenita (γ), cúbica de faces centradas; a ferrita (α) cúbica de corpo centrado; α' , também cúbica de corpo centrado, porém rica em cromo, e por isso, muitas vezes é denominada ferrita cromada e a fase sigma (σ), de estrutura tetragonal, extremamente dura e frágil[15].

Traçando as isotérmicas 1200°C, 1100°C e 1000°C (Fig. II.1.5.3, II.1.5.4 e II.1.5.5 respectivamente), pode-se notar a existência de composições onde a presença de ferrita e austenita é possível. Assim, o desenvolvimento de estrutura Dúplex ferrita-austenita pode se dar pela correta escolha de composição, e da execução de tratamento de solubilização, seguido de resfriamento rápido. Nota-se que o campo de equilíbrio entre as duas fases aumenta com a redução de temperatura[15].

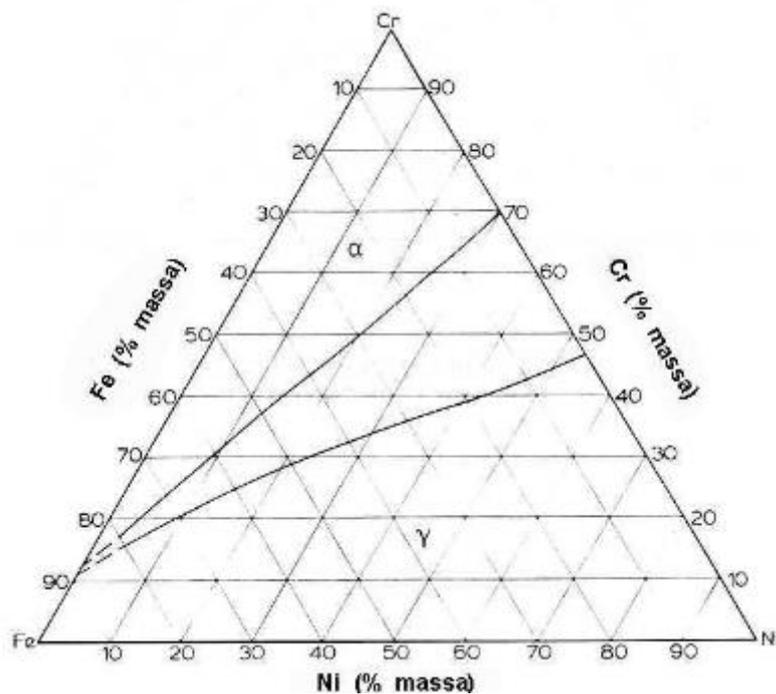


Figura II.1.5.3, Seção isotérmica a 1200°C do ternário Fe-Cr-Ni [15]

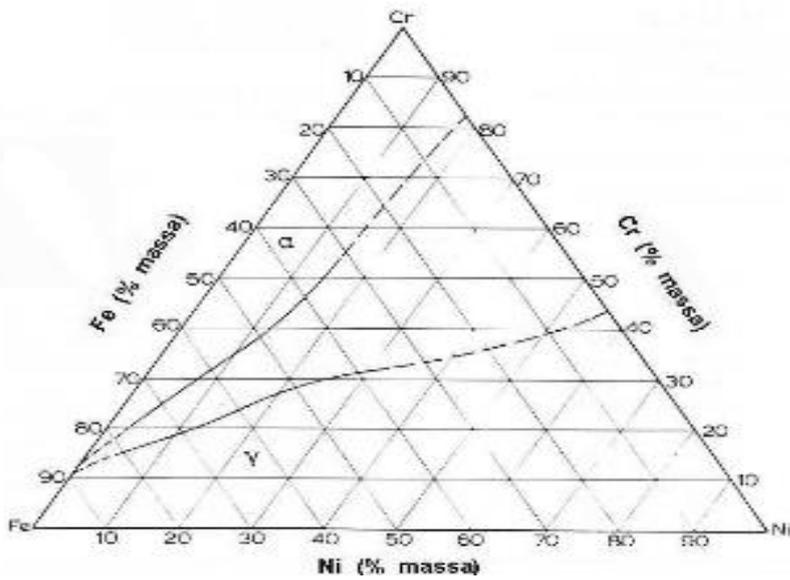


Figura II.1.5.4 Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni [15]

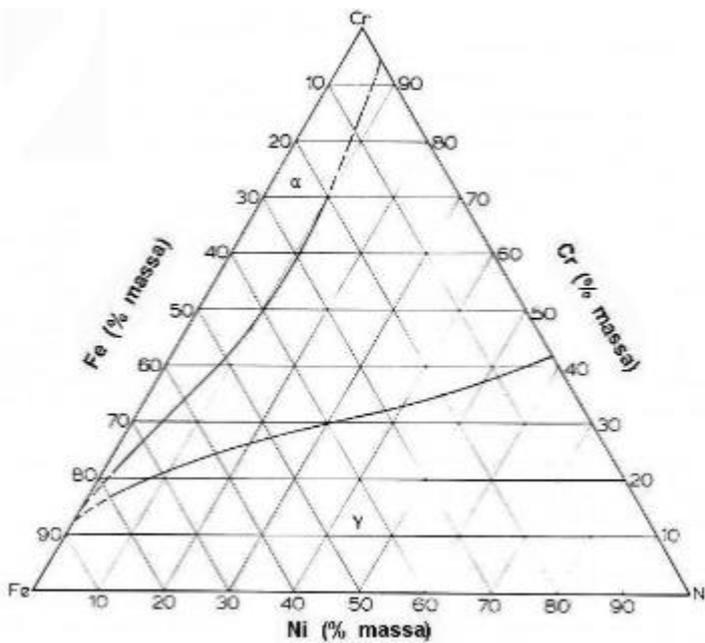


Figura II.1.5.5 Seção isotérmica a 1000°C do ternário Fe-Cr-Ni [15]

II.1.6 Formação da Fase sigma

A fase deletéria rica em Cr e Mo, conhecida como fase sigma (σ) é um precipitado fortemente fragilizante o qual pode se formar entre 600 °C e 1000 °C, intervalo este

dependente da composição química da liga. Por ser uma fase enriquecida por esses elementos, a precipitação desta fase causa empobrecimento destes nas regiões adjacentes diminuindo a resistência a corrosão destes aços. A fragilidade da fase sigma a temperatura ambiente está relacionada a sua dificuldade de gerar discordâncias móveis. Esta fase apresenta uma alta dureza de 900 a 1000 HV. O que acarreta uma perda na ductilidade e forte redução na tenacidade ao impacto além da perda de resistência a corrosão da liga. Uma precipitação de 4 % em volume desta fase pode resultar em um decréscimo de aproximadamente 90 % da tenacidade. A fase sigma (σ) é não magnética na temperatura ambiente [16]. Desta forma, a presença desta fase altera as propriedades magnéticas dos aços.

Nos aços inoxidáveis Dúplex a ferrita (α) é termodinamicamente metaestável na faixa de temperatura de precipitação da fase sigma além de possuir um teor mais elevado dos elementos formadores da fase sigma Cr e Mo. Sendo assim, a precipitação da fase sigma dá-se principalmente pela decomposição da ferrita. Decomposição esta que pode ocorrer através de uma reação eutetóide, formando sigma (σ) e austenita secundária (γ), esta última com teores mais baixos de Cr e Mo. A reação ocorre por nucleação e crescimento. Neste trabalho foi analisado o diagrama de tratamento térmico (TTT) de precipitação da fase sigma no aço SAF 2205 onde pode ser observado o aumento da quantidade de fase sigma com o tempo na faixa de temperatura entre 600 °C e 1000 °C. E que será explicado na seção IV de materiais e métodos.

II.1.7 Propriedades

Físicas

Os aços inoxidáveis Dúplex (AID) possuem um baixo coeficiente de expansão térmica se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos (AIA). O que reduz sua aplicação em juntas de expansão e confere condições para o emprego em serviços que envolvam ciclos térmicos. Já a condutividade térmica é levemente superior, em algumas designações o que os AIA. Estas propriedades, combinadas com a alta resistência mecânica, os torna altamente empregáveis em componentes de paredes finas, tais como tubulações e vasos de pressão. A tabela da figura II.1.7.1 apresenta as principais propriedades físicas de diversos AIS e AISD comparadas às dos aços inoxidáveis ferríticos (AIF), austeníticos (AIA) e ao aço carbono

correspondente a norma ASTM A 516 [6]. Sendo o aço em estudo particular, SAF 2205, especificado por esta nomenclatura como S31803.

Tipos	Especificação Grau	Temperatura (°C)	Módulo de Young (GPa)	Coefficiente de Expansão Térmica ($10^{-6} K^{-1}$)	Condutividade Térmica ($Wm^{-1}K^{-1}$)
Ferrítico	A516 [±]	20	205	12,5	60
	S43000	20	205	10	22
	S44700	20	205	10	21
Austenítico	S30400	20	205	16	16
	N08904	20	205	16	15
Duplex	S 31803	20	200	---	14
		100	190	13	15
		200	180	14	17
		300	170	14,5	18
	S 32304	20	200	13	16
Superduplex	S 32750	20	200	13	14
	S 32760	20	190	12,8	12,9
	S 32520	20	205	13,5	17
		100	195	14	18
		200	185	14,5	19

Figura II.1.7.1: Propriedades físicas dos diversos aços inoxidáveis e o aço carbono A516[6].

Mecânicas

A elasticidade dos aços Dúplex é superior a duas vezes a elasticidade em aços de única fase, como aços ferríticos ou austeníticos. Eles possuem também alta tenacidade e ductilidade se comparados com aços ferríticos e martensíticos, e alta resistência a corrosão sob tensão e corrosão intergranular, se comparados a aços austeníticos. Possuem também limite de escoamento duas vezes maior que o aço inoxidável austenítico[5]. Os aços inoxidáveis Dúplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente. Resultados de ensaios de impacto demonstram que os aços Dúplex apresentam boa tenacidade. Porém esta tenacidade está limitada a fração volumétrica e a distribuição de ferrita. A Fig. II.1.7.2 mostra os resultados obtidos por no ensaio de impacto (Charpy) para aços inoxidáveis Dúplex em comparação a liga inoxidável austenítica 316L. Observa-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os aços Dúplex está em torno de -50°C enquanto que a liga 316L não apresenta este fenômeno, pois esta transição é típica da fase ferrítica. Nota-se ainda a alta resistência ao impacto do aço SAF 2205, a temperatura ambiente[2].

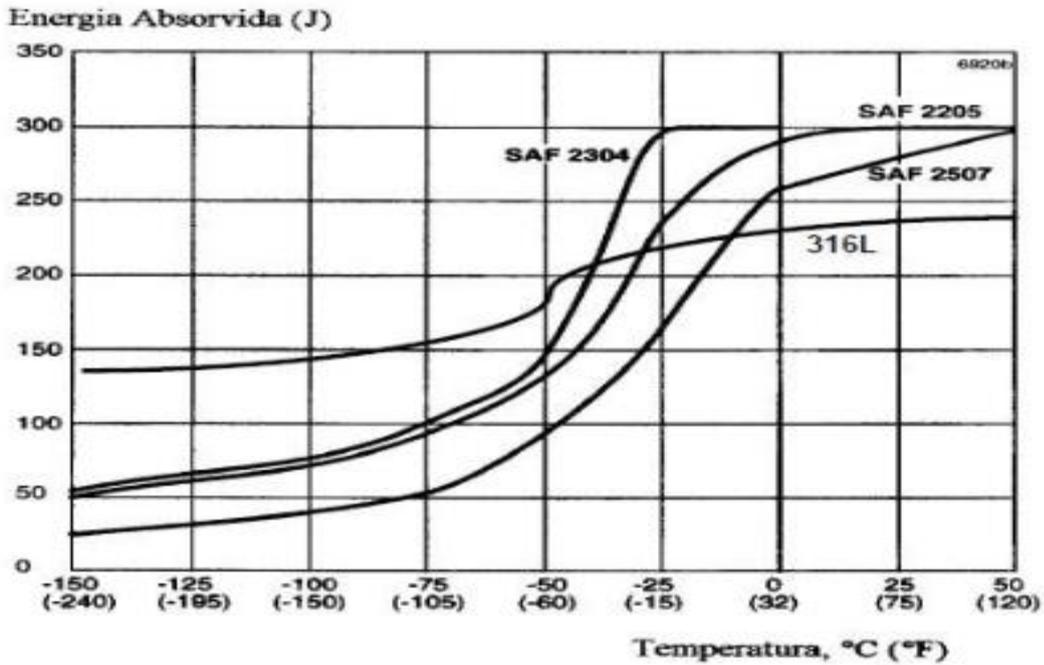


Figura II.1.7.2: Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis Dúplex [2].

A tabela da figura II.1.7.3 apresenta as propriedades mecânicas dos diversos AID. Complementarmente, a figura II.1.7.4 mostra as curvas tensão -deformação obtidas no ensaio de tração para diversos aços inoxidáveis, observando-se a elevada resistência mecânica do AID SAF 2205 em relação ao SAF2507[6].

