

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

LUCAS TURANI DINIZ CERQUEIRA

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO SAF 2205 (UNS S31803)**  
**PARA DIFERENTES TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.**

Belo Horizonte  
2019

LUCAS TURANI DINIZ CERQUEIRA

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO SAF 2205 (UNS S31803)  
PARA DIFERENTES TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.**

Trabalho de Conclusão de curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte  
2019

LUCAS TURANI DINIZ CERQUEIRA

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO SAF 2205 (UNS S31803)  
PARA DIFERENTES TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.**

Trabalho de Conclusão de curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em:

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Wellington Lopes – Orientador

---

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

---

Prof. Dr. Prof. Dr. Ivan José de Santana

## AGRADECIMENTOS

A Deus por tudo que tive na vida, por estar ao meu lado nos momentos mais importantes

Ao Professor Wellington Lopes pela paciência, dedicação e atenção durante a realização deste trabalho.

Aos professores do CEFET- MG, pelos ensinamentos que tive durante minha vida acadêmica

A minha família, meus pais Lícia Diniz e Eduardo Diniz, pela educação, apoio e amor que sempre me deram, ao meu irmão Eduardo Turani, por estar sempre ao meu lado e ajudando no meu crescimento, minhas tias Ana Lúcia e Heloisa Diniz, pelo apoio que recebi.

Ao meu amigo Bruno Ferreira, que esteve comigo me ajudando nos momentos difíceis

Aos amigos, Fernando Duarte, Carlos Jacinto, Lucas Toledo, Matheus Brant, Matheus Werneck, Samuel Bessa, por terem me ajudado na minha trajetória acadêmica.

Aos funcionários do CEFET-MG

## RESUMO

Os aços inoxidáveis austeno-ferríticos (duplex) possuem diversas aplicações na indústria mecânica, com destaque para as atividades que requeiram a compatibilidade entre resistência mecânica e resistência à corrosão. Neste contexto, os diferentes tipos de componentes mecânicos fabricados com uso desses aços são tipicamente unidos mediante processos de soldagem, como exemplo, a soldagem por pontos. No entanto, o aquecimento e o resfriamento dos aços duplex, necessários às diferentes etapas de conformação poderão propiciar a formação de fases que podem comprometer a resistência mecânica e à corrosão, como exemplo, a existência da fase sigma, trazendo danos e limitações quanto ao uso desses aços. Considerando esses aspectos, neste trabalho é apresentado o estudo da evolução da resistência mecânica e do arranjo microestrutural assumidos pelo aço SAF 2205 (UNS S31803) nos estados solubilizado (1050°C durante 20 minutos) e envelhecido (a 800°C e a 900°C realizado após o tratamento térmico de solubilização) em amostras com e sem soldagem prévia por pontos. Os resultados indicaram que o aço SAF 2205 quando submetido a diferentes processos de tratamento térmico irão apresentar fases intermetálicas, entre elas a fase sigma, que são prejudiciais para o aço duplex, podendo comprometer suas propriedades mecânicas e sua resistência a corrosão. Quando o aço duplex foi submetido ao processo de soldagem de resistência por ponto, pode-se notar mudanças nas propriedades mecânicas assim como alteração na formação microestrutural.

**Palavras chaves:** Comportamento mecânico; tratamento térmico; microestrutura; soldagem por resistência a ponto.

## **ABSTRACT**

The austenitic ferritic (duplex) stainless steels have several applications in the mechanical industry, with emphasis on activities requiring compatibility between mechanical strength and corrosion resistance. In this context, the different types of mechanical components fabricated using these steels are typically joined by welding processes, such as spot resistance welding. However, the heating and cooling of the duplex steels necessary for the different forming stages may provide the formation of phases that may compromise the mechanical and corrosion resistance, as an example, the existence of the sigma phase, causing damage limitations as to the use of these steels. Considering these aspects, this paper presents the study of the evolution of mechanical strength and microstructural arrangement assumed by SAF 2205 (UNS S31803) steel in the solubilized (1050°C for 20 minutes) and aged (800°C and 900°C conducted after solubilization heat treatment) on samples with and without prior spot welding. The results indicated that SAF 2205 steel, when submitted to different heat treatment processes, will present intermetallic phases, among them the sigma phase, which is detrimental to duplex steel, which may compromise its mechanical properties and its corrosion resistance. When duplex steel has been subjected to resistance spot welding, changes in mechanical properties as well as changes in microstructural formation may be noted.

**Keywords:** Mechanical behavior; heat treatment; microstructure; resistance spot welding.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama de Schaeffler. regiões de composição química das diferentes famílias indicadas. ....	14
Figura 2: Aço inoxidável austenítico AISI 304 solubilizado a 1050°C, resfriado em água. ....	17
Figura 3: Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico SAF2205. ....	19
Figura 4: Adição de níquel contendo mudança na microestrutura dos aços inoxidáveis. ....	20
Figura 5: Equilíbrio entre as fases ferrita e austenita no sistema Fe-Cr-Ni-(N) contendo 68% Fe. As linhas tracejadas apresentam o equilíbrio quando não há nitrogênio no aço. As linhas sólidas mostram o equilíbrio na presença de 0,1% (1000ppm) de nitrogênio. ....	21
Figura 6: Diagrama de fase, sistema binário Fe-Cr. ....	22
Figura 7: Típica microestrutura de aço inoxidável duplex. ....	23
Figura 8: Diagrama esquemático TTT. ....	24
Figura 9: Evolução das fases de um aço duplex UNS S 31803 quando aquecido a 700°C durante: (a) 2 h. (b) 36 h. ....	25
Figura 10: Soldagem por pontos. ....	26
Figura 11: Comparação do limite de escoamento típico dos aços inoxidáveis duplex e austenítico 316L. ....	28
Figura 12: Diagrama TTT para aço UNS S31803. ....	31
Figura 13: Micrografia de um aço duplex soldado, mostrando a propagação de trinca na ZTA. ....	31
Figura 14: Microfractografia mostrando fratura frágil intercolunar no metal soldado de um reator. ....	32
Figura 15: Aço duplex 2205 soldado. ....	33
Figura 16: Diagrama esquemático das mudanças microestruturais acontecidos na junta soldada de um aço inoxidável duplex. ....	34
Figura 17: Procedimento sem soldagem por resistência. ....	36
Figura 18: Procedimento com Soldagem por resistência. ....	37
Figura 19: Amostras para ensaio de tração. ....	39
Figura 20: Esquema de uma amostra soldada, com as demarcações conforme impressões de análise de microdureza na ZTA. ....	40
Figura 21: Desenho esquemático de uma demarcada para soldagem. ....	42
Figura 22: Exemplos de peças demarcadas e soldadas do aço SAF 2205. ....	42
Figura 23: Curva tensão-deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C. ....	44

Figura 24: Curva tensão-deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C.....	45
Figura 25: Curva tensão - deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 800°C.....	45
Figura 26: Curva tensão-deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e soldado.....	47
Figura 27: Curva tensão - deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C soldado. ....	47
Figura 28: Curva tensão - deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 800°C soldado. ....	48
Figura 29: Amostra rompida nos pontos de solda.....	48
Figura 30: Difratoograma do aço inoxidável duplex solubilizado a 1050°C.....	50
Figura 31: Difratoograma do aço inoxidável duplex solubilizado a 1050°C e envelhecido a 900°C durante 20 minutos.....	51
Figura 32: Difratoograma do aço inoxidável duplex solubilizado a 1050°C e envelhecido a 800°C durante 20 minutos.....	51
Figura 33: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C sem solda.....	52
Figura 34: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C e envelhecido a 800°C sem solda.....	53
Figura 35: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C soldado com a indicação da solda, ZTA e metal base.....	53
Figura 36: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C e envelhecida a 800°C soldada.....	54
Figura 37: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C e envelhecido a 900°C soldada.....	55

## SUMÁRIO

<b>1- INTRODUÇÃO .....</b>	<b>11</b>
<b>2- OBJETIVOS .....</b>	<b>12</b>
2.1-Objetivo Geral .....	12
2.2-Objetivos Específicos .....	12
<b>3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>13</b>
3.1-Aços inoxidáveis .....	13
3.1.1 Aços inoxidáveis martensíticos .....	15
3.1.2 Aços inoxidáveis ferríticos .....	15
3.1.3 Aços inoxidáveis austeníticos.....	16
3.1.4 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. ....	17
3.1.5 Aços inoxidáveis austeno ferríticos (Duplex). ....	18
3.2-Soldagem por resistência.....	25
3.3-Comportamento mecânico dos aços duplex .....	27
3.4-Comportamento mecânico dos aços duplex após operações de soldagem .....	32
<b>4-MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>35</b>
4.1-Material .....	35
4.2.- Tratamentos Térmicos.....	37
4.2.1 Solubilização .....	37
4.2.2 Envelhecimento .....	37
4.3- Caracterização Mecânica.....	38
4.3.1- Ensaio de Tração .....	38
4.3.2- Microdureza Vickers .....	39
4.4 Caracterização Microestrutural.....	40
4.5-Soldagem por Resistência .....	41
<b>5-RESULTADOS E DISCURSÕES .....</b>	<b>44</b>
5.1- Caracterização Mecânica.....	44

5.1.1-Aço SAF 2205 sem solda.....	44
5.1.2- Aço SAF 2205 com solda .....	46
5.2-Characterização estrutural .....	50
5.2.1-Difração de raios X (DRX) .....	50
5.2.2-Characterização microestrutural.....	51
<b>6- CONCLUSÕES .....</b>	<b>57</b>
<b>7-REFERÊNCIAS .....</b>	<b>58</b>

## 1-INTRODUÇÃO

Com a descoberta dos aços inoxidáveis, a indústria química e as aplicações em altas temperaturas tiveram uma nova classe de materiais disponíveis, mais adequados a suas instalações. Atualmente, nas indústrias químicas, petroquímicas, nuclear e de óleo e gás, os aços inoxidáveis duplex são amplamente utilizados (LOUREIRO, 2010).

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis denominados “duplex” vem resultando, nos últimos anos, na sua crescente utilização, principalmente em aplicações industriais que exigem maior resistência à corrosão, maior resistência à oxidação e tenacidade adequada, dos que as apresentadas pelos aços inoxidáveis austeníticos. São superiores também porque apresentam melhor resistência à corrosão localizada e melhor resistência ao trincamento por corrosão sob tensão (CHIAVERINI, 1996).

A presença de duas fases dúcteis na microestrutura, mas que se comportam de modo diferente quando em situação de deformação a quente, possibilita a geração de defeitos graves que poderiam ser evitados durante o processamento dos aços inoxidáveis (ARTHUSO, 2013).

Os aços inoxidáveis austeno-ferrítico têm microestruturas que consistem em frações aproximadamente iguais dessas duas fases. Esses aços são caracterizados por uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos: tem elevada resistência mecânica, boa tenacidade à corrosão sob tensão e à fadiga. Essa microestrutura a combinação de propriedades é obtida, em geral, pelo aumento dos teores de cromo e molibdênio em relação aos aços austeníticos e com aumento do teor de nitrogênio (COSTA E SILVA, 2010)

O processo de soldagem de resistência por pontos consome pouco calor de entrada, devido ao fluxo de corrente elétrica através das peças a serem soldadas enquanto o calor é gerado pela resistência nas interfaces de contato. Soldagem por pontos oferece alta qualidade de união na solda e de alta produtividade, devido às quais é amplamente utilizada na montagem de chapas finas. Durante a soldagem por pontos, uma notável mudança nas propriedades mecânicas e propriedades metalúrgicas do ponto soldado e associado na zona termicamente afetada no aço inoxidável duplex (VIGNESH, 2019).

Neste contexto, este presente trabalho visa analisar mudanças ocorridas nas propriedades mecânicas e microestrutural no aço SAF 2205 quando submetido ao processo de soldagem por pontos, visando analisar as mudanças ocorridas na região da ZTA do material, para uma comparação entre os estados soldado e não soldado.

## **2- OBJETIVOS**

### **2.1-Objetivo Geral**

Investigar a resposta mecânica e microestrutural do aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803) após ser submetido a ciclos de tratamentos térmicos por solubilização e envelhecimento, e em amostras com as mesmas condições com e sem soldagem por pontos.

### **2.2-Objetivos Específicos**

- a) investigar a resposta mecânica do aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803) após solubilização e envelhecimento em duas temperaturas;
- b) analisar o efeito da soldagem a ponto na evolução do comportamento mecânico e microestrutural assumido pelo aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803)
- c) fazer uma comparação de resposta mecânica e microestrutural do aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803) nos estados soldado e não soldado.

### 3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1-Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são altamente resistentes à corrosão em diversos ambientes, possuindo como elemento de liga predominante o cromo; uma concentração de pelo ao menos 11% de Cromo. A resistência à corrosão também pode ser melhorada pela adição de níquel e molibdênio (CALLISTER, 2012).