Aço Inoxidável	Grau UNS	σ_e (MPa)	σ_{LR} (MPa)	Alongamento (%)	Dureza	
					(HB)	(HRC)
Ferrítico	S40900	205	380	20	179	---
	S44700	415	550	20	223	20
Austenítico	S31603	170	485	40	217	---
	S31254	300	650	35	223	---
Duplex e Superduplex	S31200	450	690	25	293	31
	S31803	450	620	25	293	31
	S32304	400	600	25	290	32
	S32550	550	760	15	302	32
	S32750	550	795	15	310	32
	S32760	550	750	25	270	---
	S32900	485	620	15	269	28
S32950	485	690	15	293	32	

Figura II.1.7.3: Valores Mínimos em relação às tensões limite de escoamento (σ_e), de resistência (σ_{LR}) e alongamento (%), assim como valores máximos de dureza para diversos aços inoxidáveis em estado solubilizado[6].

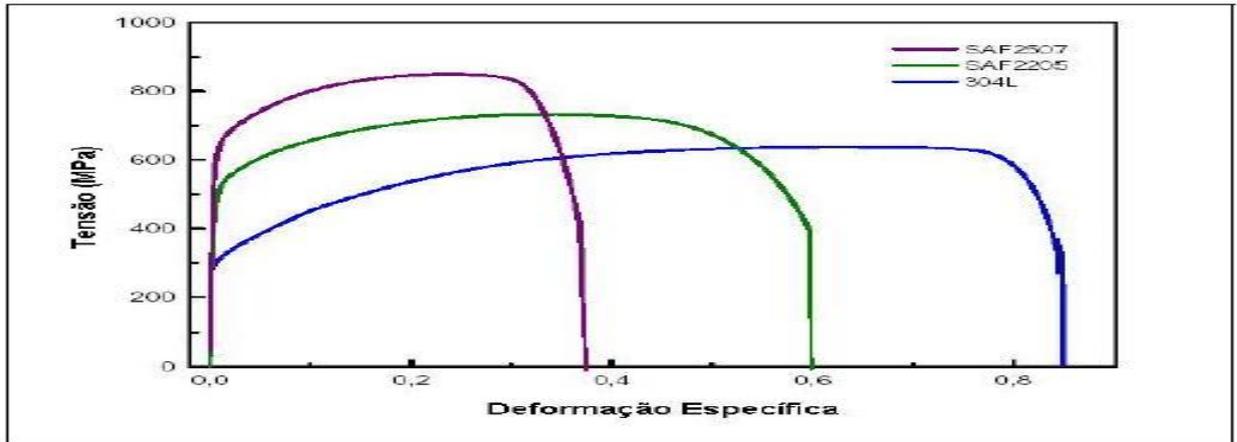


Figura II.1.7.4: Curvas de engenharia resultantes dos ensaios de tração dos aços inoxidáveis :304L,SAF2507 e SAF2205[6].

II.2 Correntes Parasitas

II.2.1Histórico

O ensaio não destrutivo de correntes parasitas teve sua origem em 1831 quando Michael Faraday demonstrou a indução eletromagnética e formulou experimentalmente as leis da indução. Em 1879, um cientista chamado Hughes registrou mudanças na propriedade de uma bobina quando colocada em contato com metais de diferentes condutividades e permeabilidades[17].

A primeira aplicação de alto nível do eletromagnetismo foi em 1881, quando Alexander Graham Bell tentou localizar uma bala de revólver alojada no corpo do presidente dos Estados Unidos Garfield. A primeira aplicação industrial do ensaio eletromagnético surgiu por volta de 1930 como uma simples forma de separar materiais de diferentes condutividades. As aplicações industriais para outras finalidades somente foram difundidas nos anos 1950 e 1960 quando o Dr. Friedrich publicou suas pesquisas sobre caracterização dos materiais e o conceito do diagrama de impedância [17,18]

II.2.2Princípio básico da técnica

A técnica de correntes parasitas é baseada na excitação de uma bobina por uma corrente alternada que gera um campo magnético. Este campo é perpendicular à superfície da amostra, denominado campo indutor ou campo primário. Quando a bobina é posta nas proximidades da superfície do material condutor elétrico, o campo indutor induz correntes elétricas na superfície e no interior da amostra chamada de correntes parasitas, ou “*eddy current*”, em inglês. Essas correntes elétricas alternadas fluem em planos paralelos às espiras da bobina de ensaio e produzem um campo magnético alternado, chamado campo magnético induzido ou secundário, cuja direção é a mesma do campo indutor, porém em sentido oposto. Ilustrado na figura II.2.2.1[18,19].

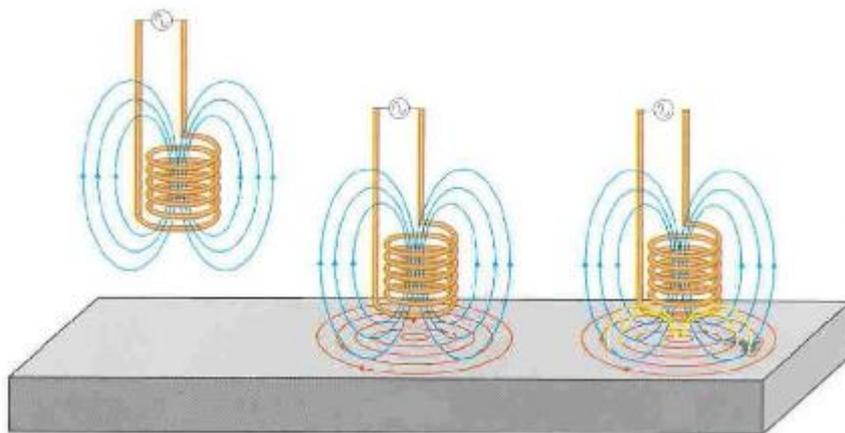


Figura II.2.2.1 : Desenho esquemático do princípio básico do ensaio de correntes parasitas [adaptado de 18]

O comportamento das correntes parasitas afeta a impedância da bobina que é usado como referência no ensaio de correntes parasitas. Quando uma bobina indutora é colocada em contato com duas amostras com mesmas propriedades, diferenciando-se apenas pela presença ou não de defeitos, os caminhos das correntes parasitas nos dois casos devem ser diferentes. Isto porque, a presença de um defeito no material causa um aumento na resistência à passagem da corrente elétrica naquela região, produzindo uma redução no fluxo de correntes parasitas. Da mesma forma, variações microestruturais com propriedades magnéticas diferentes geram uma facilitação ou dificuldade da passagem da corrente e, conseqüentemente, impedâncias diferentes [19]. Essa diferença de impedância é usada para analisar os defeitos presentes na amostra e as propriedades dos materiais.

II.2.3 Propriedades que influênciam no ensaio de correntes parasitas

Alguns fatores podem influenciar a impedância da sonda, dentre eles podemos destacar os itens a seguir.

II. 2.3.1. Condutividade elétrica

A condutividade elétrica é uma propriedade intrínseca ao material. Esta possui um efeito de como as correntes parasitas fluem no mesmo, pois quanto maior a condutividade do material, maior é o fluxo de correntes parasitas que vai passar na superfície do material. No entanto, há certos fatores que podem mudar a condutividade do material, como: composição, tratamentos térmicos, endurecimento, encruamento, entre outros[20].

II. 2.3.2. Permeabilidade Magnética

A permeabilidade pode ser descrita como a facilidade de o material ser magnetizado. Para materiais não magnéticos a permeabilidade magnética é igual à do ar cujo valor numérico é 1.

Se a intensidade do campo magnético indutor em vários locais varia mesmo que muito levemente, essas pequenas variações apresentam um grande efeito sobre a impedância da bobina. Essas variações da impedância da bobina são, muitas vezes, tão grandes que, em comparação com variações provocadas por mudanças na condutividade ou dimensões, podem mascarar todas as outras variações. Sendo assim muito mais comum a utilização da técnica de correntes parasitas em materiais não magnéticos como alumínio e aços inoxidáveis. No caso de materiais ferromagnéticos, quando a geometria da amostra permite, este efeito pode ser contornado pela magnetização do material, até atingir a saturação. Usa-se para isso, uma outra bobina, alimentada por corrente contínua. A saturação magnética efetivamente elimina quaisquer variações do campo magnético residual[18].

II. 2.3.3. Frequência

A resposta das correntes parasitas é amplamente afetada pela frequência escolhida. Felizmente, essa é uma propriedade que pode ser controlada pelo operador [20]. A frequência de inspeção influencia na profundidade de penetração, pois à medida que aumenta a frequência, a penetração diminui, que faz com que a distribuição de correntes fique mais densa na superfície do material.

II. 2.3.4. Geometria do material ensaiado

Em objetos de ensaio muito espessos, o campo magnético gerado não consegue “varrer” toda a espessura da peça, como é mostrado na Fig. 2.3.4.1(a). Neste caso, a inspeção de todo o material da peça que se situar abaixo de uma dada espessura, poderá deixar de detectar discontinuidades. Há ainda a situação que o objeto ensaiado possui espessura muito fina, de modo que o campo magnético ultrapassa a espessura deste, como está representado na Fig. II.2.3.4.1 (b). Neste caso, um aumento na espessura do objeto aparecerá como se houvesse um aumento na condutividade do material[18].

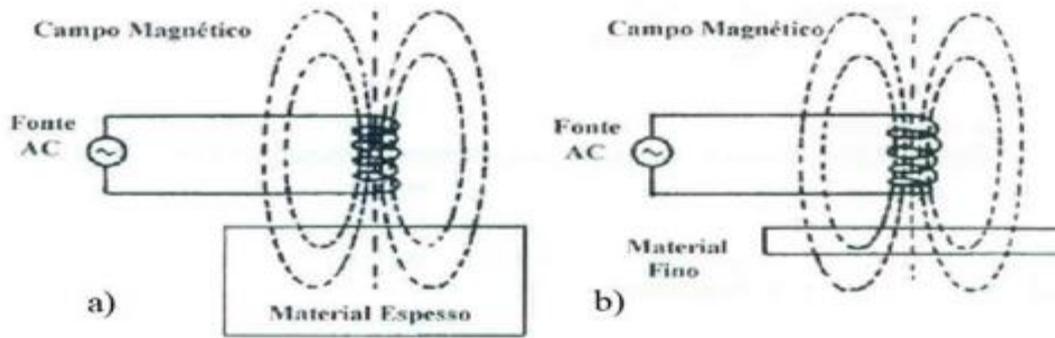


Fig. II.2.3.4.1 Efeito da espessura do material no ensaio de correntes parasitas [18]. a) material espesso e b) Material fino [18].

II. 2.3.5. Distância da peça (lift-off)

A variação do espaçamento entre a bobina e o material a ser ensaiado é chamada de *lift-off*. Uma bobina quando energizada e mantida no ar, longe de qualquer material condutor, apresenta um determinado valor de impedância (impedância inicial ou *lift-off* infinito que depende apenas do design da sonda). Se a bobina é levada para perto de algum material condutor, o valor inicial da impedância da bobina começa a mudar, assim que o campo magnético indutor intercepta o material. Essa variação de impedância continua até que a bobina se apóia inteiramente sobre o material. Com a variação da impedância da bobina, o sinal apresentado no instrumento de medição também mudará[17].

A curva de impedância descrita pelas sondas que movem pelos dois pontos citados anteriormente é a curva de *lift-off* e é um fator muito importante a se considerar em ensaios de correntes parasitas. Por causa da natureza das sondas de correntes parasitas as curvas de *lift-off* são não lineares, a mudança do campo é maior próximo as bobinas, sendo assim em especial para sondas de pequenos diâmetros, nas quais o campo cai rapidamente, o alcance no qual as medidas podem ser tomadas é muito pequeno e o efeito do *lift-off* é acentuado[19].

II.2.4 Profundidade de penetração padrão (δ)

O campo magnético que penetra no material decresce à medida que aumenta a profundidade do material, conseqüentemente a densidade de correntes parasitas que fluem decrescem exponencialmente com a profundidade. Este fenômeno de decaimento é conhecido como

efeito pelicular, ou do inglês, *skin depth*. A profundidade de penetração padrão δ , do inglês *standard depth of penetration* é definida como a profundidade em que a intensidade de correntes parasitas é reduzida a $1/e * 100\%$, ou seja, a 36,8% do seu valor da superfície[20,21]. O valor é dado pela fórmula II.2.4.1 abaixo:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\mu f \sigma \pi}}$$

Onde:

f é a frequência [Hz];

μ é a permeabilidade magnética [Tm/A];

σ é a condutividade [S/m].