Aços inoxidáveis constituem um grupo de aços de alta liga baseado em sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C, e Fe-Cr-Ni, como explica Lippold (2005).

A resistência à corrosão de ligas à base de Fe-Cr está associada ao fenômeno de passividade, isto é, à formação de uma camada de óxidos mistos (de ferro, cromo e de outros elementos de liga) e a dissolução dessa camada no meio corrosivo. A formação ou não dessa camada, sua impermeabilidade e a sua taxa de dissolução no meio corrosivo controlarão a resistência à corrosão (medida em perda/área/unidade de tempo) do material, no meio corrosivo em questão. Além da consideração da corrosão uniforme, a prevenção dos fenômenos de corrosão localizada é, também, muito importante para o desempenho satisfatório dos aços inoxidáveis (COSTA E SILVA, 2011).

A microestrutura tem efeito dominante sobre o desempenho dos aços inoxidáveis e depende, diretamente, da composição química e do tratamento térmico realizado. Em vista da complexidade dos sistemas envolvidos buscam representações simplificadas das relações de fases em função da composição química. Todos os elementos estabilizadores da estrutura CCC são computados em um valor de “Cr equivalente” e os estabilizadores de CFC em um valor de Ni equivalente Eq.(1) para cromo equivalente e Eq.(2) para níquel equivalente (COSTA E SILVA, 2011).

$$Cr_{\text{equivalente}} = \%Cr + 1,5x\%Si + \%Mo \quad (1)$$

$$Ni_{\text{equivalente}} = \%Ni + 30x(\%C + \%N) + 0,5x(\%Mn + \%Cu + \%Co) \quad (2)$$

O agrupamento usual dos vários tipos de aços inoxidáveis em classes é baseado na microestrutura que apresenta nas condições usuais de serviços, à temperatura ambiente (CHIAVERINI, 1978).

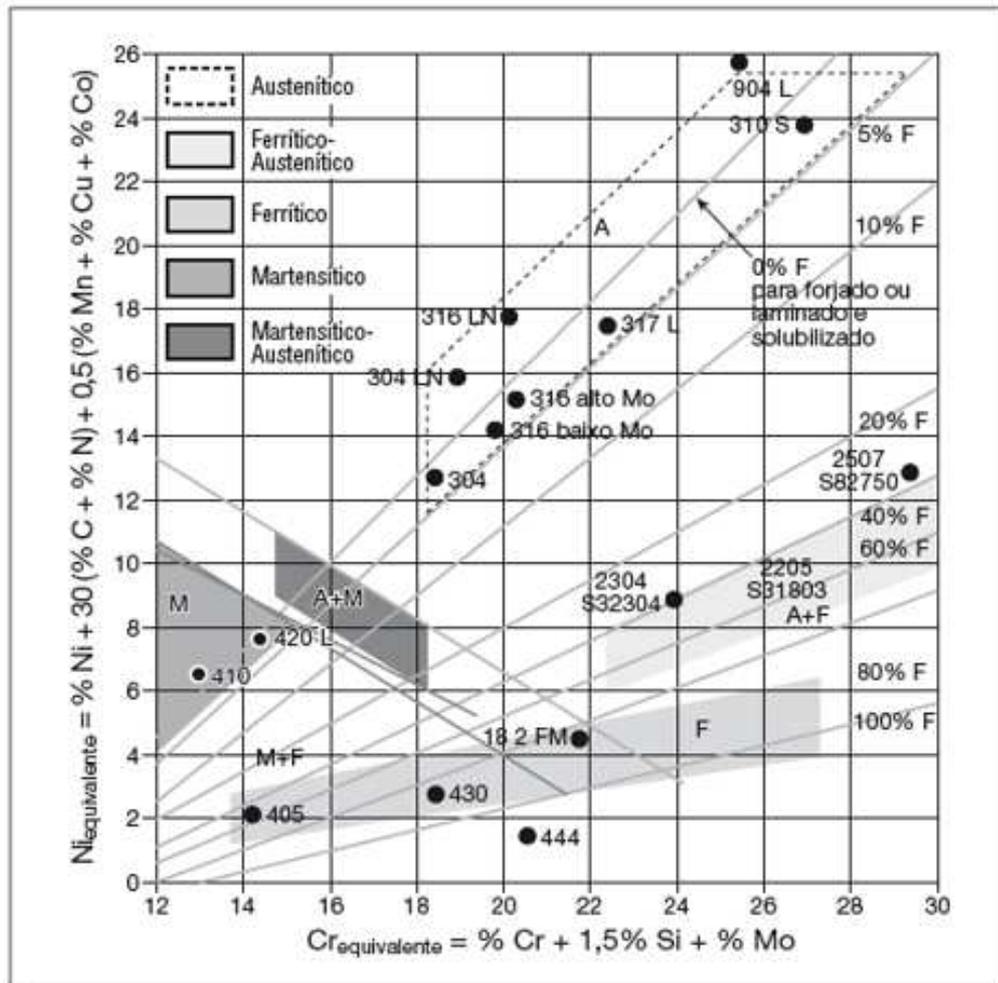
Esses aços podem ser determinados em cinco classes:

- Aços inoxidáveis martensíticos.

- Aços inoxidáveis ferríticos.
- Aços inoxidáveis austeníticos.
- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.
- Aços inoxidáveis austeno ferríticos (Duplex)

Na figura 1 está apresentado o diagrama com as regiões de acordo com as composições químicas dos aços inoxidáveis.

Figura 1: Diagrama de Schaeffler. regiões de composição química das diferentes famílias indicadas.



Fonte: COLPAERT, 2008.

### **3.1.1 Aços inoxidáveis martensíticos**

Esses aços são compostos de ligas de ferro e cromo (11-18%) com teor de carbono, em geral, acima de cerca de 0,1%. Para essas composições químicas percebe-se a presença desse grupo de aços inoxidáveis no campo austenítico no diagrama de fases sendo, portanto, endurecíveis por tratamento térmico de têmpera. Uma classe intermediária, aqui agrupada com os aços martensíticos é a dos martensíticos-austeníticos (ou martensíticos-ferríticos): composições mais ricas em níquel do que os aços martensíticos permitem obter transformações parciais no endurecimento por têmpera (COSTA E SILVA, 2011).

Estes aços caracterizam por serem aços-cromo, contendo cromo entre 11,5% e 18%; eles tornam-se martensíticos e endurecem pela têmpera. Os aços inoxidáveis martensíticos apresentam boa resistência a corrosão quando expostos ao tempo, à ação da água e de certas substâncias à corrosão, o que, entretanto, é compensado pelo maior teor de cromo; o níquel melhora a sua resistência à corrosão; a têmpera também melhora a resistência à corrosão, pois contribui para evitar a possibilidade de precipitação de carbonetos (CHIAVERINI, 1996).

Os aços martensíticos são austenitizados a temperaturas relativamente elevadas (925-1070°C), de modo a dissolver completamente os carbonetos para obter austenita uniforme. O controle do tamanho de grão austenítico é importante para garantir a tenacidade (COLPAERT, 2008).

### **3.1.2 Aços inoxidáveis ferríticos**

Esses aços são ligas Fe e Cr essencialmente ferríticas a todas as temperaturas e que não endurecem por tratamento térmico de têmpera. Normalmente tem teores de cromo mais elevados do que os aços martensíticos e tem, naturalmente, menores teores de carbono (COSTA E SILVA, 2011).

Neste grupo, o cromo é ainda o principal elemento de liga, podendo atingir valores muito elevados, superiores a 25%. Como o teor de carbono é baixo, máximo de 0,20%, a faixa austenítica fica totalmente eliminada e, esses aços não são endurecíveis pela têmpera. Como esses aços não são endurecíveis, o tratamento térmico usual é um recozimento para alívio de tensões originadas na conformação a frio e para obtenção da máxima ductilidade. Os aços inoxidáveis ferríticos estão sujeitos a adquirirem fragilidade quando aquecidos em torno de 475°C ou resfriados lentamente nessa temperatura. O fenômeno traduz-se por aumento de

dureza e queda da ductilidade e alguns autores o atribuem à presença da fase sigma (Fe-Cr) (CHIAVERINI, 1996).

A tenacidade dos aços inoxidáveis ferríticos pode ser ainda mais comprometida pelo aquecimento prolongado a temperaturas na faixa de 400-550°C. Esse fenômeno é mais grave por volta de 475°C, sendo conhecido como “fragilização de 475°C” e é causado pela precipitação de uma fase rica em Cr, chamada  $\alpha'$ . Contudo, esse fenômeno é reversível, podendo ser eliminado pelo aquecimento a, aproximadamente, 600°C seguindo de resfriamento rápido (COSTA E SILVA, 2011).

### 3.1.3 Aços inoxidáveis austeníticos

Esses aços são constituídos por ferro, cromo (16-30%) e níquel (8-35%), sendo predominantemente austeníticos após tratamento térmico comercial, embora não sejam magnéticos. O teor de carbono é, em geral, inferior a 0,08%.

Outros aços inoxidáveis austeníticos incluem aqueles em que, por questão de custo, parte do níquel é substituído por manganês ou nitrogênio (elementos estabilizadores de austenita) (COSTA E SILVA, 2011).

Esses aços podem ser divididos em dois grupos:

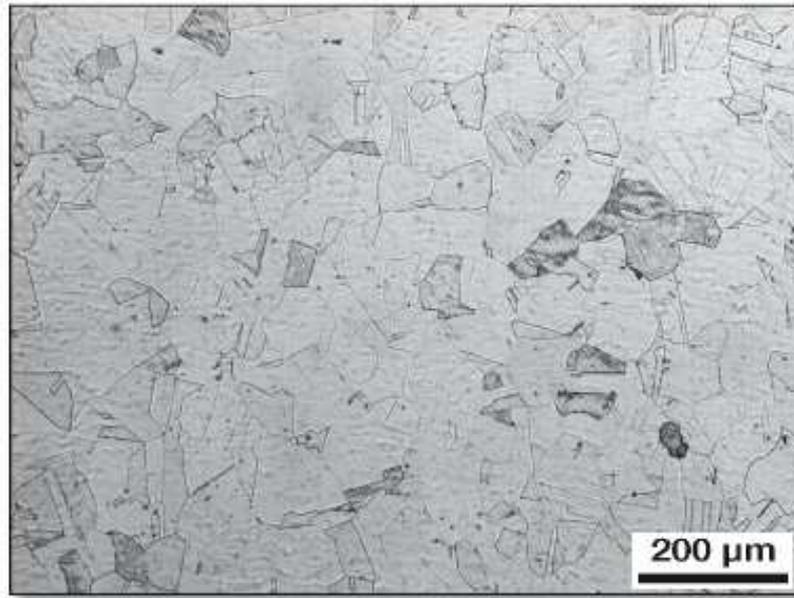
- Aços ao cromo-níquel
- Aços ao cromo-manganês-níquel.

A maior parte dos aços austeníticos comumente empregados pertence ao primeiro grupo. Os mais conhecidos e popularmente são os 18-8 em que o teor médio do cromo é 18% e o de níquel 8%. A introdução do níquel melhora consideravelmente a resistência à corrosão e a resistência a altas temperaturas, visto que, na maioria dos reagentes, o níquel é mais nobre que o ferro e, além disso, forma uma camada de óxido que protege o aço espontaneamente. Para comprovar esse fato, verifica-se que a restauração da película inerte protetora que tenha sido retirada de um aço inoxidável ao Cr-Ni é muito mais rápida do que a de um aço inoxidável somente ao cromo. No segundo grupo, menos importante, parte do níquel (cerca de 4%) é substituído por outros elementos de tendência austenitizante, como manganês (em torno de 7%) e o nitrogênio (em teores não superiores a 0,25%) (CHIAVERINI, 1996).

Nestes aços, a austenita não sofre decomposição significativa no resfriamento após a conformação a quente. Assim, a microestrutura austenítica obtida no trabalho a quente é praticamente definitiva. O tratamento térmico usual nos materiais forjados e laminados é tratamento de solubilização, para dissolver carbonetos nocivos à resistência à corrosão

(COLPAERT, 2008). Na figura 2 demonstra a microestrutura aço austenítico solubilizado a 1050°C e resfriado em água.

Figura 2: Aço inoxidável austenítico AISI 304 solubilizado a 1050°C, resfriado em água.



Fonte: COLPAERT, 2008.

A ampla utilização dos aços inoxidáveis austeníticos deve-se a uma combinação favorável de propriedades, tais como: resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente, trabalhabilidade e solubilidade. Não é somente a matriz austenítica que determina as propriedades destes materiais. Numerosas fases, tais como ferrita  $\delta$ , carbonetos, fases intermetálicas, nitretos, sulfetos, boretos e martensitas induzidas por deformação, podem estar presentes na estrutura dos aços inoxidáveis austeníticos. A quantidade, o tamanho, distribuição e a forma destas fases influenciam de modo acentuado as propriedades desses materiais (PADILHA et al, 2004).