Fórmula II.2.4.1 [20,21]

Através desta fórmula pode-se ver que a frequência de inspeção determina a profundidade de penetração, pois à medida que esta aumenta, a penetração diminui e a distribuição das correntes fica mais densa na superfície do material. Isto caracteriza uma limitação da técnica de que quando um defeito está presente em uma profundidade tal que as correntes parasitas não alcançam, não é possível detectá-lo. Além disso materiais com alta permeabilidade magnética como os materiais ferromagnéticos possuem baixa penetração e a técnica de correntes parasitas implica na inspeção somente das camadas superficiais. Ilustrado na figura II.2.4.2 abaixo[17]:

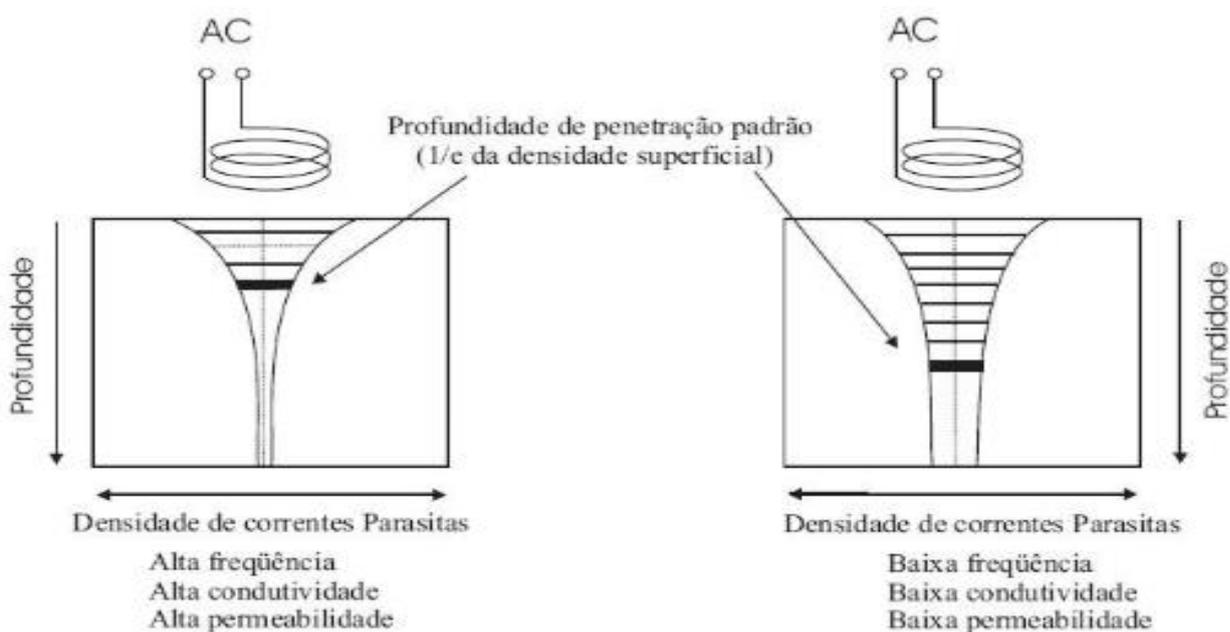


Figura II.2.4.2 Profundidade de Penetração [17].

II.2.5 Plano de impedância

Impedância elétrica (Z) é a oposição total que um circuito apresenta a uma corrente. A impedância, medida em ohms, pode incluir a resistência (R), reatância indutiva (X_L) e reatância capacitiva (X_C). Nos circuitos de correntes parasitas normalmente existem apenas componente de resistência e reatância indutiva e como esses dois componentes não se encontram em fase, o único modo de se utilizar seus valores como modo de mensurar as suas variações juntamente é utilizando a impedância. Desta forma, a resposta do ensaio de correntes parasita é dado através do plano de impedância que é uma representação gráfica da impedância da bobina, dada por um número complexo contendo a parte real (componente resistiva R) e a parte imaginária (componente indutiva X_L) [18,20] A figura II.2.5.1 mostra essa representação.

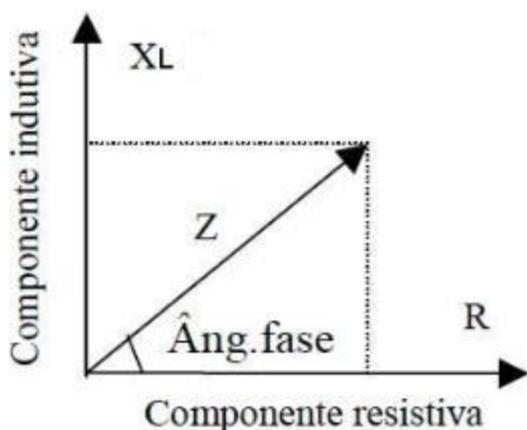


Figura II.2.5.1 Representação gráfica do plano de impedância [18]

A apresentação da impedância está associada a uma amplitude e a um ângulo de fase. Assim, toda mudança de impedância é acompanhada de uma mudança na amplitude e na fase do sinal e a mudança na fase traz também informações sobre as condições do material [18]. A impedância Z é dada pela expressão II.2.5.2: $Z = \sqrt{R^2 + X_L^2}$ o ângulo de fase é dado pelo ângulo formado entre a componente indutiva X_L e a componente resistiva R . Assim temos a expressão II.2.5.3: $\theta = \text{tg}^{-1} (X_L/R)$ [20]

Na figura II.2.5.2 abaixo vemos que a força da correntes parasitas e a permeabilidade magnética do material de teste fazem o sinal de corrente parasita no plano da impedância reagir numa variedade de formas diferentes[17].

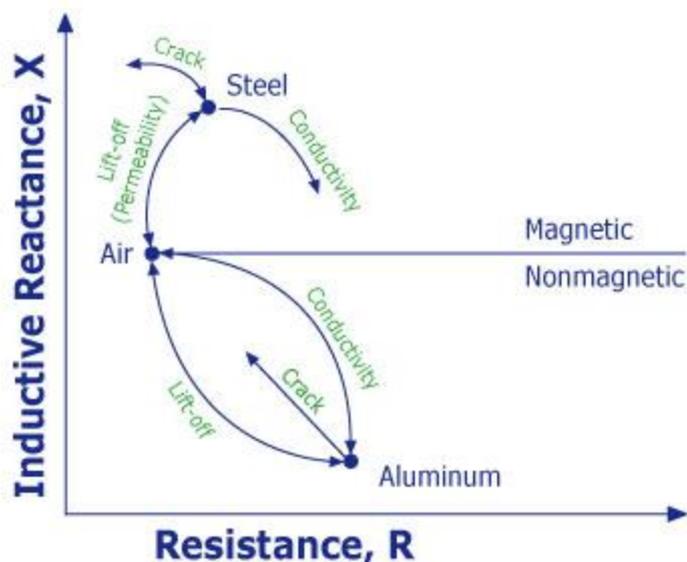


Figura II.2.5.2: Variação da impedância a partir das variações das propriedades dos materiais [17]

Na figura II.2.5.2 acima observamos ,que inicialmente equilibramos a sonda no ar.Posteriormente, se aproximarmos a sonda de corrente parasitas ao alumínio, a componente resistiva irá aumentar porque correntes parasitas estão sendo geradas no alumínio e isso tira energia da bobina, o que mostra-se como aumento na resistênci da bobina. A reatância indutiva, entretanto, decresce devido ao campo magnético gerado pelas correntes parasitas se opor ao campo magnético da bobina, resultando em um campo magnético menor para produzir indutância. Se um defeito está presente no material, menos correntes parasitas serão formadas e a resistênci vai voltar para baixo e a reatância indutiva vai voltar a subir [17].

Quando uma sonda é colocada sobre um material magnético, tal como aço carbono coum, ocorre um comportamento diferenciado. Assim como com alumínio (condutor mas não

magnético), forma-se correntes parasitas, tirando energia da bobina, que mostra-se como um aumento na resistência bobinas. E, assim como com o alumínio, as correntes parasitas geram seu próprio campo magnético que se opõe as bobinas de campo magnético. No entanto, na figura observamos que a reatância aumenta. Isto é porque a alta permeabilidade magnética do aço concentra o campo magnético da bobina. Este aumento no fluxo do campo magnético se sobrepõem ao campo magnético gerado pelas correntes parasitas . A presença de uma trinca ou uma alteração na condutividade irá produzir uma mudança no sinal de corrente parasita semelhante ao observado com o alumínio[17]. Desta forma, esta sensibilidade das sondas de correntes parasitas a materiais com diferentes permeabilidade magnéticas e condutividade elétricas faz com que possamos usar este ensaio para caracterização dos materiais e detecção de defeitos.

II.2.6 Tipos de Sondas de Corrente parasitas

As sondas utilizadas no ensaio de correntes parasitas podem ser encontradas em uma ampla variedade de formatos e tamanhos. O que caracteriza uma das principais vantagens da inspeção por correntes parasitas pois as sondas podem ser projetadas para uma grande gama de aplicações de acordo com o seu formato. No que referente ao modo de operação as sondas podem ser classificadas pelo modo como a bobina ou as bobinas estão conectadas, onde são normalmente classificadas em absolutas, diferenciais e reflexivas.

II.2.6.1 Sonda Absoluta

As sondas absolutas geralmente são feitas com uma única bobina que é usada para gerar as correntes parasitas e captar as mudanças no campo das correntes parasitas. Através da medida da variação de impedância de uma sonda absoluta, muitas informações podem ser obtidas sobre o material ensaiado. As sondas absolutas podem ser utilizadas para detecção de falhas, medidas de condutividade dos materiais, medidas de lift-off e espessura [17]. Ilustrada na figura II.2.6.1.1.

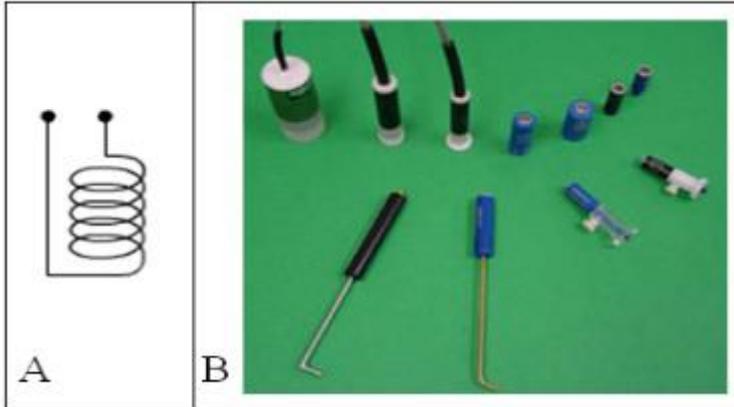


Figura II.2.6.1.1 A: Enrolamento de uma sonda absoluta. B: Foto de algumas sondas absolutas [21]

II.2.6.2 Sonda Diferencial

As sondas diferenciais possuem duas bobinas acopladas que varrem áreas diferentes do material ensaiado. Quando as duas bobinas estão sobre uma área sem defeitos no material, não existe sinal diferencial entre elas, desde que estejam inspecionando o mesmo material. Entretanto, quando uma bobina passa por um defeito e a outra bobina está sobre um material sem defeito, um sinal diferencial será produzido. Este tipo de sonda possui a vantagem de ser bastante sensível em materiais com defeitos pequenos. Figura II.2.6.2.1, sinal esse que tem uma forma de “8” no plano de impedância após as duas bobinas passarem pelo defeito [5].

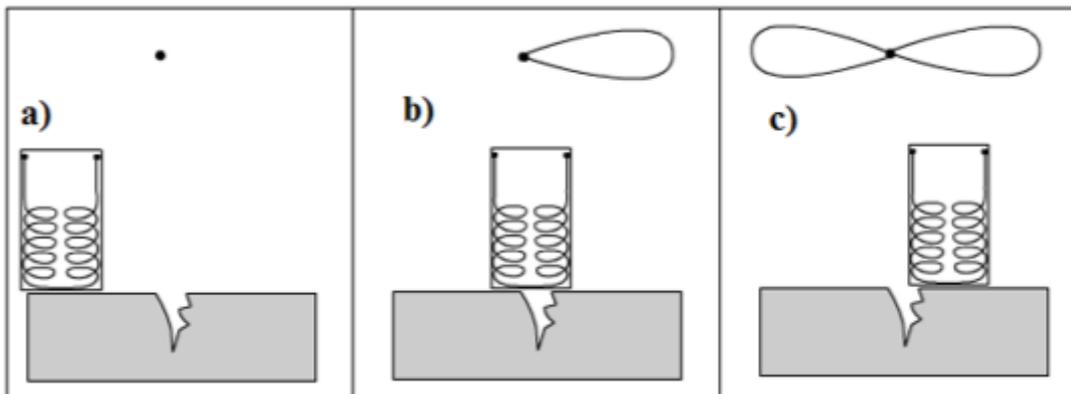


Figura II.2.6.2.1: Formação do sinal de uma sonda diferencial, a) sonda acima do material sem defeito, b) sinal de uma única bobina acima do defeito, c) sinal após as duas bobinas passarem pelo defeito. Adaptado de [17].

Uma desvantagem dessa sonda é a dificuldade de interpretação do sinal, como por exemplo, quando o defeito é maior que o espaçamento entre as duas bobinas somente as bordas serão detectadas devido ao cancelamento do sinal quando as duas bobinas se

encontrarem acima do defeito [17].

II.2.6.3 Sonda Reflexiva

As sondas reflexivas possuem duas bobinas, assim como a sonda diferencial, só que na sonda reflexiva uma é usada para gerar as correntes parasitas enquanto a outra é usada para captar as variações no material que está sendo analisado. A vantagem de usar esta sonda é que as bobinas de geração e de captação do sinal podem ser facilmente separadas e otimizadas de acordo com a finalidade pretendida. Desta forma, a bobina excitadora pode ser otimizada a fim de formar um fluxo de campo forte na vizinhança da bobina receptora e a bobina receptora pode ser otimizada para ter uma dimensão adequada para o tamanho do defeito a ser detectado [17]

II.2.7 Aplicações

Equipamentos de correntes parasitas podem ser usados para uma grande variedade de aplicações como detecção de trincas, medidas de espessuras de peças finas, determinação da espessura de recobrimentos e medir condutividade elétrica e permeabilidade magnética[17].

II. 2.7.1. Detecção de defeitos

Inspeção por correntes parasitas é um excelente método para detecção de defeitos superficiais e subsuperficiais. Por interromperem a passagem da corrente parasita enfraquecendo sua intensidade, defeitos como trincas são facilmente detectados. As figuras II.2.7.1.1.a e II.2.7.1.1.b a seguir demonstram como a intensidade das correntes varia na presença da trinca para uma sonda absoluta sendo a intensidade mostrada pela diferença de cores [17].

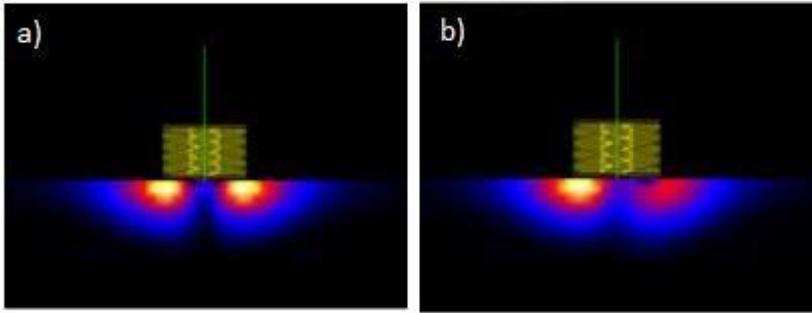


Figura II 2.7.1.1: intensidade das correntes parasitas por uma sonda absoluta a) peça sem defeito e b)peça com trinca no lado direito[17].

A sensibilidade da inspeção pode ser afetada por fatores como o tipo de material, acabamento superficial, condição do material, design da sonda. Desta forma no intuito de termos uma boa detecção de defeitos superficiais é requerido: um bom conhecimento do provável tipo de defeito, posição e orientação; selecionar adequadamente o tipo de sonda(a sonda deve ser adequada para a geometria do material a ser inspecionado);devemos selecionar adequadamente os parâmetros de inspeção como a frequência(frequências altas para defeitos superficiais e frequências baixas para defeito subsuperficiais) e a voltagem.[17].

II.2.7.2 Medida de espessuras

A técnica de correntes parasitas pode ser utilizada para várias formas de medidas dimensionais sem necessitar de acoplantes e em alguns casos nem ao menos contato com a superfície do material. Alguns exemplos de tipos de medidas de espessuras são :as de espessuras de folhas ou placas finas de metal e recobrimento metálicos em substratos não metálicos; seções transversais de tubos e barras cilíndricas e espessuras de recobrimentos não metálicos em substratos metálicos (Figura II.2.7.2.1) [17].

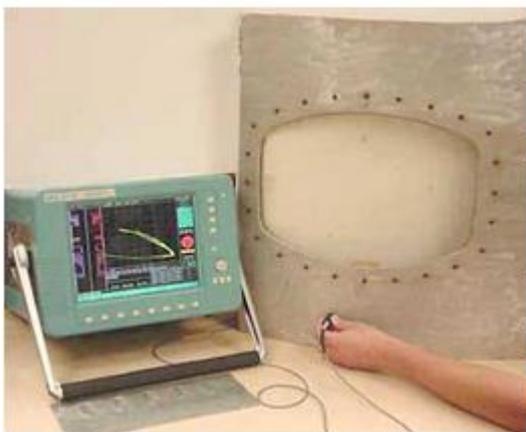


Figura II.2.7.2.1: Medição de espessura utilizando a técnica de correntes parasitas

II.2.7.3 Medida de condutividade

Outra utilização dos instrumentos de correntes parasitas é a medição da condutividade elétrica. Esta propriedade depende de fatores como composição química, estado de tensões e estrutura cristalina, sendo assim a medição da condutividade por correntes parasitas é muito utilizada para inspecionar metais a fim de checar a sua estrutura após tratamentos térmicos. A medida é feita analisando a variação da curva de *lift-off* e comparando-a com a de materiais com condutividades elétricas conhecidas. Figura II.2.7.3.1. No entanto, essa técnica é utilizada para materiais não magnéticos devido ao fato que materiais ferromagnéticos concentram o campo magnético produzido pela bobina, aumentando a reatância indutiva da bobina. Isto gera um campo que sobrepõe às variações de propriedades do material [17].

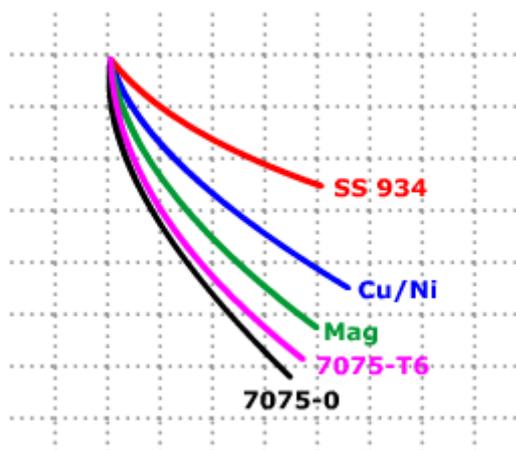


Figura II.2.7.3.1: Diferentes curvas de *lift-off* conforme a condutividade do material

II.2.7.4 Detecção da Fase Sigma

A ferrita(δ) é ferromagnética enquanto a austenita (γ) é paramagnética e a fase sigma (σ) não-magnética. Desta forma, um aumento na quantidade de fase sigma (σ) e consequentemente um decréscimo na fração volumétrica da ferrita, resulta em comportamento menos ferromagnético do material. Desta forma a presença da fase sigma provoca uma alteração nas propriedades magnéticas do material[22]. Baseado nestes conceitos os trabalhos de Todorov[22] e Rebello[23,24] comprovaram que a técnica de corrente parasita é altamente capacitada para detecção da fase sigma.

No trabalho desenvolvido por Rebello [23] foram utilizadas 24 amostras solubilizadas à 1220 °C durante uma hora afim de balancear 50 % de fase ferrita (δ) e 50% austenita (γ). Seguindo de resfriamento a água. Quatorze amostras receberam tratamentos de envelhecimento que introduziram diferentes quantidades de fase sigma (σ). O tratamento de envelhecimento foi conduzido a 1000 °C por diferentes períodos de tempo seguidos de resfriamento a água. Três amostras não receberam o tratamento térmico de envelhecimento e continuaram na condição de solubilizadas. Outras 3 foram analisadas como recebidas, sem nenhum tipo de tratamento. E sete amostras foram preparadas para que não tivessem a fase sigma, porém com maior fração volumétrica de ferrita. Nestas amostras foram feitos tratamentos térmicos à 1320°C e 1350 °C durante diferentes períodos de tempo ,obtendo balanços de fase δ/γ em torno de 70/30 sem nenhuma fase sigma[23].

Para determinar a quantidade de cada fase presente na microestrutura do aço foi utilizada a técnicas de difração de raio x e metalografia. Os valores da temperatura, tempo e porcentagem de cada fase estão na figura II 2.7.4.1 a seguir:

Amostra	Temperatura(°C)	Tempo(Min)	Fase γ (%)	Fase δ (%)	Fase σ (%)
01	1000	60	64.0 ± 2.3	32.5 ± 2.7	3.4 ± 1.0
02	1000	45	49.3 ± 3.0	47.5 ± 3.5	3.1 ± 0.9
03	1000	22	64.3 ± 3.9	32.6 ± 4.0	3.0 ± 0.6
04	1000	45	62.4 ± 4.3	34.8 ± 4.1	2.7 ± 0.7
05	1000	25	52.2 ± 12.1	45.1 ± 11.5	2.6 ± 1.2
06	1000	25	65.1 ± 9.8	31.7 ± 7.8	2.4 ± 1.1
07	1000	5	68.1 ± 7.9	29.6 ± 8.2	2.2 ± 0.7
08	1000	60	61.1 ± 5.0	36.6 ± 4.9	2.1 ± 1.9
09	1000	20	64.4 ± 4.5	33.4 ± 4.5	2.1 ± 0.2
10	1000	20	56.7 ± 6.5	41.2 ± 6.9	2.0 ± 0.7
11	1000	1	57.9 ± 5.5	40.4 ± 5.3	1.6 ± 0.6
12	1000	1	59.3 ± 7.1	39.0 ± 7.1	1.6 ± 0.2
13	1000	6	68.5 ± 3.6	29.9 ± 3.6	1.5 ± 0.4
14	1000	10	61.6 ± 5.4	37.0 ± 5.3	1.2 ± 0.4
15	As received		47.7 ± 2.0	52.2 ± 2.0	0.0
16	As received		44.2 ± 4.9	55.7 ± 4.9	0.0
17	As received		47.1 ± 1.6	52.8 ± 1.6	0.0
18	1220	60	50.2 ± 7.8	49.7 ± 7.7	0.0
19	1220	60	56.8 ± 5.1	43.1 ± 5.1	0.0
20	1220	60	54.3 ± 5.7	45.7 ± 5.7	0.0
21	1320	60	38.8 ± 3.3	61.1 ± 2.9	0.0
22	1320	60	28.3 ± 5.1	71.6 ± 5.0	0.0
23	1320	120	44.8 ± 3.0	55.1 ± 3.0	0.0
24	1320	60	36.2 ± 7.4	63.7 ± 7.4	0.0
25	1320	240	41.7 ± 6.9	58.2 ± 6.9	0.0
26	1350	60	34.4 ± 6.4	65.7 ± 6.3	0.0
27	1350	60	40.5 ± 8.7	59.4 ± 8.6	0.0

Figura II. 2.7.4.1 :Correlação entre amostra, temperatura e de fração volumétrica de cada fase .Adaptado de [23]

Após o conhecimento da quantificação das frações volumétricas de cada fase na microestrutura foi testada a capacidade da técnica de corrente parasitas em distinguir a porcentagem de fase sigma em cada uma das amostras.

Utilizou -se uma sonda de corrente parasitas operando numa frequência de 4Khz a figura II.2.7.4.2 ilustra o resultado obtido na inspeção das amostras.

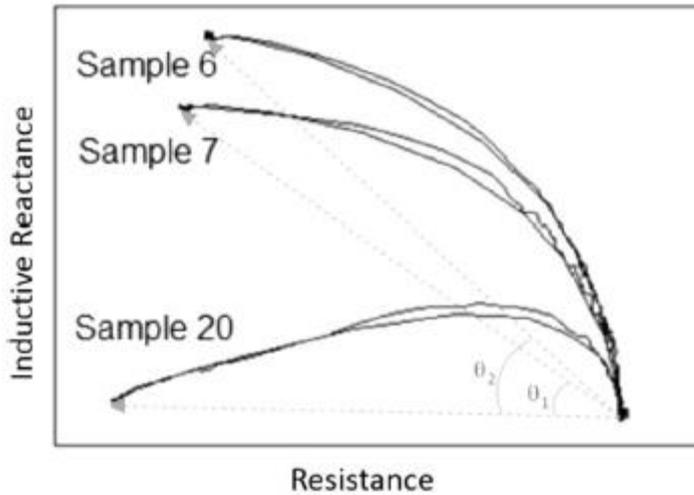


Figura II.2.7.4.2: Representação gráfica do plano de impedância para um teste de correntes parasitas. Diferente ângulos de fase θ_1 e θ_2 para as amostras 6, 7 e 20. [23]

Na figura II.2.7.4.2 acima observamos que a medida que aumentamos a quantidade de fase sigma precipitada a reatância indutiva diminui. Isto já era esperado porque a fase sigma (não -magnética) interage com a fase ferrítica (magnética) diminuindo a permeabilidade magnética das amostras. Podemos observar também na figura II.2.7.4.3 abaixo que a técnica de correntes parasitas pode diferenciar amostras com e sem fase sigma. Onde todas as amostras com fase sigma exibem um ângulo maior $15,5^\circ$ que enquanto amostras sem fase sigma apresentam um angulo menor que $14,3$ [23].