### **3.1.4 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.**

Os aços endurecíveis por precipitação são classificados em três famílias: martensíticos, austeníticos e semiausteníticos. Estes aços podem ser considerados como tendo sido desenvolvidos a partir de aços austeníticos clássicos 18-8. No desenvolvimento dos aços martensíticos endurecíveis por precipitação, as principais modificações foram a redução do

teor de níquel e a adição de outros elementos (principalmente o cobre) para promover aparecimento de precipitados (COSTA E SILVA, 2011).

De forma geral, os aços martensíticos endurecíveis por precipitação combinam resistência à corrosão equivalente à de aços austeníticos clássicos, com propriedades mecânicas elevadas, comparáveis àquela dos aços inoxidáveis martensíticos. O tratamento térmico típico para os aços endurecidos por precipitação é de solubilização e envelhecimento (COLPAERT, 2008).

### 3.1.5 Aços inoxidáveis austeno ferríticos (duplex).

O aço inoxidável duplex combina alta resistência mecânica e resistência à corrosão como resultado de uma união perfeita entre aços inoxidáveis austeníticos e aços inoxidáveis ferríticos.

Esta classe de aços inoxidáveis combina as melhores características de ambas as ligas, tais como imunidade à corrosão sob tensão e boa soldabilidade. A adição de nitrogênio aos aços inoxidáveis duplex aumenta a tenacidade e a resistência à corrosão da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) em comparação com o metal base na condição soldada. (APERAM, 2012).

Na tabela 1 estão apresentadas as composições químicas de alguns dos tipos principais aços duplex.

Tabela 1. Composição química dos principais aços inoxidáveis duplex

UNS	C(%)	Si(%)	Mn(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	N(%)
<b>S 32304</b>	0,03	0,50	1,00	23	4,50	-	0,10
<b>S 31803</b>	0,03	1,00	2,00	22	5,50	3,20	0,18
<b>S 32750</b>	0,03	0,80	1,20	25	7,00	4,00	0,30

Fonte: LOUREIRO,2010.

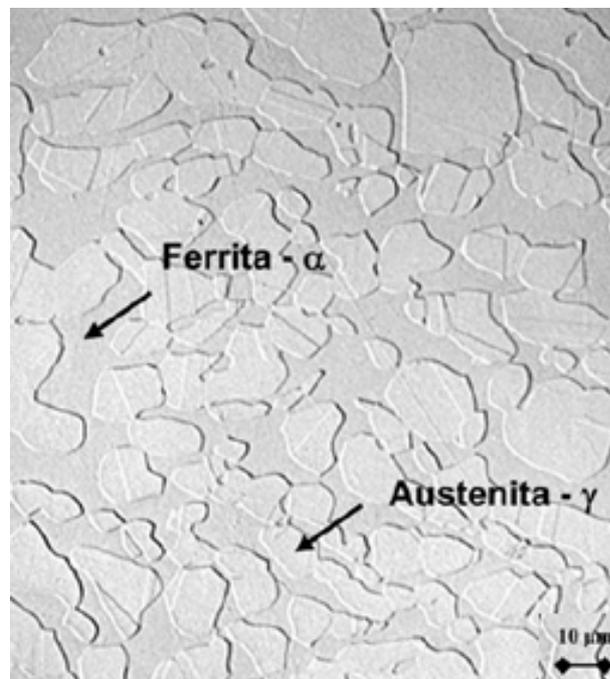
Segundo Loureiro (2010), os aços inoxidáveis duplex são separados em três grupos, com relação a composição química:

- a) aços inoxidáveis duplex de baixa liga: devido ao menor teor de elementos de liga e não possuem molibidênio na composição química. Exemplo: UNS S32304.

- b) aços inoxidáveis duplex de média liga: se enquadram os duplex mais utilizados, pois apresenta resistência a corrosão intermediária. exemplo: UNS S31803.
- c) aços inoxidáveis de alta liga: são designados por superduplex, pois apresentam elevada resistência a corrosão comparável aos superausteníticos que possui entre 5 e 6% de molibdênio. Exemplo: UNS S32750.

Na figura 3 é exibida uma fotomicrografia típica de um aço inoxidável duplex com a indicação das fases ferrita e austenita a partir de imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Figura 3: Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico SAF2205.



Fonte: SENATORE, 2007. (Adaptado).

Os aços inoxidáveis austeno-ferríticos têm microestruturas que consistem em frações aproximadamente iguais dessas duas fases. Esses aços são caracterizados por apresentarem elevada resistência mecânica, boa tenacidade, resistência à corrosão muito boa em diversos meios e excelente resistência à corrosão sob tensão e à fadiga.

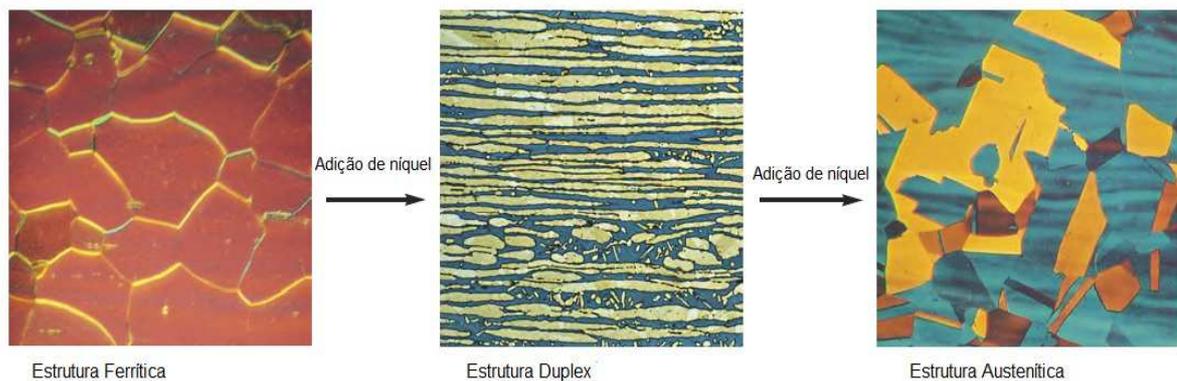
A microestrutura austeno-ferrítica e a combinação das diferentes propriedades são obtidas, em geral, pelo aumento de teores de cromo e de molibdênio em relação aos aços austeníticos, além do aumento do teor de nitrogênio, que como soluto intersticial, tem efeito muito favorável sobre a resistência mecânica.

Essas alterações de composição química aumentam a estabilidade da fase sigma ( $\sigma$ ) e possibilitam o aparecimento de algumas outras fases intermetálicas, especialmente a chamada chi ( $\chi$ ) (COSTA E SILVA, 2011).

A adição de níquel faz com que a fase austenita se estabilize, também promovendo uma mudança na estrutura cristalina do aço inoxidável, de cúbica de corpo centrado (ferrítico) para cúbica de faces centradas (austenítico). O aço inoxidável ferrítico contém pouca ou nenhuma quantidade de níquel, já o aço inoxidável duplex contém quantidade baixa para intermediária de níquel entre 1,5 para 7%, e os aços inoxidáveis austeníticos contêm pelo menos 6% de níquel (IMOA, 2014).

Na figura 4 estão indicadas as mudanças na microestrutura dos aços de acordo com a adição de níquel.

Figura 4: Adição de níquel contendo mudança na microestrutura dos aços inoxidáveis



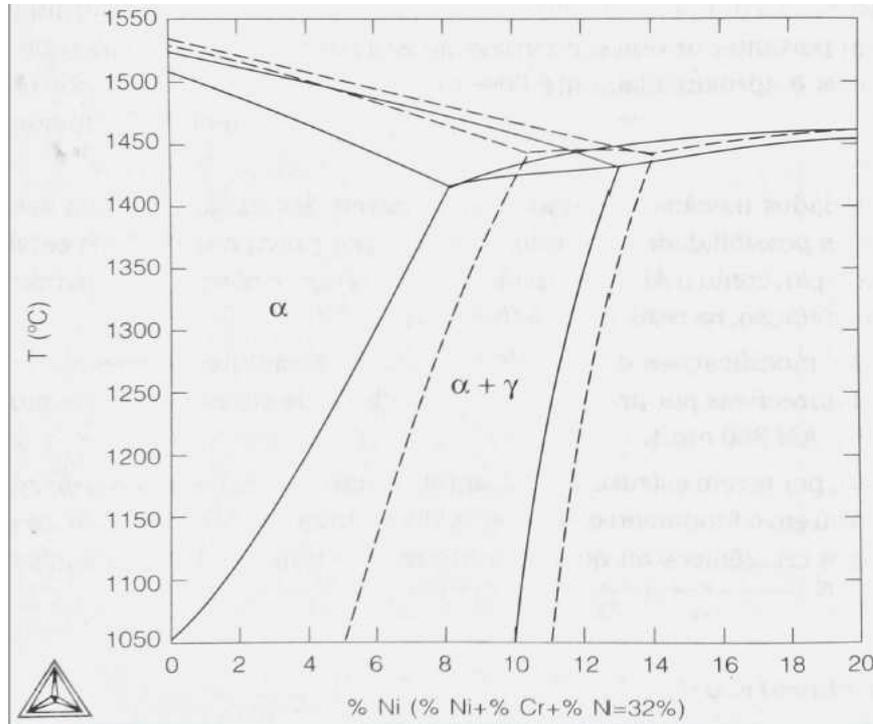
Ferrítico (esquerda) para duplex (meio) para austenítico (direita).

Fonte: IMOA, 2014.

De modo geral pode-se afirmar ainda que a resistência mecânica dos aços duplex tenda a ser maior que a observada nos aços inoxidáveis austeníticos, pelo fato de os primeiros aços exibirem grãos mais finos que os aços inoxidáveis de uma única fase. A presença de uma estrutura granular mais fina deve-se à formação das estruturas duplex no estado sólido e às suas características de encruamento e recristalização, assim como às limitações de crescimento de grão (CHIAVERINI, 1996).

O nitrogênio tem grande efeito sobre o equilíbrio austeno-ferríticos, explica Costa e Silva (2011), como apresentado o gráfico na figura 5.

Figura 5: Equilíbrio entre as fases ferrita e austenita no sistema Fe-Cr-Ni-(N) contendo 68% Fe. As linhas tracejadas apresentam o equilíbrio quando não há nitrogênio no aço. As linhas sólidas mostram o equilíbrio na presença de 0,1% (1000ppm) de nitrogênio.

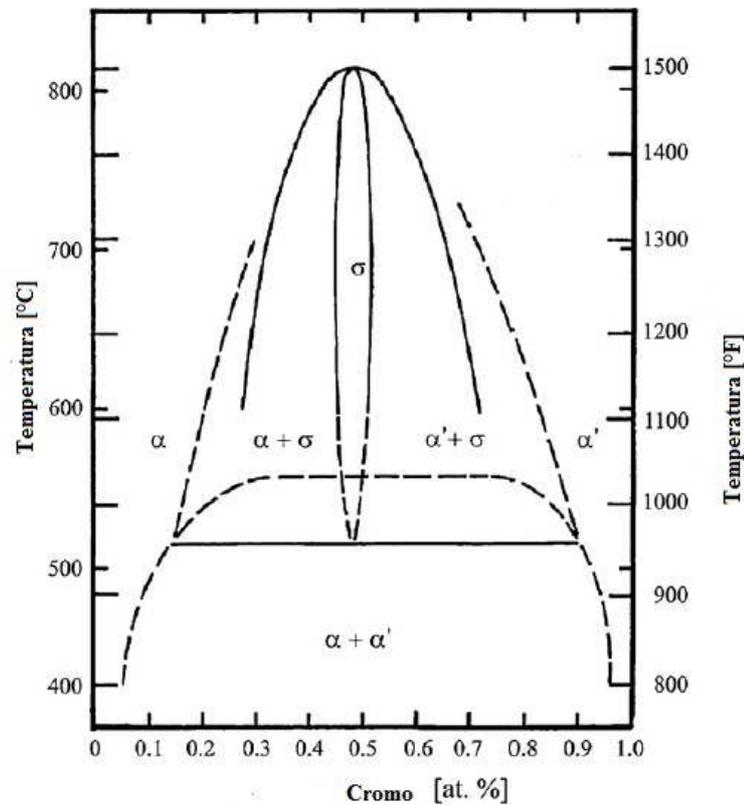


Fonte: COSTA E SILVA, 2011.

Além dos cuidados para prevenir a precipitação de carbonetos após a solubilização, os aços duplex requerem, portanto, cuidados com o potencial de precipitação de fases intermetálicas, como sigma ( $\sigma$ ) e chi ( $\chi$ ), que fragilizam o material e comprometem sua resistência à corrosão (COLPAERT, 2008).