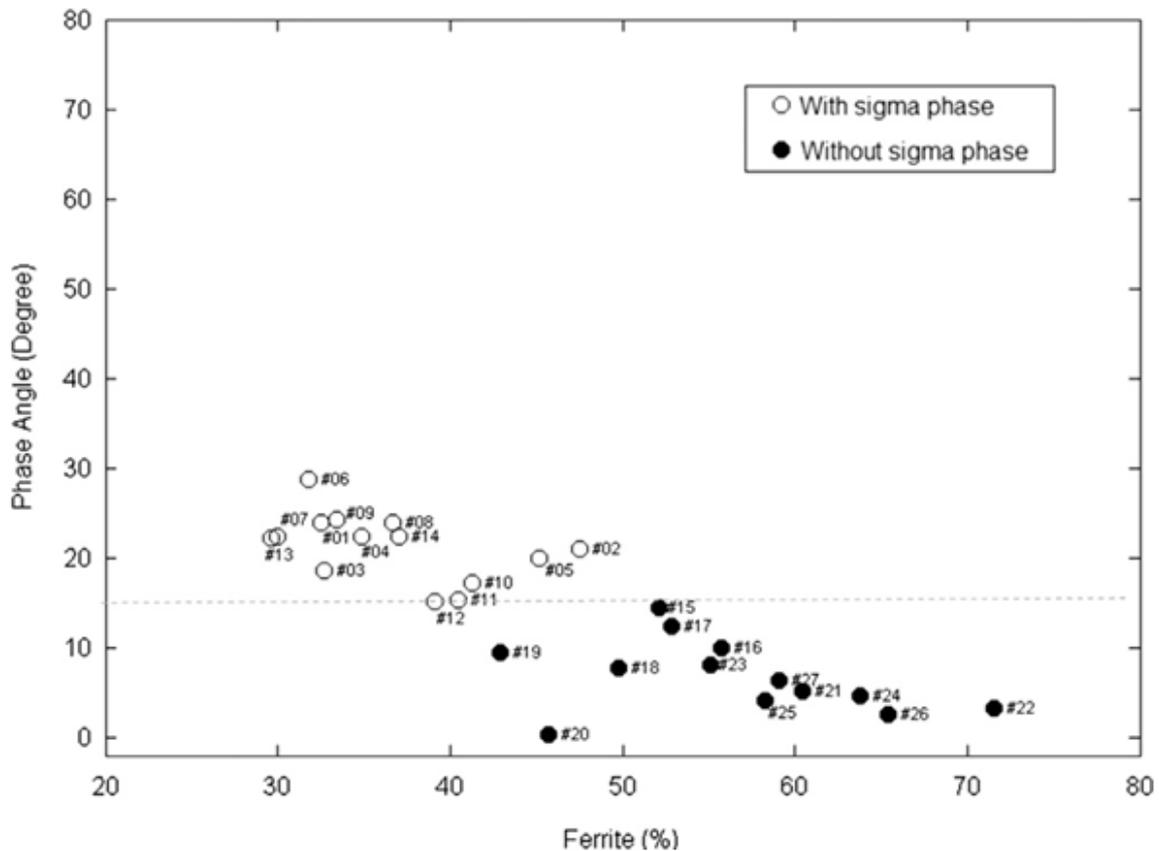


Figura II. 2.7.4.3: Diagrama de fase de corrente parasite x porcentagem de ferrita (δ)[23]

É interessante mencionar também outro trabalho desenvolvido por Rebello que utilizou oito amostras de aço Dúplex solubilizadas. Duas das amostras foram mantidas apenas como solubilizadas servindo como padrão para comparação com as envelhecidas. E as outras seis foram feitas tratamento térmicos de envelhecimento com diferentes temperaturas e tempos no intuito de obter diferentes quantidades de fase sigma (figura II.2.7.4.4). Para quantificar a presença de cada fase na microestrutura do aço foram utilizadas as técnicas de: microscópio eletrônico de varredura e microscópio óptico (figura II.2.7.4.4)[24].

Amostra	Tratamento térmico	Tempo de tratamento térmico	Porcentagem de Austenita	Porcentagem de Ferrita	Porcentagem de Fase Sigma
1	1120° C	1 h	44.56%	55.44%	0%
2	1120° C	1 h	44.51%	55.49%	0%
3	800° C	½ h	43.38%	55.92%	0.70%
4	800° C	½ h	43.56%	55.69%	0.75%
5	800° C	1 h	49.10%	42.46%	8.44%
6	800° C	1 h	45.76%	45.88%	8.36%
7	750° C	2 h	47.25%	37.12%	15.63%
8	750° C	2 h	47.28%	37.64%	15.08%

Tabela II.2.7.4.4: Amostras com diferentes tratamentos térmicos resultando em quantidades desiguais de fase sigma. Adaptado de Rebello [24].

Quatro amostras foram inspecionadas utilizando uma sonda de corrente parasitas operando na frequência de 4Kz com intuito de diferenciar a quantidade de fase sigma precipitada. Este resultado está ilustrado na figura II.2.7.4.5[24]

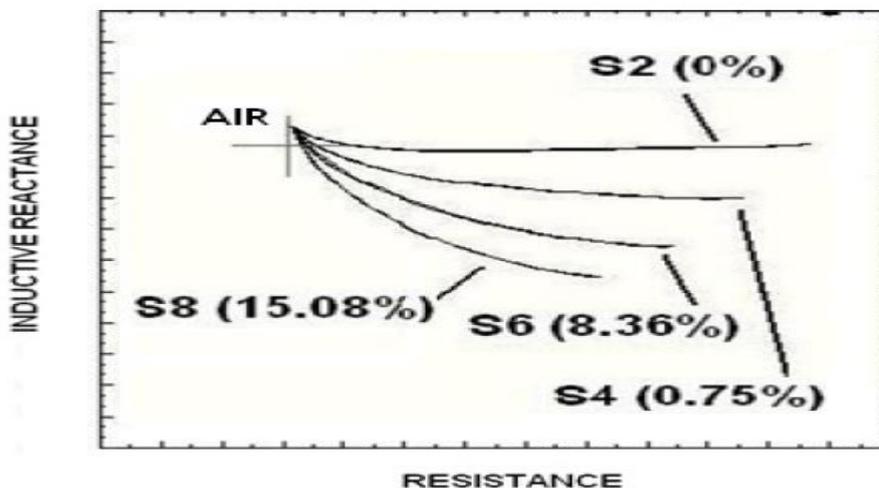


Figura II. 2.7.4.5:Resultado do ensaio de inspeção através da técnica correntes parasitas de quatro amostras[24].

Portanto, os trabalhos de Rebello[23] mostraram que a precipitação da fase sigma é responsável por mudanças nas propriedades magnéticas do aço e comprovou que a técnica de correntes parasitas é capaz de caracterizar a microestrutura do aço inoxidável Dúplex quanto a precipitação desta fase deletéria .

Outro trabalho que utiliza sondas absolutas para caracterização de aço inoxidável Dúplex

através do ensaio convencional de corrente parasitas é o de Todorov [22]. Um grupo de 22 aços inoxidáveis Dúplex foram testados. O subgrupo de amostras N2205 foram feitas do aço 2205 e subgrupos como o aço K250, L2507 e N2507 foram feitas do aço SAF2207. A quantidade de fase sigma nas amostras variavam de 0,06% (L2507-1) até 10,2% (L2507-7) e de 0% (K2507-0) até 5,2% (K2507-5). Em relação ao teor de ferrita, as amostras apresentavam uma variação de 39% (K2507-0) até 23% (K2507-5). A fase sigma se forma a partir da ferrita então quanto menor o teor de ferrita consequentemente haverá uma maior quantidade de fase sigma precipitada. Foi observado na inspeção pela sonda, mostrados nas figuras II.2.7.4.6 A e B que quanto maior a quantidade de fase sigma precipitada, a variação do sinal também é cada vez maior. As barras em vermelho mostram a variação das medidas que acabam se sobrepondo dificultando a separação dos resultados [22].

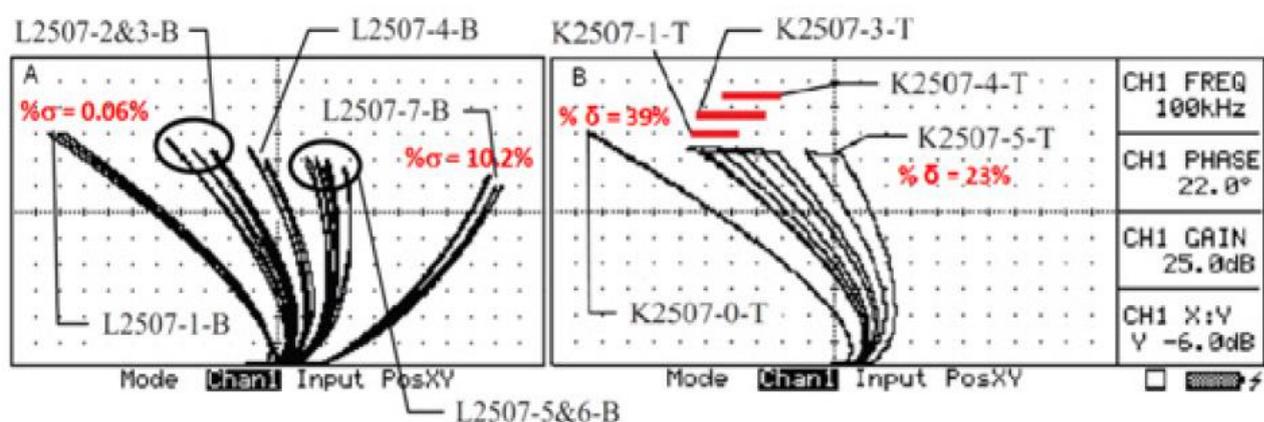


Figura II.2.7.4.6: Tela do equipamento utilizado por Todorov apresenta o resultado do ensaio de corrente parasitas para amostras com diferentes teores de fase sigma [22].

Desta forma, os resultados obtidos por Todorov [22] também comprovam a eficiência e confiabilidade da técnica de correntes parasitas para identificação da fase sigma.

III Materiais e Métodos

III.1 Corpos de prova

Neste trabalho foram utilizados 5 corpos de provas do aço inoxidável Dúplex 2205 (ferrita, austenita com 22 % de cromo e 5 % de níquel) com diferentes tratamentos térmicos: Todas solubilizadas em 1120°C por 1 hora no intuito de obter um balanceamento da microestrutura ferrita-austenita e não haver a presença de fases deletérias. Seguido de tratamento térmico de envelhecimento à 800°C por 30,45,60,120 minutos respectivamente as amostras 2,3,4,5 com o objetivo de obter diferentes quantidades de fase sigma.

Estes corpos de prova foram obtidos através de uma placa de aço 2205 cedida pela Petrobrás. Estas amostras possuem a dimensão de 800mmx350mmx3mm. Ilustrado na figura III.1.1 abaixo:

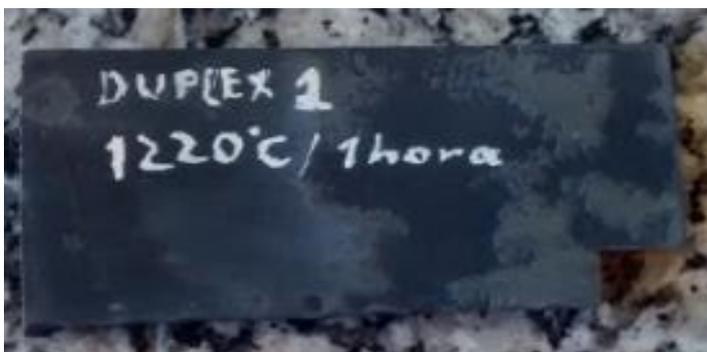


Figura III.1.1: Corpo de prova do aço 2205 em estudo com dimensão de 800mmx350mmx3mm.

Posteriormente, foram feitos entalhes em todas amostras por eletroerosão. Isto é, foi feito um defeito em cada amostra com as seguintes dimensões: 800mm de comprimento; 0,16mm de abertura e 1,5mm de profundidade.

III.2 Análise do Material

III.2.1 Revisão Bibliográfica

A previsão da proporção de fase ferrita/austenita baseado na composição química e da temperatura de solubilização foi feita baseada no estudo teórico do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. Utilizando a fórmula II.1.5.2 explicada na seção II.1.5 e considerando a composição química do aço em estudo SAF 2205 que é: 22,0% Cr – 5,5% Ni – 3,0% Mo – 1,7% Mn

– 0,8% Si – 0,14% N – 0,03% C assumindo que os elementos estão todos em solução sólida, calcula-se como valor de cromo equivalente 26,2%, e níquel equivalente 11,5%. Adotando-se estes fatos, e traçando-se sobre a Figura II.1.5.5 as linhas que definem o equilíbrio entre α e γ (“tie-lines”) e a composição “equivalente” de cromo e níquel do aço SAF 2205 obtém-se a Figura III.2.1.1, onde nota-se que o tratamento isotérmico deste aço a aproximadamente 1100°C, que é bem próximo temperatura de solubilização utilizada neste trabalho 1120 °C, seguido de resfriamento rápido, é capaz de se formar a estrutura Dúplex ferrita-austenita. Se a “tie-line” que passa pelo ponto A da Figura III.2.1.1 for paralela a traçada a direita deste, tem-se que o aço SAF 2205 solubilizado a 1100°C e resfriado rapidamente deve apresentar estrutura contendo aproximadamente 39% em peso de ferrita e 61% de austenita[12].