Na figura 6 é exibido um diagrama de fases do sistema binário Fe-Cr com a apresentação das fases  $\alpha$ ,  $\alpha'$  e  $\sigma$ . Na faixa de composição química em que é possível a formação de fase sigma ( $\sigma$ ) (15-70% Cr) observa-se que o aquecimento na faixa de temperatura situada entre 400 e 500°C pode ocasionar a precipitação da fase rica em cromo ( $\alpha'$ ), coerente com a matriz, que também seria ferrítica, porém rica em Fe ( $\alpha$ ) (PADILHA, 2004).

Figura 6: Diagrama de fase, sistema binário Fe-Cr.



Fase rica em cromo ( $\alpha'$ ); fase sigma ( $\sigma$ ); fase rica em ferro ( $\alpha$ ).

Fonte: SAHU et al, 2009.

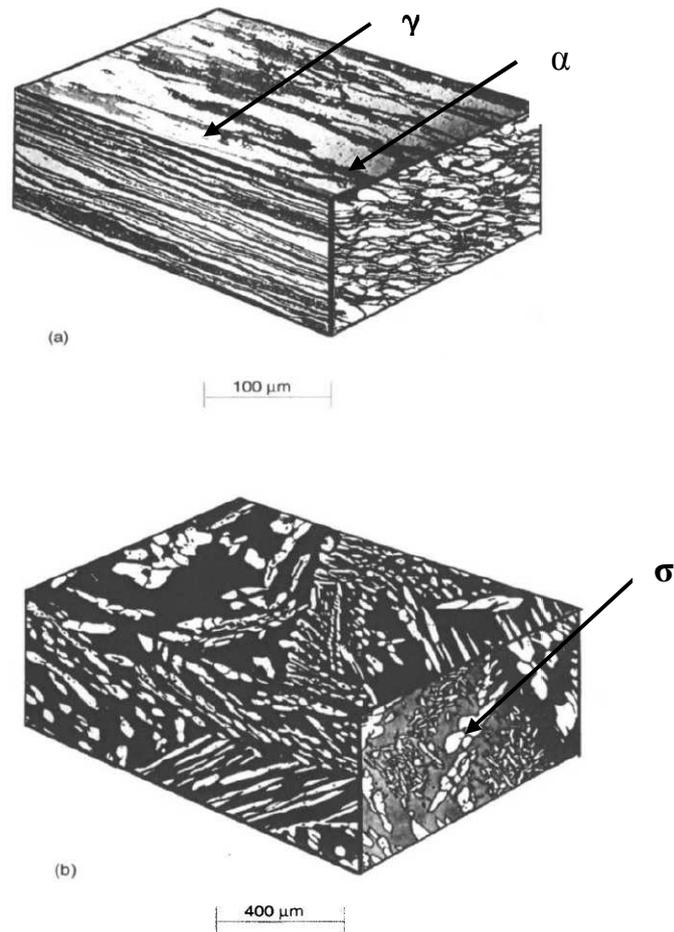
A precipitação da fase rica em cromo ( $\alpha'$ ) tem sido atribuída à fragilização e redução da resistência a corrosão de uma liga Fe-Cr quando aquecida a temperaturas próximas a 475°C, por tempo relativamente curto.

Este tipo de fragilização é reversível, sendo possível restaurar a tenacidade de materiais fragilizados mediante aquecimento a temperaturas superiores a 550°C, sendo o tempo de manutenção necessário para eliminar a fragilização tanto menor quanto mais elevada for a temperatura. Como exemplo, se a temperatura escolhida for maior que 593°C, o tempo de exposição necessário à fragilização seria de 1 hora, em média, já quando aquecido a 582°C este tempo passaria para 5 horas (PADILHA, 2004).

A precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ) pode ocorrer por causa de processos industriais de produção (ciclos térmicos de soldagem, laminação, tratamentos térmicos ou fundição) ou devido às condições de operação do componente (operação em determinadas faixas de temperaturas onde ocorre a precipitação) (GUILHERME L. H, 2014).

Como exemplo, na figura 7 é exibida imagem de microestruturas típicas de um aço inoxidável duplex em diferentes estados de processamento (GUNN, 1997).

Figura 7: Típica microestrutura de aço inoxidável duplex.



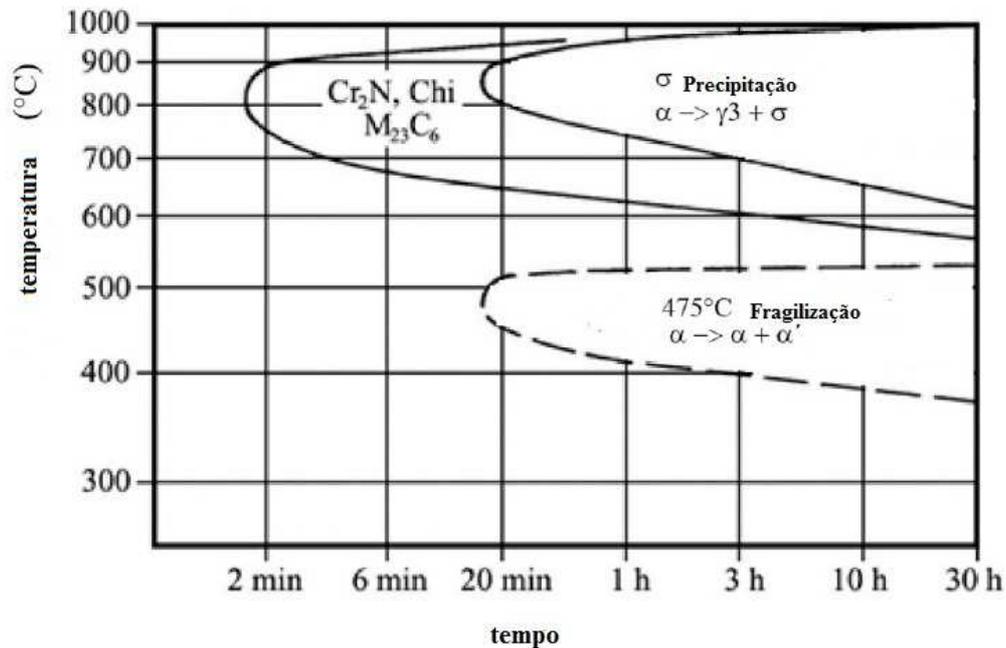
(a) chapa laminada a quente e (b) fundida.

Fonte: GUNN, 1997.

Os aços inoxidáveis duplex podem experimentar diversos tipos de falhas durante o serviço, sendo a maioria dessas falhas associada às peculiaridades das transformações de fases, envolvendo a instabilidade e as características microestruturais associadas às mesmas (AZEVEDO et. al., 2018).

Na figura 8 está representando o diagrama de temperatura-tempo-transformação (Diagrama TTT), de acordo com as fases intermetálicas que podem precipitar especificamente no aço duplex UNS S31803.

Figura 8: Diagrama esquemático TTT.



Fonte: AZEVEDO, 2018.

A fase com nitreto ( $Cr_2N$ ), explica Loureiro (2005), ocorre devido a adição de nitrogênio que leva à precipitação desta fase em temperaturas entre 700 e 900°C. O nitreto de cromo pode ser formado intragranularmente na ferrita como resultado da supersaturação de nitrogênio na ferrita durante o resfriamento.

Os aços inoxidáveis que utilizam Cr e Mo para auxiliar na resistência à corrosão estão sujeitos à precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ), que pode precipitar na matriz e/ou nos contornos de grão, causando significativos impactos nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (GUILHERME, 2014).

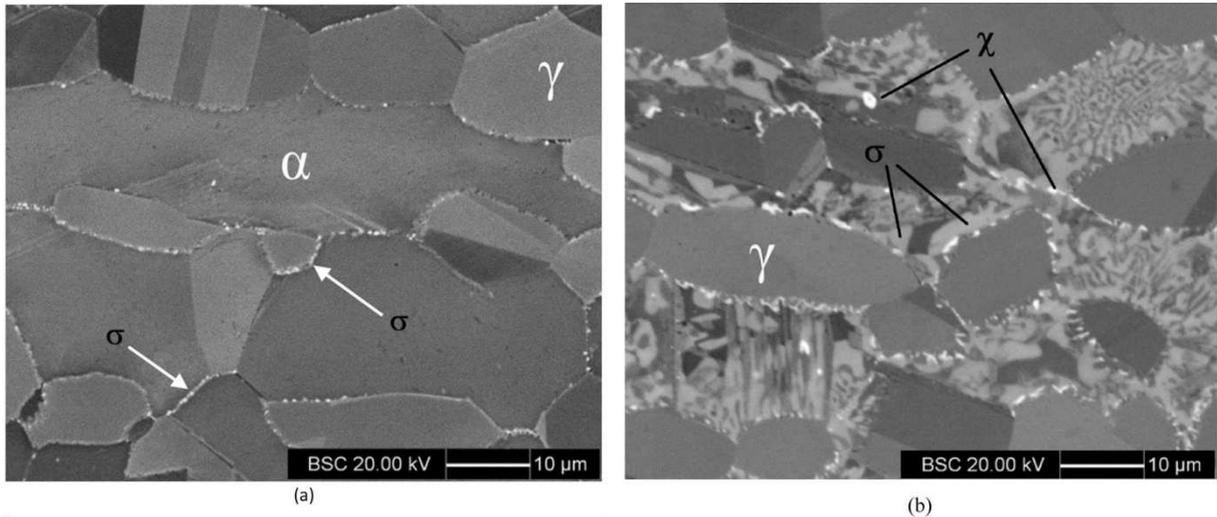
A formação da fase sigma ( $\sigma$ ) pode consumir a maior parte da fase da ferrita em menos de uma hora, reduzindo drasticamente a tenacidade à fratura e a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex. A precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ) é, sem dúvida, a mais prejudicial para as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex (AZEVEDO et al., 2004).

Assim como a fase sigma ( $\sigma$ ), a fase chi ( $\chi$ ) forma-se entre 700 e 900°C, embora em quantidades muito menores. No entanto, o enriquecimento de ferrita com elementos formadores de intermetálicos durante uma longa exposição a temperaturas relativamente baixas, como 700 °C (figura 9), favorece a precipitação de fase chi ( $\chi$ ).

De modo análogo à sigma, a fase  $\chi$  frequentemente se forma na interface  $\alpha/\gamma$  e cresce na ferrita. A fase chi ( $\chi$ ) tem uma influência semelhante sobre as propriedades de corrosão e

resistência mecânica com a ferrita ( $\alpha$ ), mas, como as duas fases coexistem com frequência, é difícil estudar seus efeitos individualmente (GUNN, 1997).

Figura 9: Evolução das fases de um aço duplex UNS S 31803 quando aquecido a 700°C durante: (a) 2 h. (b) 36 h.



Fonte: AZEVEDO, 2004

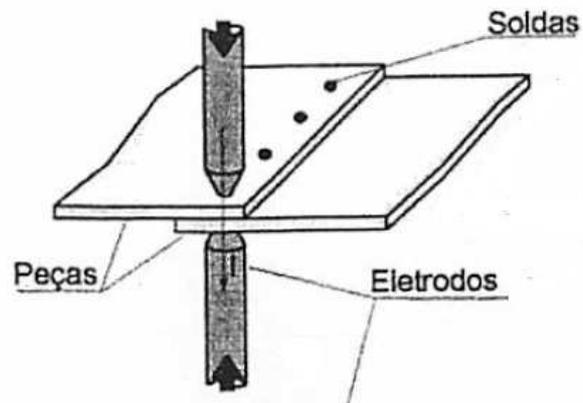
### 3.2-Soldagem por resistência

A soldagem por resistência compreende um grupo de processos nos quais a união de peças metálicas é produzida na superfície sobrepostas ou em contato topo a topo, pelo calor gerado na junta a partir da resistência à passagem de uma corrente elétrica (efeito Joule) e pela aplicação de uma carga, podendo ocorrer uma pequena quantidade de fusão na interfase (MARQUES et al, 2011).

Na soldagem por pontos, a solda é obtida na região das peças colocadas entre um par de eletrodos, e várias soldas podem ser obtidas simultaneamente pela utilização de múltiplos pares de eletrodos (MARQUES et al, 2011).

Na figura 10 é mostrado um exemplo de soldagem por pontos.

Figura 10: Soldagem por pontos.



Fonte: MARQUES, 2011.

A força aplicada pelos eletrodos ou outros dispositivos apropriados não influencia diretamente na quantidade de calor gerado no processo, mas indiretamente, através de seu efeito na resistência de contato entre as peças. Quanto maior for a força aplicada, melhor o contato, e, portanto, menor a resistência na interfase peça-peça. Por outro lado, a aplicação de uma força muito pequena pode causar flutuações na resistência de contato, levando a flutuações na qualidade dos pontos obtidos e, em casos extremos, à abertura de arco entre as peças. A escolha dos parâmetros de soldagem é feita em função do material e das espessuras das peças a serem unidas (MARQUES et al, 2011).

Alguns parâmetros principais na soldagem por resistência são: corrente elétrica, resistência elétrica e tempo, como mostrado na equação (3).

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (3).$$

Q é calor gerado (em Joules), I é intensidade de corrente elétrica (em Amperes), R é a resistência elétrica do circuito (em Ohms) e t é o tempo (em segundos) que a corrente pode fluir no circuito. Quando a corrente ou resistência não é constante, a integração da expressão acima resultará no calor gerado em um intervalo de tempo t.

Para a soldagem por resistência, a geração de calor em torno da peça que está sendo soldada não é homogênea, pois o aquecimento não é e não deve ser uniforme na soldagem. Além disso, a taxa de aquecimento é mais importante que o calor total, pois a rapidez com que o calor é aplicado durante a soldagem determina o histórico de temperatura e, por sua vez, a microestrutura. Isto pode ser facilmente entendido considerando uma soldagem de alumínio.

No caso do alumínio, se a corrente de soldagem estiver baixa, a fusão pode não ser possível, não importa o tempo de aquecimento, devido à baixa resistividade elétrica do alumínio, sendo o calor gerado rapidamente com o auxílio dos eletrodos resfriados em água. Deste modo, os processos elétricos e térmicos devem ser considerados em conjunto na soldagem (ZHANG, 2006).

Metais com elevada resistividade, baixa condutividade térmica e ponto de fusão relativamente baixo, como ligas não ferrosas, são facilmente soldáveis. Certos aços, particularmente os de maior teor de carbono, podem necessitar de tratamentos térmicos pós-soldagem para ajuste de suas propriedades mecânicas. Certos metais com menor resistividade elétrica e maior condutividade térmica, como o Al, o Mg e suas ligas, são mais difíceis de soldar. Metais preciosos e o Cu, devido à sua elevada condutividade térmica e elétrica, são problemáticos para soldagem por resistência. Os metais refratários, devido ao seu elevado ponto de fusão, são também difíceis de soldar por estes processos (MARQUES et al, 2011).

### **3.3-Comportamento mecânico dos aços duplex**

Os aços inoxidáveis duplex possuem propriedades mecânicas excepcionais, como exemplo, a tensão limite de escoamento no estado recozido tende a ser o dobro do comumente observado em aços inoxidáveis austeníticos na condição padrão, não ligado com nitrogênio.

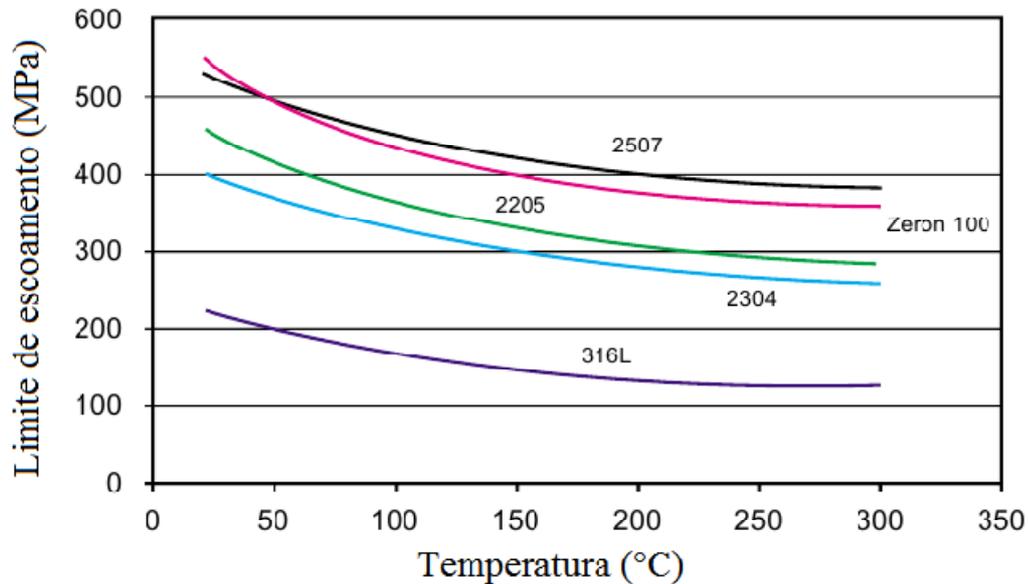
De modo geral, a resistência mecânica típica de vários aços inoxidáveis duplex é comparável à de aços inoxidáveis austeníticos 316L entre a temperatura ambiente e 300°C (IMOA, 2014).

A elasticidade dos aços duplex é superior a duas vezes a elasticidade em aços de única fase, como aços ferríticos e austeníticos. Os aços duplex possuem também alta tenacidade e ductilidade se comparados com aços ferríticos e martensíticos, e alta resistência à corrosão sob tensão e corrosão intergranular, se comparados com os aços austeníticos. Cita-se ainda o fato de possuírem menor quantidade de teor de níquel, dando ao aço duplex resistência à corrosão similar de um aço inoxidável austenítico (LOUREIRO, 2010).

A combinação entre o alongamento total da austenita e o limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas. Os aços inoxidáveis duplex apresentam limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, apresentam um alongamento total mínimo em torno de 25% (SENATORE, 2007).

Na figura 11 é exibido um gráfico comparativo dos valores de tensão limites de escoamento típico dos aços duplex em relação ao aço inoxidável austenítico 316L (UNS S31603), mediante a mudança de temperatura.

Figura 11: Comparação do limite de escoamento típico dos aços inoxidáveis duplex e austenítico 316L.



Fonte: ARTHUSO, 2013.

As propriedades mecânicas de um aço inoxidável duplex ( $\alpha+\gamma$ ) refletem devido às propriedades das fases individuais, principalmente da fase ferrita. Para aproximadamente a mesma porcentagem de intersticiais, os aços inoxidáveis ferríticos recozidos apresentam maior resistência ao escoamento se comparado aos aços inoxidáveis austeníticos recozidos. Os aços inoxidáveis ferríticos exibem também uma maior dependência do limite de escoamento com a variação da temperatura. A ferrita, quando é estabelecida em aços austeníticos tornando-os duplex, tem o efeito de aumentar a resistência ao escoamento, especialmente em baixas temperaturas (PINTO, 2001).

Em relação ao limite de resistência à tração na fase ferrita, explica Pinto (2013), observa-se tendência inversa ao do limite de escoamento com relação à porcentagem de ferrita, ou seja, o limite de resistência à tração tem uma tendência de diminuir com o aumento da fração volumétrica de ferrita, sendo isso a três fatores:

- 1) O maior endurecimento por trabalho mecânico da austenita aumenta o limite de resistência à tração do duplex rico em austenita em relação à liga com menos austenita;
- 2) A quantidade de transformação martensítica, que influencia a quantidade de endurecimento por trabalho mecânico da austenita, diminui proporcionalmente com a diminuição da fração de austenita no duplex;
- 3) A liga contendo uma maior porcentagem de ferrita exibe uma reduzida ductilidade devido à fratura por clivagem.

Na tabela 2 são apresentados alguns valores para comparação de resistência ao escoamento, resistência à tração, alongamento total e dureza Vickers.

Tabela 2: Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas.

<b>AISI/UNS</b>	<b>Resistência ao escoamento (MPa)</b>	<b>Resistência à tração (MPa)</b>	<b>Alongamento Mínimo (%)</b>	<b>Dureza Vickers</b>	<b>Microestrutura</b>
<b>304L</b>	210	515-680	45	155	Austenita
<b>316L</b>	220	515-690	40	160	Austenita
<b>S 32304</b>	400	600-820	25	230	Duplex
<b>S 31803</b>	450	608-880	25	260	Duplex
<b>S 32750</b>	550	800-1000	25	290	Duplex

Fonte: SENATORE, 2007.

A ductilidade e a tenacidade do aço inoxidável duplex são inferiores às dos aços inoxidáveis austeníticos. Uma comparação entre o alongamento mínimo no ensaio de tração para os aços inoxidáveis austeníticos 316L (UNS S31603) padrão e o aços duplex e dada na tabela 2 (ARTHUSO, 2013).

Devido à presença da fase ferrítica, os aços inoxidáveis duplex possuem menor coeficiente de expansão térmica que os austeníticos, fazendo com que estas ligas apresentem comportamento próximo ao dos aços carbono (SENATORE, 2007).

Aços duplex com alto teor de carbono, explica Loureiro (2010), tem baixa tenacidade e ductilidade, mas tem excelente resistência ao desgaste. Já aços com baixo teor de carbono têm

melhor conformabilidade e soldabilidade quando comparados aos aços inoxidáveis ferríticos. Esses aços estão sujeitos a três tipos de fragilização.

- 1) Fragilização causada pela presença de carbetos, particularmente na austenita, em ligas com alto teor de carbono;
- 2) Fragilização causada pela precipitação da fase  $\alpha'$  na ferrita
- 3) Fragilização causada pela precipitação de fase  $\sigma$ , particularmente na ferrita.

A exposição térmica durante o processamento (soldagem e fundição) pode prejudicar significativamente as propriedades mecânicas, a corrosão, impacto e vida útil dos componentes do aço duplex, explica Azevedo (2018).

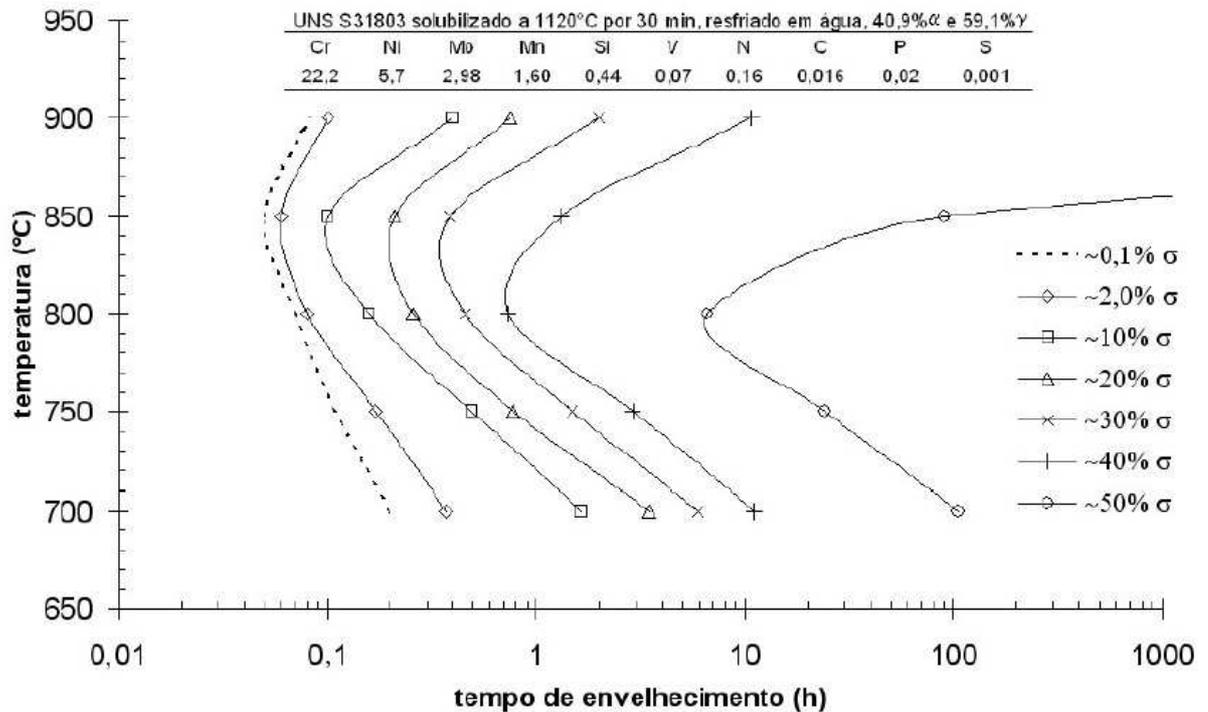
Na figura 12 está exibido um diagrama TTT esquemático, apresentando a faixa de temperatura e a cinética de precipitação de várias fases que podem precipitar no aço duplex entre 950°C e 570°C, como as fases sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ), Cr<sub>2</sub>N e M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Estudando um aço duplex do tipo UNS S31803, explica Pinto (2013), em algumas temperaturas de envelhecimento na faixa de 475 e 1200°C, por vários tempos, verificaram uma máxima perda de tenacidade (por volta de 95% do valor inicial) nas amostras tratadas a 825°C após um período de tratamento de 2 horas, sendo essa fragilidade atribuída à precipitação da fase sigma.