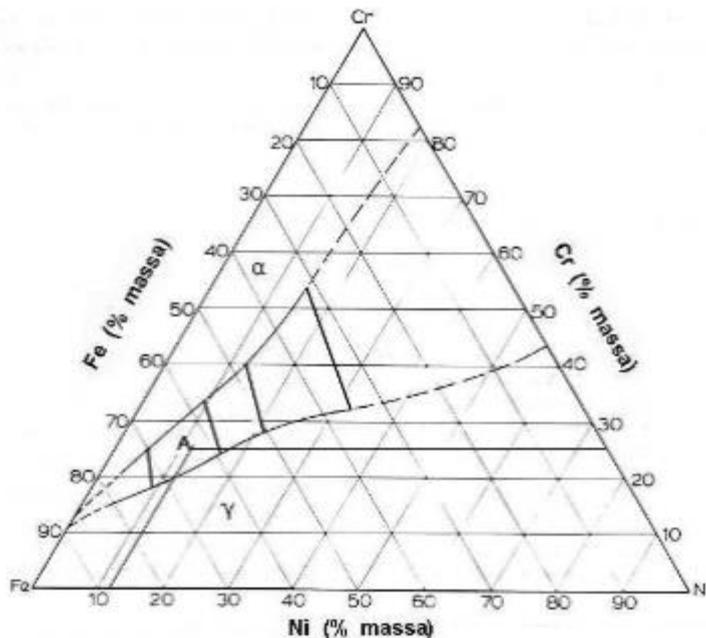


Figura III.2.1.1 Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrando as “tie-lines” no campo α/γ . O ponto representa a composição (em cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2205.[12]

A modificação da microestrutura, através de tratamento térmico de envelhecimento, do aço Dúplex SAF 2205 neste trabalho foi baseada no estudo teórico que analisa o diagrama de tratamento térmico (TTT). Nele observamos que ocorre a precipitação da fase sigma na faixa de temperatura de 600°C à 800°C e que ocorre o aumento da fase sigma com o tempo

de envelhecimento. Na figura III.2.1.2 é ilustrado o diagrama de tratamento térmico (TTT) de precipitação da fase sigma no aço SAF 2205 que apresenta uma curva de transformação em “c”. [16]

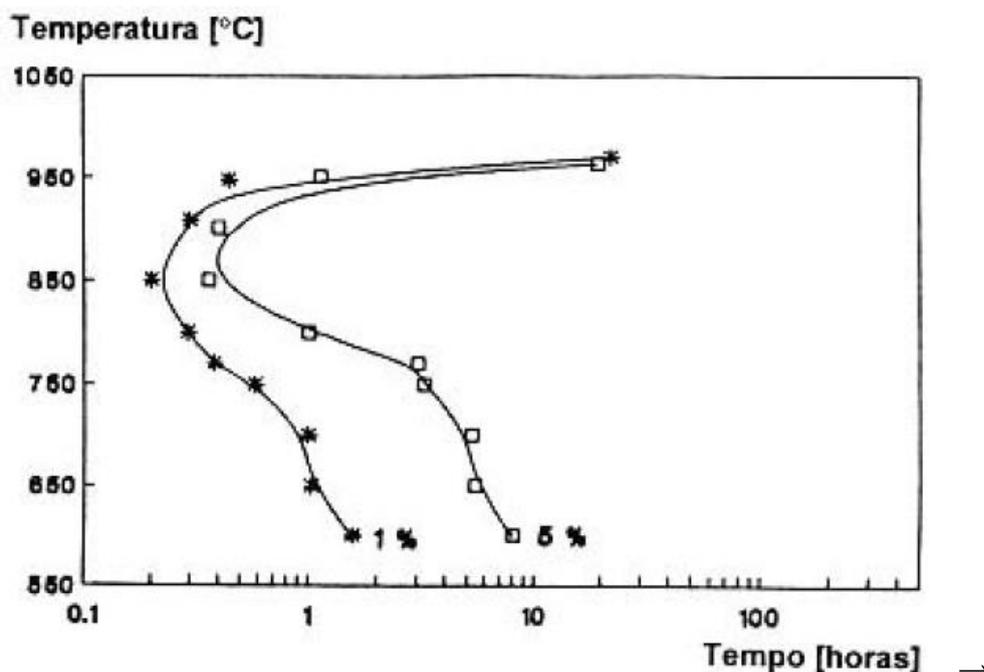


Figura III.2.1.2: Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no aço SAF 2205 [16].

III.2.2 Quantificação das fases

A quantificação das fases foi obtida através de metalografias e análise de imagens por microscopia ótica. Na metalografia as amostras foram inicialmente preparadas utilizando: lixas de 220 até 1500, seguido de polimento manual (panos 3 a 1 e, pasta de diamante 3 e 1) e por fim um ataque eletrolítico com NaOH 40 %, tensão de 3v e tempo de 10 segundos. Foram então feitas 3 metalografias com cada um dos aumentos de 50 x , 100x, 200x, 500x, 1000x em todas as amostras .

No intuito de quantificar as fases foi realizado ,também,a microscopia ótica(MO) .Onde segundo a norma ASTM 1181-02 é feito a análise de 20 imagens de cada amostra com um aumento de 200x. Estas imagens foram colocadas no Image Pro e foi feita a segmentação que permitiu que através de uma sistema de contagem de pontos claros e escuros fossem quantificadas as fases ferrita, austenita e sigma .

III.2.3 Detecção da fase sigma

No intuito de detectar a fase sigma foram realizados teste com uma sonda absoluta de caracterização de 24 mm de diâmetro, faixa de frequência de 1 a 8 KHz (Figura III .2.3.1).
. E foram utilizados as frequências de 4 KHz ,10 KHz,25 KHz e 50 KHz.



Figura III. 2.3.1: Sonda de caracterização utilizada no estudo.

Para interpretar o sinal foi utilizado o aparelho Ommiscan com os seguintes parâmetros: Frequência de operação 4[KHz]; Alimentação 4[V]; Ganho 32 [Db]; Ganho vertical 10[Db]; Fase 0[°] para a amostra 1; Rotação: 195° que gera fase 0° para amostra 1.(figura III.2.3.2)



Figura III.2.3.2: Aparelho para interpretar o sinal das correstes parasitas utilizado: Omniscan MX ECA da Olympus.

III.2.4 Detecção de defeitos

No intuito de detectar os defeitos foi feito um ensaio de varredura com a sonda absoluta de detecção de defeitos ZETEC DT 30PS ,faixa de operação 500-500Khz de 3 mm de diâmetro efetivo (figura III.2.4.1).



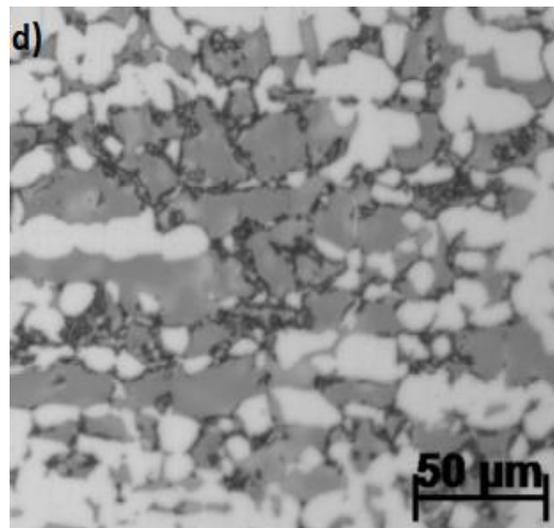
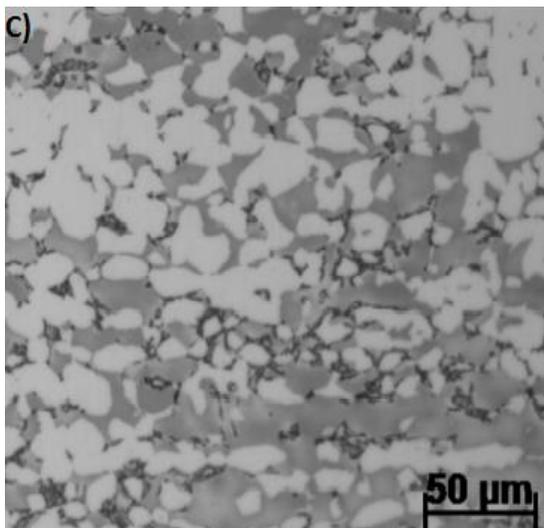
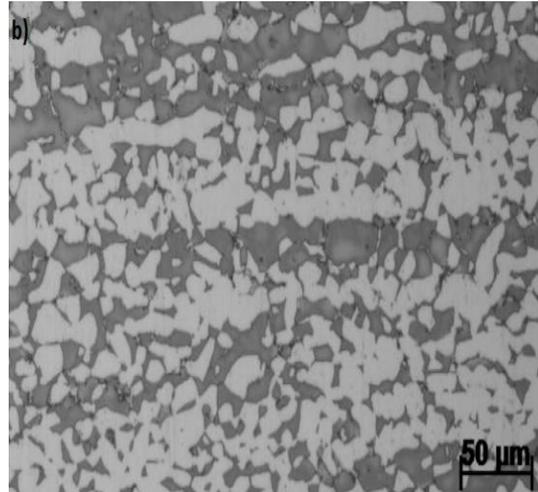
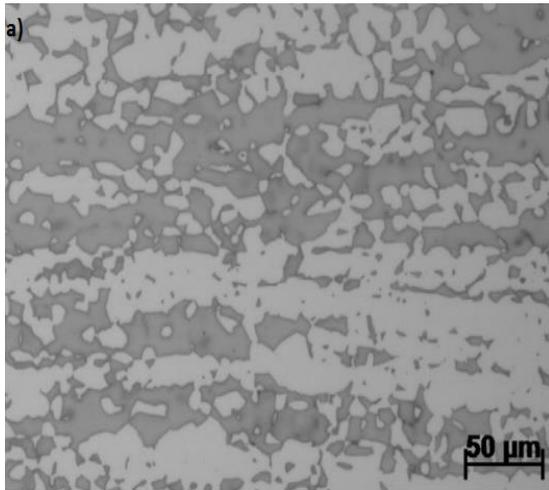
Figura III.2.4.1: Sonda de detecção de defeitos ZETEC DT 30 PS.

Para detectar o sinal foi utilizado o aparelho Omniscan com os seguintes parâmetros: Alimentação[V]:4; Ganho[Db]:32; Ganho vertical[Db]:10; Fase[°]:0 para a amostra 1; Rotação: aquela que gera fase 0° para amostra 1. E foram utilizados as frequências de 100 KHz ,200 KHz e 400 KHz .

IV Resultados e Discussão

IV.1 Detecção de fases

Na figura IV 1.1 a, b, c, d, e abaixo podemos observar as metalografias com um aumento de 200 x respectivamente as amostras 1 (apenas solubilizada),2(30 minutos),3(45 minutos),4(60 minutos),5(120 minutos)



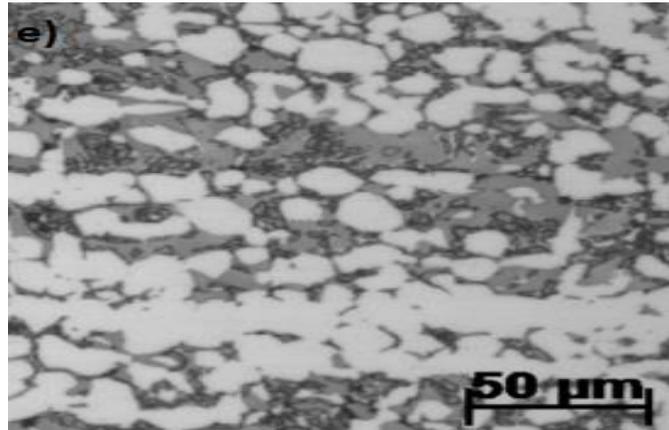


Figura IV.1.1: Metalografias com aumento de 200 x a) amostra1 b) amostra2 c) amostra3 d) amostra4 e) amostra5 .

Nas metalografias podemos observar que na amostra 1 há uma matriz ferrítica (cinza) com ilhas de austenita (branca) numa proporção de praticamente 50-50% e não há a fase sigma. Na amostra 2 já é observado o início da precipitação da fase sigma (pontos pretos) nos contornos de grão. A medida que aumenta o tempo pelo qual os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico de envelhecimento (sentido crescente dos números), aumenta a quantidade de fase sigma nos contornos de grão e diminui a quantidade de ferrita. Isto porque, conforme dito anteriormente, a fase sigma é formada por ferrita rica em cromo.