Para um aço duplex SAF 2205 envelhecido na faixa de 750 a 950°C, a presença de intermetálicos tem um efeito prejudicial no alongamento total e na energia absorvida pelo material. Enquanto a resistência à tração mostra variação muito pequena devido à presença de intermetálicos, a energia absorvida no impacto a partir de um corpo de prova Charpy é mais sensível, tendo uma queda aguda quando o material tem mais de 4% de intermetálicos (Sigma) (PINTO, 2013).

A partir das curvas TTT, mostrada na figura 12, obtidas por experimentos (medição das frações volumétricas de ferrita, austenita e sigma após tratamento de envelhecimento em temperaturas entre 700°C e 900°C, por tempo de até 1023 horas), é possível observar que é nesta temperatura que a fase sigma se precipita mais facilmente. Outro trabalho ainda comprovou que após 100 horas de tratamento térmico a 850°C não existe mais ferrita na estrutura do aço, fase que foi totalmente consumida para o crescimento de sigma (ROMANA, 2009).

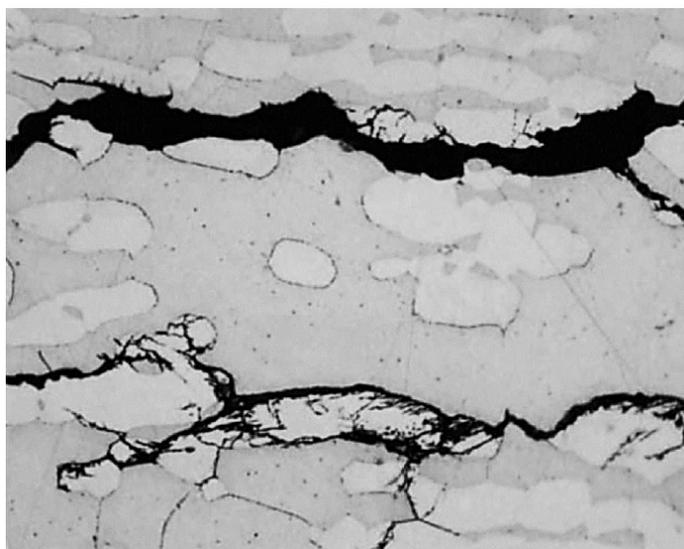
Figura 12: Diagrama TTT para aço UNS S31803.



Fonte: ROMANA, 2009.

Em um caso de corrosão por trinca promovida pela precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ) na interfase ferrita/austenita na ZTA (zona termicamente afetada), a propagação da mesma ocorreu preferencialmente ao longo das interfases ferrita/austenita e na fase austenita, como mostrado na Figura 13 (AZEVEDO et al, 2018).

Figura 13: Micrografia de um aço duplex soldado, mostrando a propagação de trinca na ZTA.



Fonte: AZEVEDO et. al, 2018 (Adaptado).

Neste mesmo trabalho de Azevedo et. al, (2018), todos os casos de trinca em pontos de corrosão envolveram a precipitação de fases deletérias, geralmente fase sigma na ZTA, ou a desequilíbrio entre as fases ferrita e austenita no cordão de solda. Uma das falhas selecionadas foi originada durante a rápida solidificação e resfriamento do metal de solda, que causou um excesso na quantidade de ferrita na zona fundida, promovendo trinca intercolunar e a fratura frágil de um reator durante teste hidrostático, como mostrado na figura 14 (AZEVEDO et. al, 2018)

Figura 14: Microfractografia mostrando fratura frágil intercolunar no metal soldado de um reator.



Fonte: AZEVEDO et al, 2018

### 3.4-Comportamento mecânico dos aços duplex após operações de soldagem

As ligas aço duplex são resistentes a trincas de solidificação de solda sendo isso associado ao fato de os mesmos exibirem níveis de impureza relativamente baixos e a similaridade de filmes líquidos de contorno de grãos contínuos ser pequena. Alguns casos de trincas foram relatados sob condições de alta restrição e algumas precauções podem ser necessárias nesses casos. O uso de materiais de enchimento austeníticos tende a melhorar a resistência à quebra, mas reduz a resistência à corrosão do metal de solda em relação à do metal de base (LIPPOLD et al, 2005).

Durante a soldagem por pontos, nota-se uma mudança nas propriedades mecânicas e metalúrgicas na ZTA (Zona termicamente afetada). Portanto, é necessário realizar investigações dessas mudanças para a resistência da junta em aplicações de alta carga e

segurança. Juntas feitas de solda a ponto são amplamente utilizadas em aplicações que envolvem condições de alta carga.

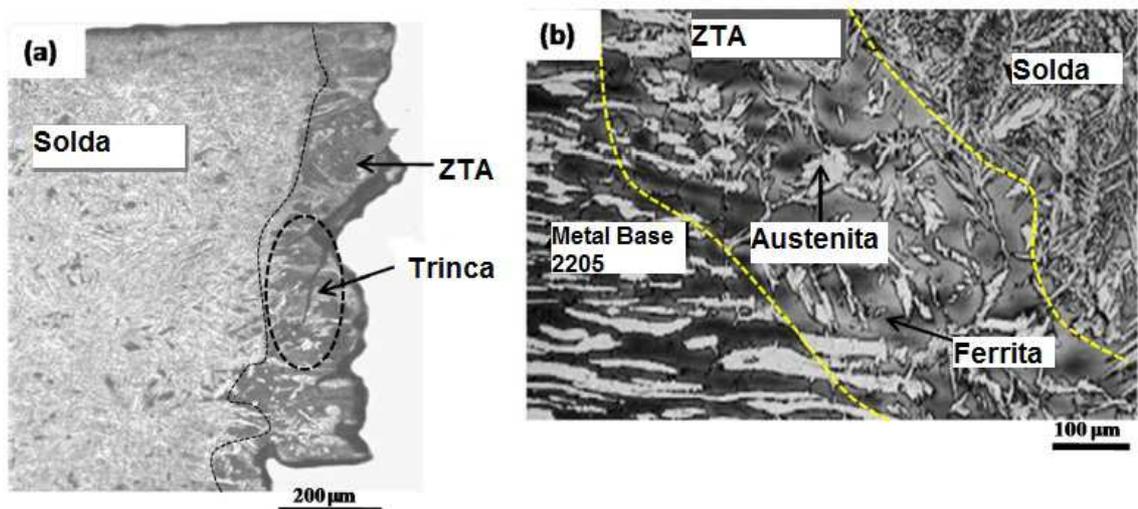
Deformação plástica na estrutura soldada depende muito dos parâmetros como propriedade do material, propriedades estruturais, espessura do material e parâmetros de soldagem. Os modos de falha por pontos de solda (isto é, propagação de trinca na solda no grão durante o carregamento axial) (VIGNESH et al, 2019).

Desde que se utilizem cargas adequadas, não existe dificuldade real em satisfazer os valores de resistência à tração especificados para o aço duplex ao longo do intervalo de temperatura normalmente utilizado para o aço inoxidável duplex. Além disso, há pouca mudança nas propriedades de tração em uma ampla faixa de níveis de ferrita no metal de solda. Além disso, com alta diluição do aço duplex há um risco de precipitação intermetálica, que pode prejudicar a ductilidade.

O alongamento do metal de solda é normalmente menor que o do metal base, mas valores em torno de 25% podem ser alcançados (GUNN, 1997).

Um exemplo de propagação de trinca na junta de solda e microestrutura da ZTA e mostrada na figura 15.

Figura 15: Aço duplex 2205 soldado



(a) propagação de trinca na junta de solda. (b) microestrutura da ZTA.

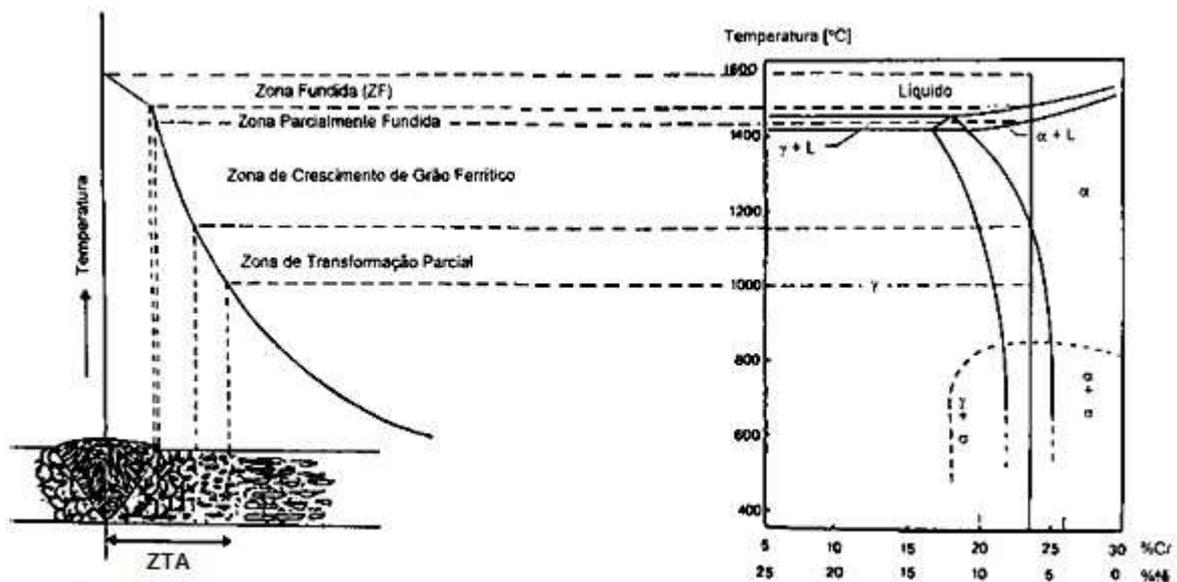
Fonte: VERMA, 2016.

Uma energia de soldagem elevada tende a produzir uma velocidade de resfriamento menor da junta. Como consequência, promove a precipitação de austenita, balanceando, em parte, a microestrutura. Da mesma maneira, pode favorecer a precipitação de fases

intermetálicas e o crescimento de grão, dependendo da temperatura máxima atingida na ZTA (zona termicamente afetada). Na situação contrária, uma energia de soldagem baixa leva a uma velocidade de resfriamento elevada. Assim, a precipitação de austenita é dificultada, gerando uma fração elevada de ferrita, o que pela sua vez acarreta a precipitação de uma grande quantidade de nitretos de cromo no interior da ferrita. Em ambos os casos tem-se como resultado uma severa diminuição na tenacidade (RAMIREZ, 2001).

Na figura 16 é mostrado um diagrama esquemático das mudanças microestruturais de uma junta soldada.

Figura 16: Diagrama esquemático das mudanças microestruturais acontecidos na junta soldada de um aço inoxidável duplex.



Fonte: RAMIREZ, 2001.

No entanto, existe potencial para ataque por corrosão na região soldada, devido às substanciais mudanças metalúrgicas que ocorrem durante a soldagem. A composição química local e a microestrutura no metal de solda e na ZTA são cruciais para a resistência à corrosão, ou seja, corrosão intergranular, corrosão por pite, corrosão em fresta e corrosão sob tensão devido a região ter sofrido aquecimento da solda, podendo ter mudança na microestrutural do material, com isso a corrosão poderá ocorrer entre o contorno de grão (GUNN, 1997).

## 4-MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1-Material

Chapas do aço inoxidável austeno-ferrítico (duplex) SAF2205 (UNS S31803), com espessura de 1,80mm, estado laminado a frio foram utilizadas neste trabalho. Na tabela 3 é exibido um resumo das propriedades mecânicas típicas desse aço.

Tabela 3: Propriedades físicas e mecânicas do aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803)

<b>Limite de escoamento 0,2% (MPa)</b>	620
<b>Limite de resistência (MPa)</b>	840
<b>Alongamento (%)</b>	29
<b>Dureza HRB</b>	98
<b>Modulo de elasticidade (GPa)</b>	200
<b>Temperatura de fusão</b>	1460°C-1465°C

Fonte: APERAM, 2018.

Na tabela 4 está demonstrada a composição química esperada do aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803) de acordo com a porcentagem de seus elementos químicos.

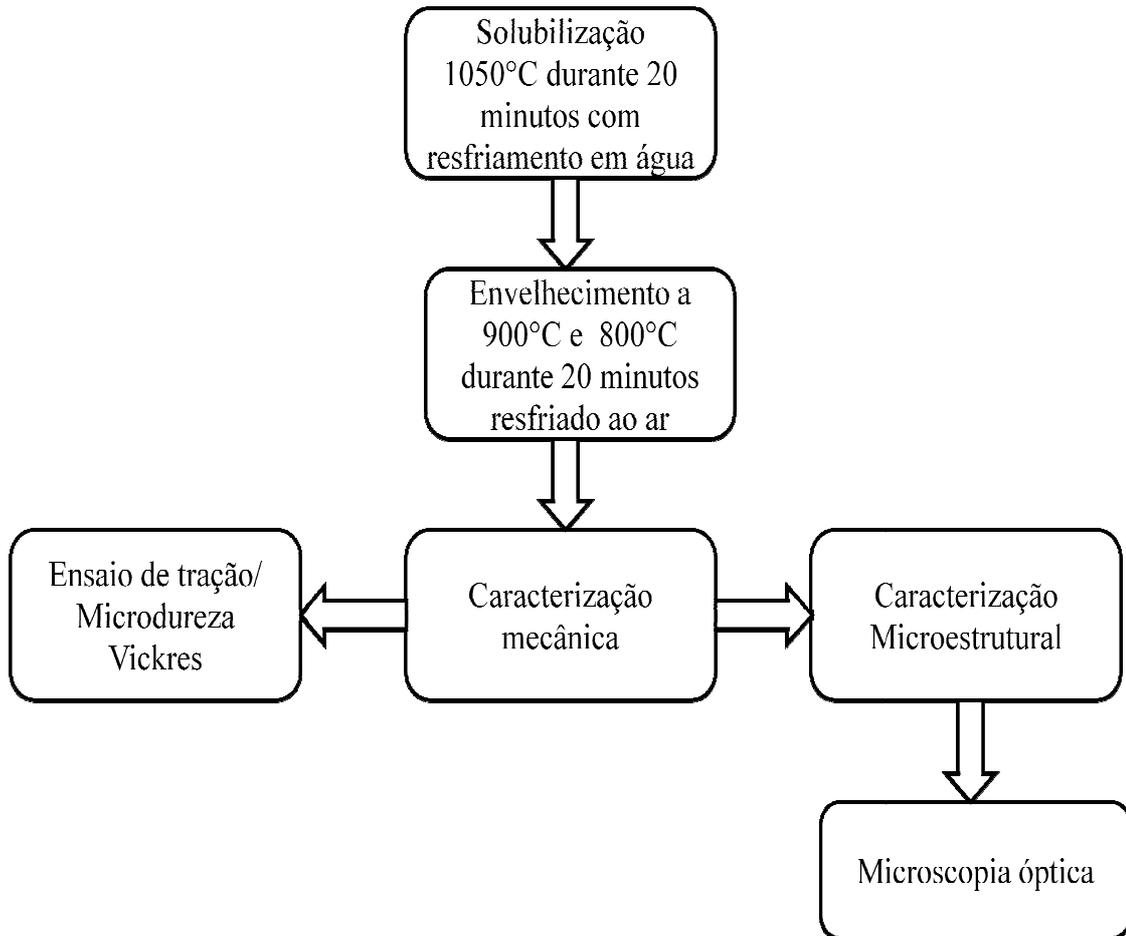
Tabela 4: A composição química do aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803).

<b>Elemento</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>
<b>%</b>	0,03	2,00	1,00	22,0	4,50	0,03	0,015	3,0	0,14 0,20

Fonte: APERAM, 2018.

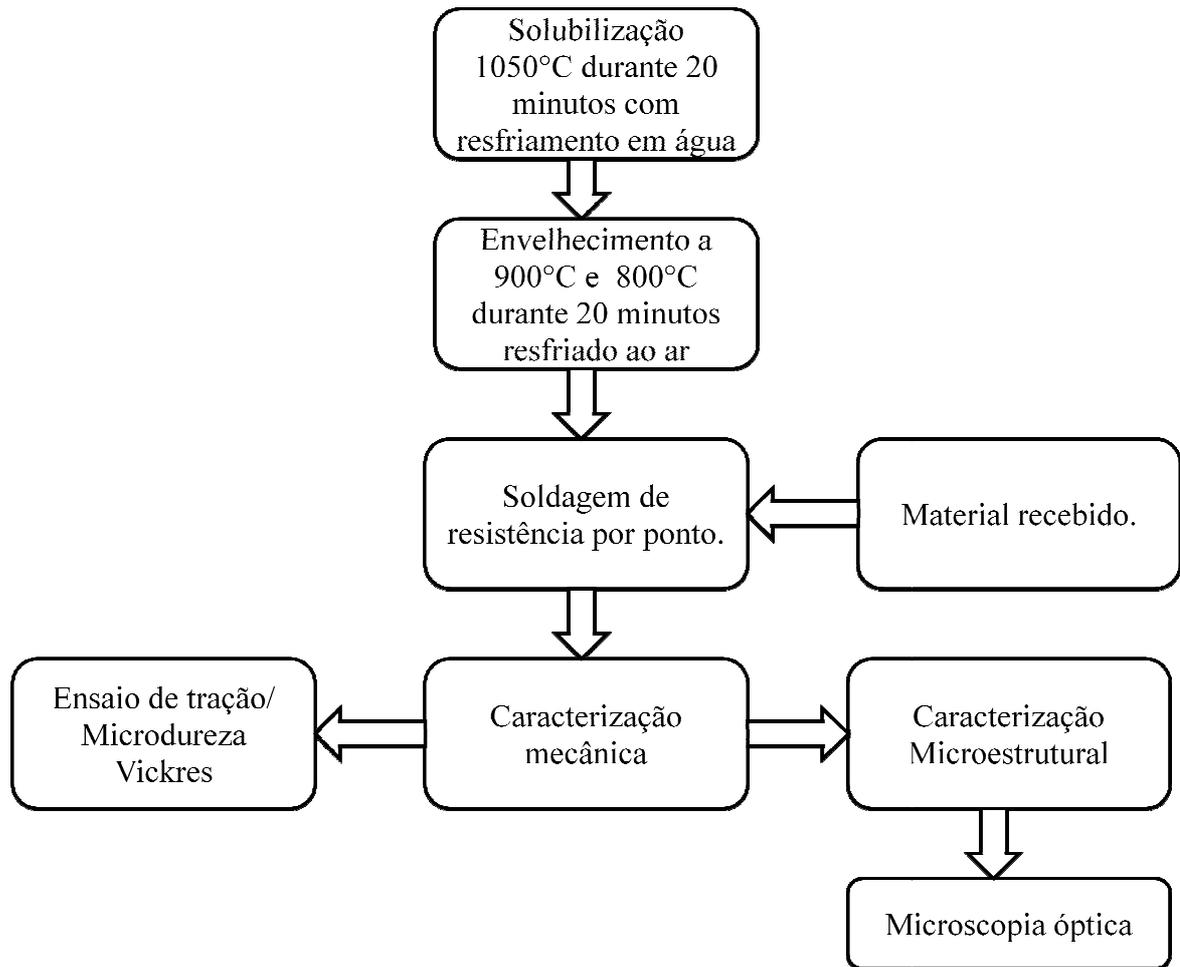
O trabalho foi desenvolvido de modo prático, de acordo com o exposto nos fluxogramas exibidos nas figuras 17 e 18, respectivamente:

Figura 17: Procedimento sem soldagem por resistência.



Fonte: Próprio autor

Figura 18: Procedimento com Soldagem por resistência



Fonte: Próprio autor

## 4.2.- Tratamentos Térmicos

### 4.2.1 Solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi aplicado ao aço SAF 2205 com o objetivo de anular processamentos térmicos e mecânicos anteriores aplicados a este material. Neste caso, foi utilizado um forno do tipo mufla Analógica modelo AN1222 mediante o aquecimento a 1050°C durante 20 minutos com posterior resfriamento em água com agitação manual.

### 4.2.2-Envelhecimento

O tratamento térmico de envelhecimento foi executado com o objetivo de investigar a formação da fase sigma e assim avaliar a influência da presença da mesma na soldabilidade e posterior resistência mecânica e evolução microestrutural assumidos pelo aço SAF 2205.

Neste caso, o mesmo forno utilizado para o tratamento térmico de solubilização foi utilizado para a realização do envelhecimento, ou seja, um forno Analógica AN1222 mediante o aquecimento em duas temperaturas de envelhecimento: 800°C e 900°C, para um mesmo tempo de encharque, 20 minutos com resfriamento ao ar (sem agitação).

### **4.3- Caracterização Mecânica**

#### **4.3.1- Ensaio de Tração**

O ensaio de tração foi realizado em uma máquina de ensaios universais Instron 5982, com sistema de aquisição de dados Blue Hill 3, uso de extensômetro mecânico com abertura de 25mm, célula de carga de 100kN, taxa de deformação inicial igual a 0,001/s.

A caracterização mecânica em tração foi aplicada ao aço SAF 2205 nos estados solubilizado, envelhecido e solubilizado/envelhecido/soldado mediante o cálculo de parâmetros de resistência mecânica (tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência à tração) e de ductilidade (alongamento uniforme).

Os ensaios de tração foram realizados em chapas cortadas com dimensão de comprimento total de 100 mm, sendo 80 mm o comprimento útil, 20mm a largura útil de 1,80mm a espessura.

As amostras que foram tracionadas nos estados soldado e sem solda são mostradas na figura 19.

Figura 19: Amostras para ensaio de tração.



(a) soldada (b) sem solda

Fonte: Próprio autor

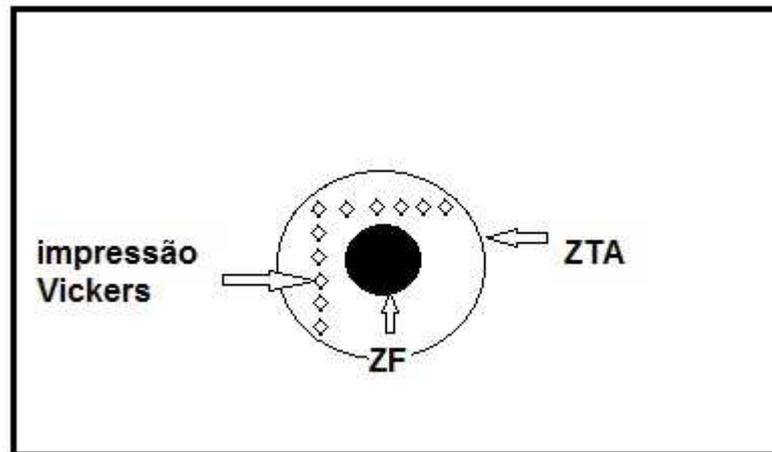
#### 4.3.2- Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado em um microdurômetro Shimadzu HMV- 2 com uso de carga de 300gf durante tempo de indentação de 15 segundos em amostras preparadas previamente por lixamento, polimento e atacadas quimicamente com uso do reativo químico Behara (8 mL de HCl, 1 g de bifluoreto de amônia e 40 mL de água destilada).

Esse ensaio de microdureza Vickers será adotado para auxílio da caracterização mecânica do aço SAF 2205 nos estados: recebido, solubilizada a 1050°C, solubilizada /envelhecida a 900°C e 800°C, e solubilizada/envelhecida/soldada nas mesmas condições.

Na análise de microdureza Vickers realizada na amostras no estado soldado, foi feita na região da ZTA (Zona termicamente afetada), sendo 6 indentações horizontais e 6 indentações verticais, de acordo como mostra a figura 20.

Figura 20: Esquema de uma amostra soldada, com as demarcações conforme impressões de análise de microdureza na ZTA.



Fonte: Próprio autor

#### 4.4 Caracterização Microestrutural

As análises microestruturais serão realizadas no aço SAF 2205 nos estados solubilizado, solubilizado/envelhecido e solubilizado/envelhecido/soldado para as duas temperaturas de envelhecimento mediante o lixamento em lixas de 320, 400 e 600 mesh.

A observação da microestrutura será feita com uso do microscópio óptico Fortel com câmera de digitalização de imagens Kontrol com ampliações de 100X, 200X e 400X.

As amostras foram cortadas com uso de uma cortadeira metalográfica Arotec modelo Arocor 80, no formato retangular nas dimensões de 20mm x 10mm para serem então embutidas a frio com uso do acrílico autopolimerizante da marca Jet, para posterior caracterização microestrutural e análise de Dureza Vickers.

O lixamento foi realizado com uso de lixadeiras do tipo PL02 E para lixas de mesh #320, Arotec 2V para mesh de #400 e Arotec VV para mesh de #600

Após o lixamento foi realizado o polimento em panos com pasta de diamante com granulometria de 9 $\mu$ m e de 3 $\mu$ m, sendo essa etapa conduzida em politrizes Arotec 2V e Strues DP-10, respectivamente.

O ataque químico foi realizado com uso do reativo químico Behara por aplicação durante tempo aproximado de 1 minuto com posterior secagem com álcool isopropílico. Em seguida as amostras foram então observadas em um microscópio Kontrol modelo IM713 com

câmera para digitalização das imagens com ampliações 100X, 200X e 400X. A qual será apresentada as ampliações de 100X e 200X.

As amostras utilizadas para o ensaio de difração de raios X foram antes decaçadas com uso de ácido clorídrico, HCl puro mediante o uso de 50ml de HCl dispostas em uma placa de petri por um período total de 2 horas (1 hora para cada face das amostras) para só então serem analisadas no DRX.