No intuito de quantificar as fases foi feito também a microscopia ótica (MO) para analisar as imagens através do image pro. Desta forma, foi feita uma segmentação através da qual foi possível realizar a contagem dos pontos de claro e escuro. Na figura IV.1.2 a seguir podemos observar a média do percentual de cada fase feita com as 20 imagens para cada corpo de prova e o desvio padrão da fase sigma. No entanto, há uma limitação da técnica MO para identificação de pequenas quantidades da fase na amostra, que pode ser visto pelo alto desvio padrão de fase sigma na amostra. Por isso, a medida da quantidade de fase sigma é qualitativa servindo apenas para uma diferenciação da porcentagem de sigma.

Amostra	Tempo de Envelhecimento(min)	Austenita(%)	Ferrita(%)	Sigma(%)	Desvio Padrão(%)
1	0	44,82	55,18	0	5,39
2	30	54,23	45,28	0,48	2,33
3	45	63,24	35,21	1,55	5,23
4	60	58,14	39,89	1,97	4,25
5	120	68,73	26,64	4,63	3,65

Tabela IV.1.2: Percentagem de fases em cada amostra. E o desvio padrão da média feito com as 20 imagens de cada amostra.

Na análise das amostras observamos ,também, o aumento da quantidade de fase sigma e diminuição da fase ferrita conforme aumentamos o tempo do tratamento térmico de envelhecimento. Podemos observar ainda que quanto a diferença de tempo é pequena há um pequeno acréscimo na fase sigma, já quando há uma grande diferença de tempo como da amostra 4 para a amostra 5 onde o tempo duplica, a quantidade percentual de fase sigma mais do que duplica.

IV.2 Detecção de fase sigma com ensaio de correntes parasitas

A ferrita (δ) é ferromagnética enquanto a austenita (γ) é paramagnética e a fase sigma (σ) não-magnética. Desta forma, podemos quantificar a fase sigma ao percebemos que o material está apresentando um comportamento mais paramagnético. E isto foi observado com o ensaio de corrente parasitas ilustrado na figura IV.2.1 com a sonda de caracterização.



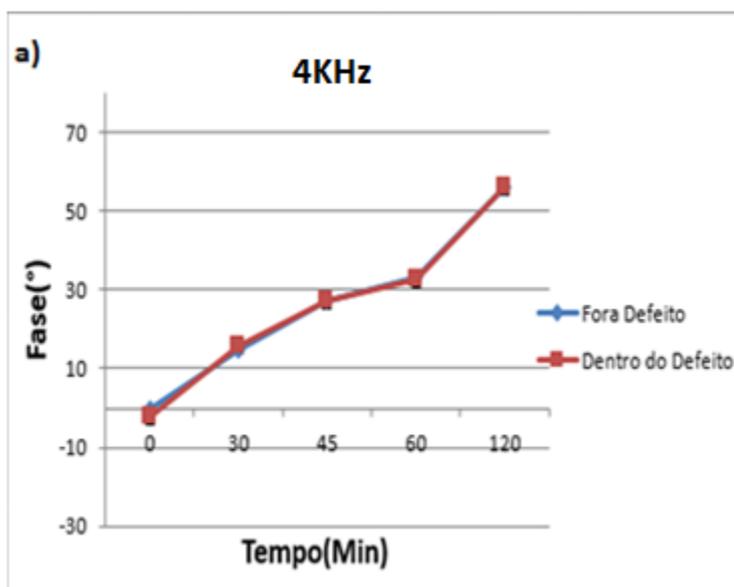
Figura IV. 2.1: Ensaio de corrente parasita com sonda de caracterização.

No ensaio realizado foi possível fazer a detecção da fase sigma porque quanto maior a quantidade desta fase deletéria menor a reatância indutiva . Este teste foi feito calibrando a fase zero na amostra 1 (0% sigma) e tomando-a como parâmetro. Sendo assim podemos ver que quanto maior a presença da fase sigma maior o ângulo de fase segundo dados do Omniscan MX ECA da Olympus(figura IV. 2.2).

Amostra	Tempo de Envelhecimento (min)	Amplitude	Fase
1	0	6,497	191,1
2	30	6,189	208,3
3	45	5,921	217,1
4	60	6,052	221,8
5	120	5,846	237,9

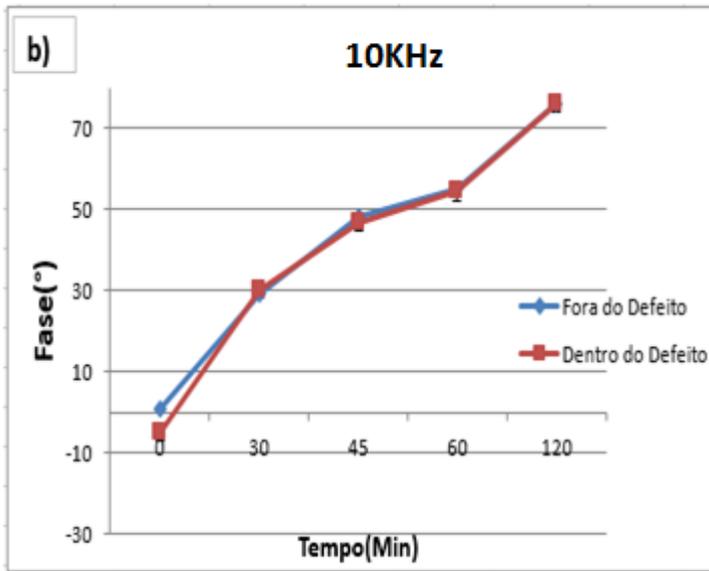
Figura IV.2.2: Dados do Omniscan relativo a Amplitude e fase de cada amostra.

Os ensaios acima foram feitos sem a presença de defeitos. Posteriormente foram inseridos defeitos por eletroerosão nas mesmas amostras utilizadas anteriormente. Na figura IV. 2.3 a),b, c) e d) podemos observar os resultados do ensaio onde a curva azul indica a região fora do defeito e a curva vermelha a região dentro do defeito. E os ângulos de fase referente a cada amostra indicada pelo seu tempo de envelhecimento.



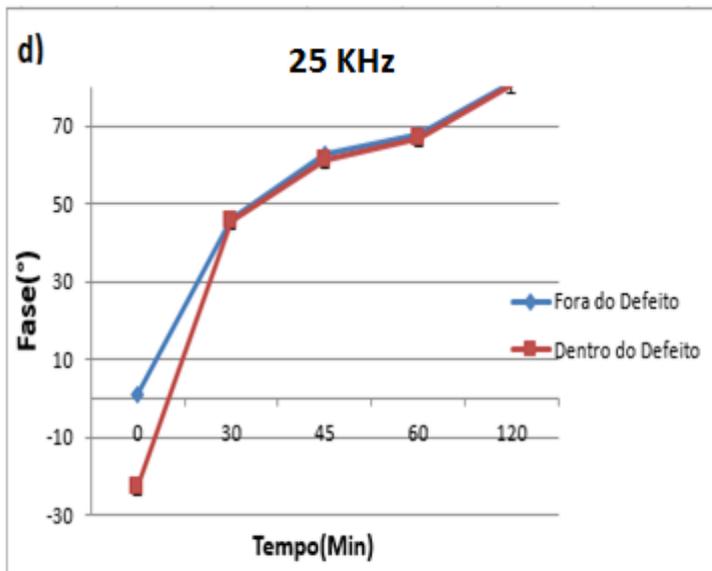
		Fora do Defeito	Dentro do Defeito
Amostra	Tempo(Min)	Fase Φ (°)	Fase (°)
1	0	0	-2
2	30	14,6	15,8
3	45	27,4	27,4
4	60	33	32,8
5	120	55,9	56

Figura IV 2.3.a) Ensaio de corrente parasita com sonda de caracterização com frequência de 4 KHz.



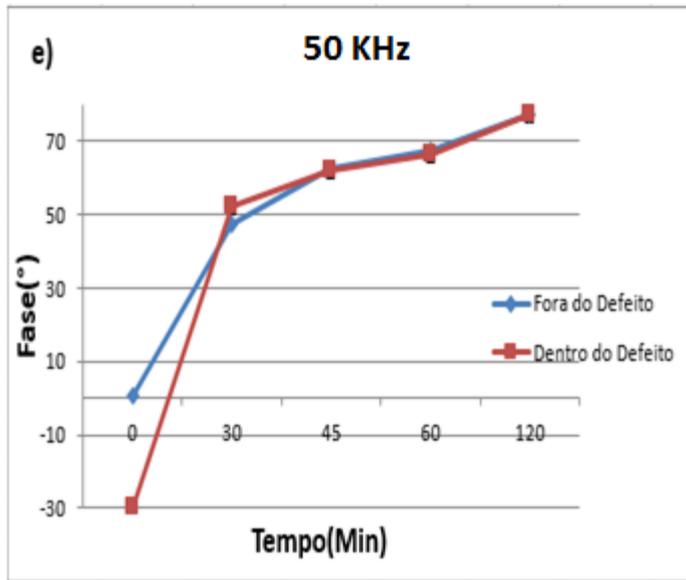
Amostra	Tempo(min)	Fora do Defeito fase $\Phi(^{\circ})$	Dentro do Defeito fase $\Phi(^{\circ})$
1	0	1	-5,1
2	30	29,3	30,1
3	45	48,3	46,6
4	60	54,9	54,3
5	120	75,9	75,8

Figura IV. 2.3.b) Ensaio de corrente parasita com sonda de caracterização com frequência de 10 KHz.



Amostra	Tempo(Min)	Fora Defeito Fase $\Phi(^{\circ})$	Dentro do Defeito Fase $\Phi(^{\circ})$
1	0	1	-22,9
2	30	45,8	45,4
3	45	62,7	61
4	60	67,9	66,8
5	120	81	80,6

Figura IV. 2.3.c) Ensaio de corrente parasita com sonda de caracterização com frequência de 25 KHz.



Amostra	Tempo (Min)	Fora do Defeito	Dentro do Defeito
		Fase Φ(°)	Fase Φ(°)
1	0	0,7	-29,8
2	30	47,6	52,2
3	45	62,9	61,9
4	60	67,5	66,4
5	120	77,3	77,3

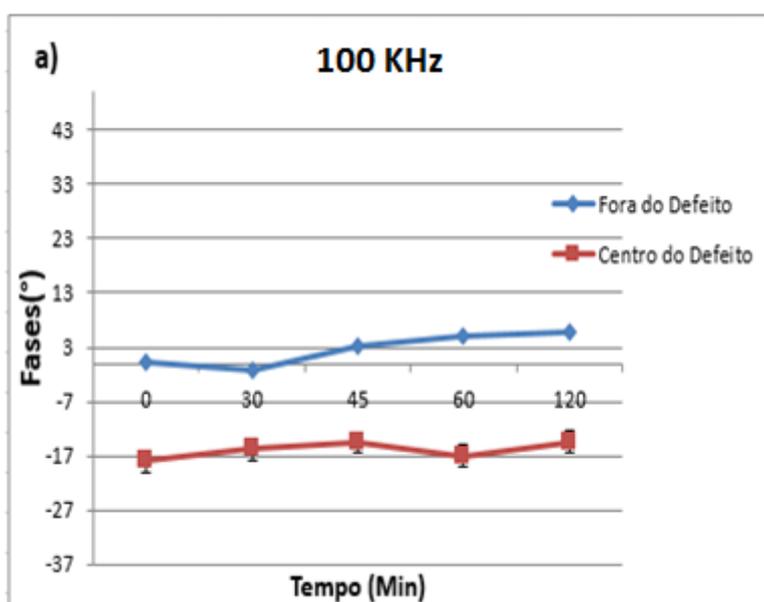
Figura IV. 2.3.d) Ensaio de corrente parasita com sonda absoluta de caracterização com frequência de 50 KHz.

A presença da fase sigma é responsável por aumentar o ângulo de fase e o defeito por diminuí-lo. No entanto, podemos observar claramente o aumento da quantidade de fase sigma conforme aumenta o tempo de envelhecimento. Desta forma, a identificação da fase sigma pela sonda de caracterização não sofreu efeito das alterações eletromagnéticas provocada pelos defeitos que prejudicasse a caracterização. A sonda trabalhou perfeitamente para o que foi projetada. Além disso, conforme aumentamos a frequência é possível mesmo que com a sonda de caracterização começar a diferenciação da região com defeito na amostra 1 (apenas solubilizada). Isto ocorre porque essa amostra não possui a fase sigma (paramagnética) e conseqüentemente é mais magnética, diferenciando-se do defeito que é responsável por uma resposta análoga ao comportamento paramagnético do corpo de prova. Além disso, conforme aumentamos a frequência menor a profundidade de penetração. E como o defeito inserido era superficial a observação da presença do defeito na amostra 1 ficou mais clara em frequências maiores.

IV.3 Detecção de Defeitos com Ensaio de Correntes Parasitas

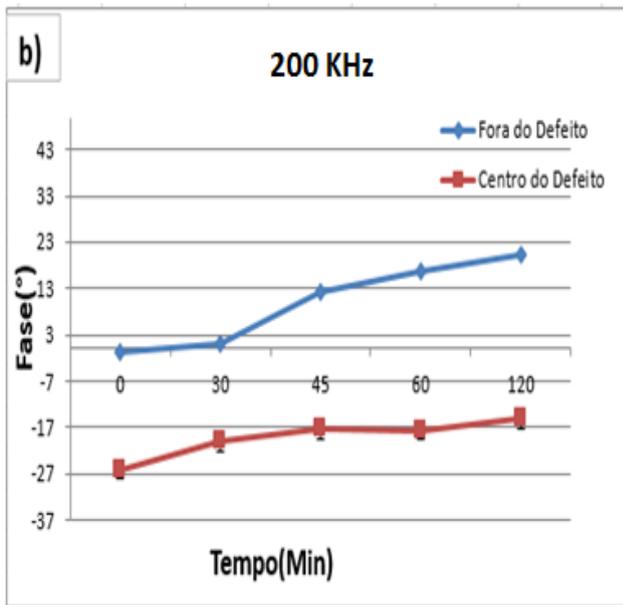
Para analisar a detecção de defeitos nos corpos de prova em estudo foram feitos entalhes de eletroerosão em todos eles. A presença do defeito na peça inspecionada dificulta a passagem de corrente parasita, enfraquecendo sua intensidade. A diminuição da intensidade da corrente parasita gera menos campo magnético secundário já que este é gerado pela corrente parasita. Acarretando uma menor oposição do campo magnético primário pelo campo magnético secundário e por final uma maior reatância indutiva total. Desta forma, os efeitos que ocorrem na impedância fazem com que ocorra uma diminuição do ângulo de fase usando com referência a amostra 1 como fase 0°

Na figura IV.3.1 a),b e c) podemos observar os resultados do ensaio onde a curva azul indica a região fora do defeito e a curva vermelha a região dentro do defeito. E os ângulos de fase referente a cada amostra indicada pelo seu tempo de envelhecimento.



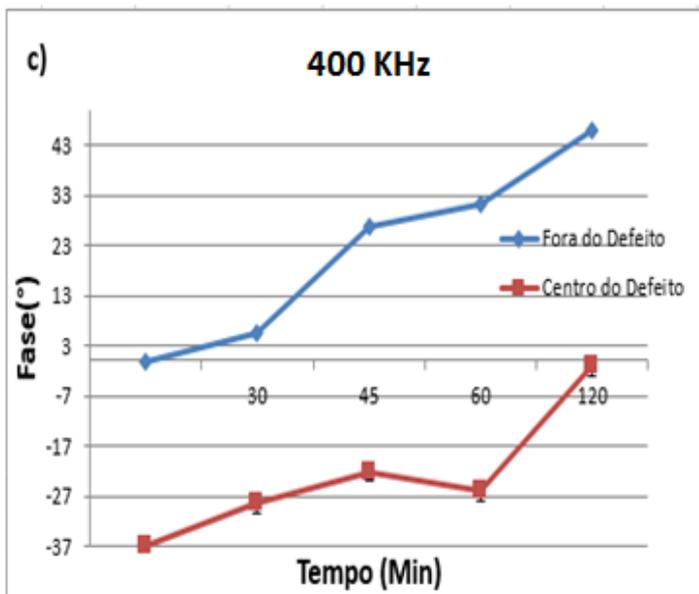
		Fora do Defeito	Dentro do Defeito
Amostra	Tempo(Min)	Fase $\phi(^{\circ})$	Fase $\phi(^{\circ})$
1	0	0,1	-17,9
2	30	-1,1	-15,7
3	45	3,1	-14,5
4	60	5,2	-17
5	120	5,7	-14,4

Figura IV. 3.1. a) Ensaio de corrente parasita com sonda absoluta de detecção de defeitos com frequência de 100 KHz.



		Fora do Defeito	Dentro do Defeito
Amostra	Tempo(Min)	fase $\phi(^{\circ})$	fase $\phi(^{\circ})$
1	0	-0,6	-26,1
2	30	0,85	-20,2
3	45	12	-17,4
4	60	16,6	-17,6
5	120	20,2	-15,3

Figura IV .3.1.b) Ensaio de corrente parasita com sonda absoluta de detecção de defeitos com frequência de 200 KHz.



		Fora do Defeito	Dentro do Defeito
Amostra	Tempo(Min)	Fase $\phi(^{\circ})$	Fase $\phi(^{\circ})$
1	0	-0,2	-37
2	30	5,4	-28,6
3	45	26,8	-22,1
4	60	31,3	-26
5	120	45,9	-1

Figura IV. 3.1.c) Ensaio de corrente parasita com sonda absoluta de detecção de defeitos com frequência de 400 KHz.

Nos ensaios de corrente parasita ilustrado nas figuras acima podemos facilmente observar a presença dos defeitos devido a diminuição do ângulo de fase .Desta forma, com a sonda de detecção de defeitos foi possível claramente observar a presença dos defeitos sem uma interferência da fase sigma que prejudicasse essa diferenciação das regiões.A sonda responde perfeitamente a função para qual foi especificada.Outro aspecto que podemos observar tanto com a sonda de caracterização quanto com a sonda defeito é o aumento do ângulo de fase conforme o aumento da quantidade de fase sigma.Apenas ,em um ponto no que relativo a a frequência de 400 kz houve uma sobreposição dos pontos da amostra 1 fora do defeito e amostra 5 centro do defeito.Isto ocorre porque esses dois pontos são os que mais sofrem influência de efeitos de comportamento contrários e acabam se compensando e ficando com ângulos de fase parecidos conforme é explicado na figura IV.3.2.

Reatância Indutiva	Amostra 5 (muito sigma) Centro do defeito	Amostra 1 (Sem sigma)Fora do defeito
Maior	Muita Sigma	Fora do defeito
Menor	Centro do defeito	Pouca Sigma

Figura IV.3.2:Influência dos efeitos paramagnético e magnéticos nas amostras 1 e 5.

É interessante observar que quanto maior a frequência da sonda maior a diferenciação entre a região central do defeito e o material.Isto ocorre porque conforme a frêquencia aumenta, a penetração diminui e a distribuição das correntes fica mais densa na superfície do material. Os defeitos feitos nos corpos de prova em estudo por eletroerosão são superficiais então é recomendado altas frequências, pois as baixas frequências poderão atingir grandes profundidades que estão fora da região que o defeito está presente.

V. Conclusão

Após a consideração e avaliação de todos os dados contidos nesse trabalho podemos concluir que sondas de correntes parasitas podem ser utilizadas para a detecção de defeitos e caracterização da fase sigma em materiais Dúplex. E que devido ao fato de os defeitos serem superficiais quanto maior a frequência maior a diferenciação entre a região central do defeito e o material.

Foi verificado que a caracterização de fase sigma da amostra pode ser visto conforme há um aumento do ângulo de fase da impedância elétrica. Já a detecção dos defeitos pode ser vista conforme há uma diminuição do ângulo de fase da impedância elétrica. Desta forma, por terem efeitos contrários há uma pequena interferência na detecção de defeitos quando a amostra possui muita fase sigma. No entanto, tanto a sonda para quantificação da fase sigma quanto a sonda para detecção defeitos conseguiram perfeitamente atingir os objetivos para qual foram especificadas sem que houvesse mistura nas informações devido aos efeitos eletromagnéticos proporcionados pela fase sigma ou pelos defeitos.

Apenas em um ponto no que relativo a a frequência de 400 Khz houve uma compensação da amostra 1 fora do defeito e amostra 5 centro do defeito. Isto ocorre porque esses dois pontos são os que mais sofrem influência de efeitos de comportamento contrários(magnético e paramagnético) e acabam se balanceando e ficando com ângulos de fase parecidos .

Além disso, conforme aumentamos a frequência é possível mesmo que com a sonda de caracterização começar a diferenciação da região com defeito na amostra 1 (apenas solubilizada). Isto ocorre porque essa amostra não possui a fase sigma (paramagnética) e conseqüentemente é mais magnética, diferenciando do defeito que é responsável por uma resposta paramagnética do corpo de prova.

VI. Sugestão de Trabalhos Futuros

- Realizar ensaio de difração de raio x para poder ter uma maior precisão na quantificação da porcentagem de fase sigma na amostra. Permitindo assim uma análise quantitativa e não apenas qualitativa como a apresentada no trabalho.
- Realizar ensaio de difração de raio x para poder ter uma maior precisão na quantificação da porcentagem de fase ferrita e austenita na amostra
- Realizar ensaios com outras frequência para definição do limite da detecção de defeitos.

VII. Bibliografia

- [1] MARTINS, M; CASTELETTI, Lc. **Aços inoxidáveis Dúplex e super Dúplex – obtenção e caracterização.** Revista Fundição e Serviços, São Paulo, 2007.
- [2] SENATOREI, Marcelo; FINZETTOI, Leandro; PEREA, Eduardo. **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis Dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L.** Escola de Minas, Ouro Preto, v. 60, n. 1, p.175-181, mar.2007.
- [3] TOTAL MATERIA. Suíça: Key To Metals, 2016. Disponível em: <<http://www.totalmateria.com/>>. Acesso em: 22 set. 2016.
- [4] **REVIEW OF QUANTITATIVE NONDESTRUCTIVE EVALUATION: Correlation Between NDT Measurements and Sigma Phase contents in Dúplex Stainless Steels.** Suíça: American Institute Of Physics, v. 28, 2009.
- [5] ALVAREZ-ARMAS, IRIS. **Dúplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys.** Recent Patents on Mechanical Engineering 2008
- [6] PARDAL, Juan Manuel. **Efeito dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mécnicas, Magnéticas e na Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis SuperDúplex** . 2009. 1 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mécânica, Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2009
- [7] **PRATICAL GUIDELINES FOR THE FABRICATION OF DÚPLEX STAINLESS STEELS.** London-england: International Molybdenum Association-imoa, n. 47, 2001. Disponível em: <http://www.imoa.info/_files/stainless_steel/Dúplex_Stainless_Steel.pdf>. Acesso em: 29 set. 2016.
- [8] FOLKHARD, E. **Welding Metalurgy of Stainless Steels.** Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
- [9] TOTAL MATERIA. Suíça: Key To Metals, 2016. Disponível em: <<http://www.totalmateria.com/>>. Acesso em: 22 set. 2016.
- [10] ECKENROD, J. J. PINNOW, K. E. **Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 Dúplex stainless steel.** In: New developments in stainless steel technology. Detroit 1984 p.77-87.

- [11] POTGIETER, J. H. CORTIE, M. B. **Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental Duplex stainless steels.**Materials Characterization. v. 26 1991 p. 155-65.
- [12]MAGALHÃES, Maurício. **Formação de fase sigma em aço inoxidável Duplex SAF 2205 – efeito de rápido aquecimento entre 700 e 900°C.** São Paulo: Departamento de Engenharia Mecânica - Fei, 2004.
- [13] GIRÃO, Izabela Ferreira. **CARACTERIZAÇÃO DA RESISTÊNCIA A CORROSÃO POR PITE DO AÇO UNS S31803 APÓS SOLDAGEM .** 2008. 1 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros, São Bernardo do Campo, 2008.
- [14]VALERIANO, Lívio de Carvalho. **Influência da Precipitação de Fases Secundárias na Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32520.** 2012. 1 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciências em Materiais, Iem/unifei, Itajuba, 2012.
- [15]OIYE, Luciane Emi. **Microdureza de fase sigma em aço inoxidável Duplex SAF 2205.** São Paulo: Dep Artamento de Engenharia Mecânica - Fei, 2003
- [16] LONDOÑO, Antonio José Ramírez. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis Duplex .** 1997. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1997.
- [17]NDTRResourceCenter.[Online]http://www.ndted.org/EducationResources/Community College/EddyCurrents/cc_ec_index.htm.Acesso em :10/11/2016
- [18] PEREIRA, P. A. de S., *Estudo Preliminar da Aplicação da Técnica de Correntes Parasitas Visando a Inspeção Submersa de Elementos Combustíveis*, Tese de M.Sc., COPPE COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.
- [19] **Nondestructive testing handbook** Volume 5, Electromagnetic Testing, Third edition, 2004.
- [20] BUCKLEY, J.M.**An introduction to eddy current testing theory and technology.**
- [21] CAMERINI, Cesar Giron. **DESENVOLVIMENTO DE SONDAS DE CORRENTES PARASITAS PA RA DETECÇÃO E QUANTIFICAÇÃO DE FASE SIGMA EM AÇO INOXI DÁVEL DÚPLEX .** Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2012.

[22]TODOROV, E.i et al. **Correlation Between NDT Phase Contents in Dúplex Stainless Steels.** Sandvik Materials Technology, Sandviken, n. -81181

[23]J.M.A.REBELLO et al. **Eddy Current Techniques for Super Dúplex Stainless Steel Characterization.** Petrobras R&d Center, Rio de Janeiro

[24] J.M.A.REBELLO; LÓPEZ, M.c.a; SACRAMENTO, R. **Quantification of Sigma Phase Precipitation by Magnetic Non Destructive Testing.** 15 Th International Workshop On Eletromagnetic Nondestructive Testing-ENDE 2010