A análise por difração de raios X foi conduzida em um difratômetro Shimadzu XRD-7000 com ângulo de varredura de 40° a 120°, passo de 0,02°/min e alvo metálico de cobre.

#### **4.5-Soldagem por Resistência**

A soldagem de resistência por pontos foi realizada em uma máquina da marca Singel de 220V, com potência máxima de 5kVA e frequência de duas fases 50/60 Hz.

As peças foram cortadas na guilhotina Newton tipo TM 10 com dimensão de 100mm x 20mm x 1,8mm (comprimento x largura x espessura, respectivamente).

Quatro condições foram utilizadas para a soldagem do aço SAF 2205:

- a) no estado recebido (sem tratamento térmico)
- b) solubilizada a 1050°C
- c) solubilizada a 1050°C e posteriormente envelhecida a 800°C e a 900°C durante 20 minutos com posterior resfriamento ao ar.

A superfície das peças tratadas termicamente do aço SAF 2205 que foram soldadas por ponto foram previamente limpas para a retirada da camada de óxido formada na superfície das mesmas após o aquecimento necessário às etapas de solubilização e de envelhecimento.

Todas as amostras que foram soldadas receberam marcações para identificação dos pontos que seriam soldados, equidistante de 20mm, mediante o processo de soldagem por resistência a ponto conforme descrito nas Figuras 21 e 22.

Figura 21: Desenho esquemático de uma demarcada para soldagem.

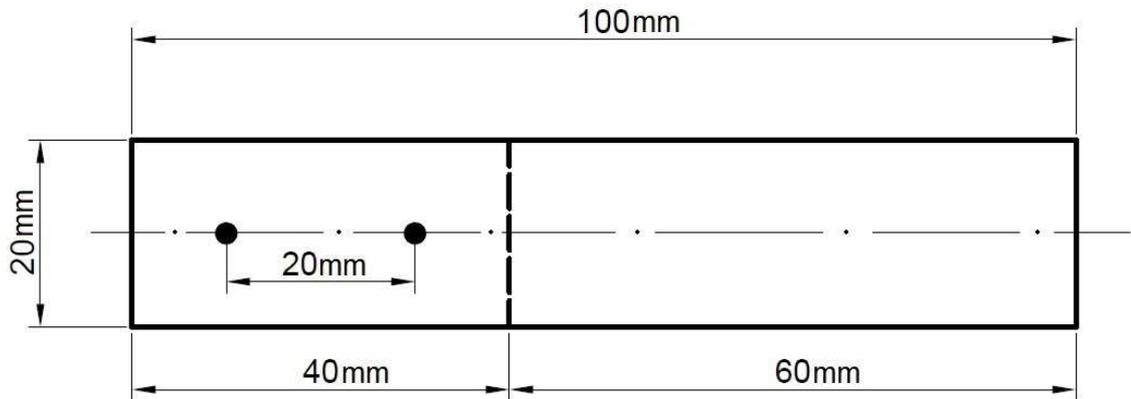


Figura 22: Exemplos de peças demarcadas e soldadas do aço SAF 2205.



a) Peça demarcada b) Peças demarcadas com a indicação dos pontos de soldagem. c) Peças soldadas.

Fonte: Próprio autor.

Na soldagem por resistência os parâmetros de controle utilizados foram: tempo, adotando 12 segundos como tempo total, sendo 6 segundos com a máquina ligada fazendo a coalescência do metal e mais 6 segundos para manter a compressão sobre as peças após o desligamento da máquina.

Todas as operações de soldagem nas diferentes amostras do aço SAF 2205 foram realizadas de modo contínuo, permanecendo a máquina desligada por um período de tempo de apenas 6 segundos para cada peça soldada.

O segundo parâmetro de controle do processo de soldagem por pontos foi a tensão elétrica sendo igual a 5kVA sendo esse o valor máximo disponível no equipamento.

## 5-RESULTADOS E DISCURSÕES

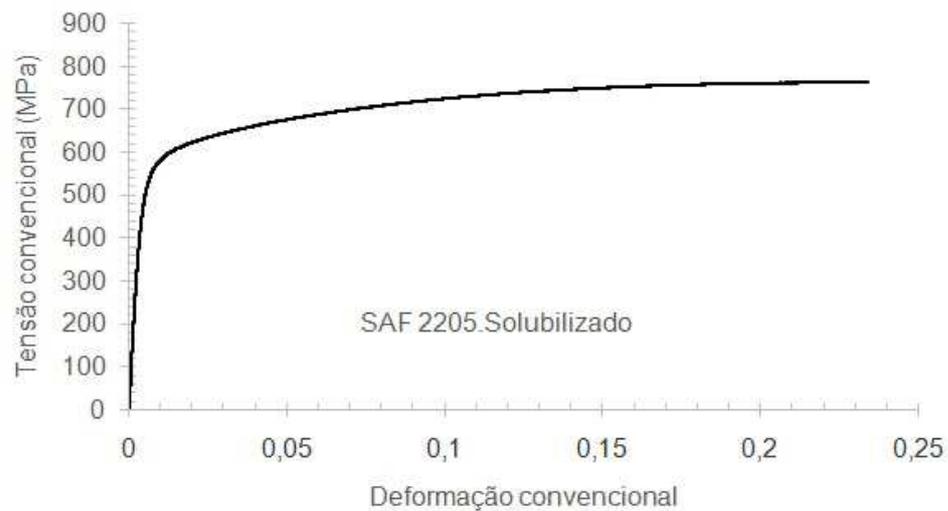
### 5.1- Caracterização Mecânica

#### 5.1.1-Aço SAF 2205 sem solda

A caracterização mecânica foi realizado no aço inoxidável por tração nas amostras estados solubilizado 1050°C, solubilizado e envelhecido a 800°C e a 900°C por 20 minutos.

A curva tensão-deformação convencional do aço duplex no estado solubilizado a 1050°C por 20 minutos é mostrada na figura 23.

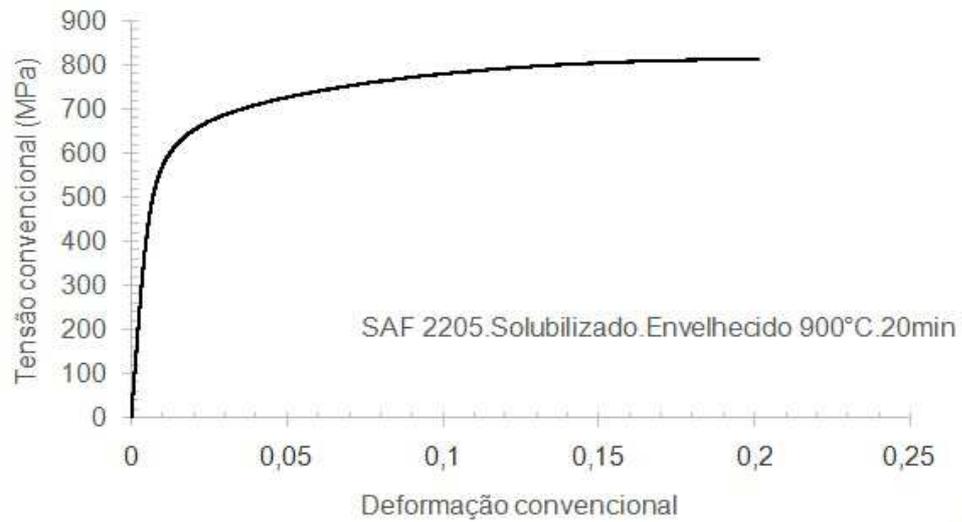
Figura 23: Curva tensão-deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C.



Fonte: Próprio autor

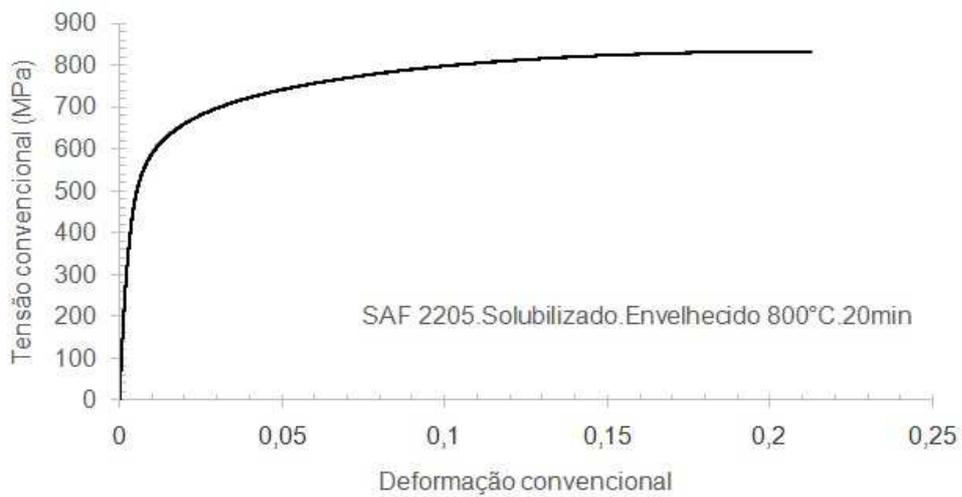
As amostras realizadas nas condições de solubilizado a 1050°C por 20 minutos e envelhecido a 900°C e a 800°C por 20 minutos, estão representados nos gráficos da figura 24 e 25, respectivamente.

Figura 24: Curva tensão-deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C.



Fonte: Próprio autor

Figura 25: Curva tensão - deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 800°C.



Fonte: Próprio autor

A partir do resultado dos gráficos foram obtidos dados para calcular os valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento uniforme, os quais estão representados na tabela 5.

Tabela 5: Características mecânicas do aço inoxidável duplex sem solda.

<b>Condição</b>	<b>Limite de resistência a tração (MPa)</b>	<b>Limite de escoamento (MPa)</b>	<b>Alongamento uniforme (%)</b>
<b>Solubilizado 1050°C</b>	762	523	22
<b>Solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C</b>	813	525	19
<b>Solubilizado 1050°C e envelhecido a 800°C</b>	832	518	20

Fonte: Próprio autor

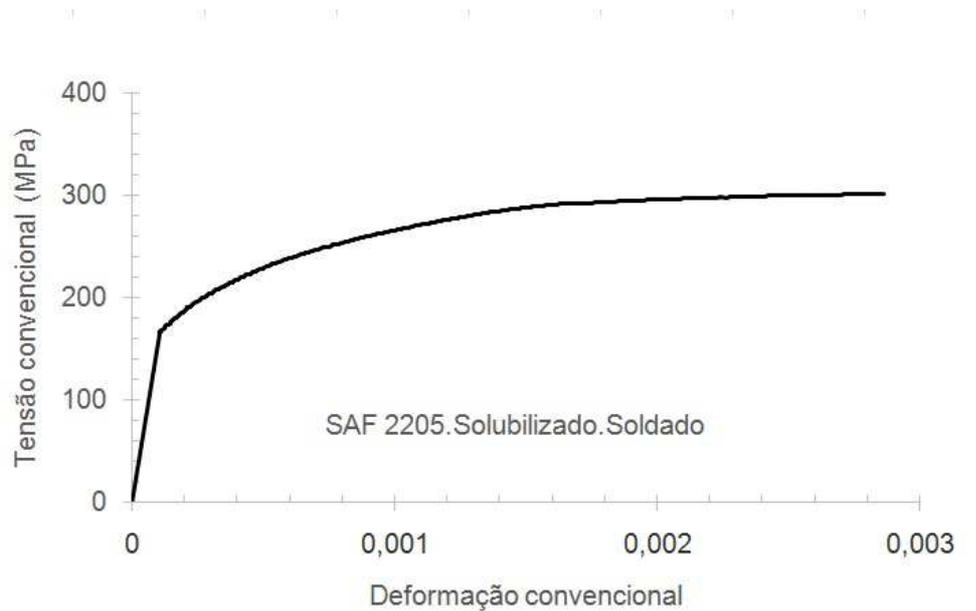
Os resultados demonstraram que houve um aumento do LRT no estado solubilizado e envelhecido a 800°C em relação às outras amostras, isto pode ser devido ao aumento da fase sigma pelo processo de tratamento térmico de envelhecimento, sendo tal comportamento associado com a redução da fase ferrita, mantendo o limite de escoamento e alongamento uniforme praticamente constante (PINTO, 2013).

Pinto (2013) explica em relação ao limite de resistência à tração, uma maior proporção de ferrita tende a ocasionar uma redução no valor do limite de resistência.

### **5.1.2- Aço SAF 2205 soldado**

As amostras que foram submetidas ao processo de soldagem, foram submetidas às condições de tratamento térmico iguais às amostras que não foram soldadas. A curva de tensão e deformação convencional para o aço SAF 2205 no estado solubilizado e soldado é mostrada na figura 26.

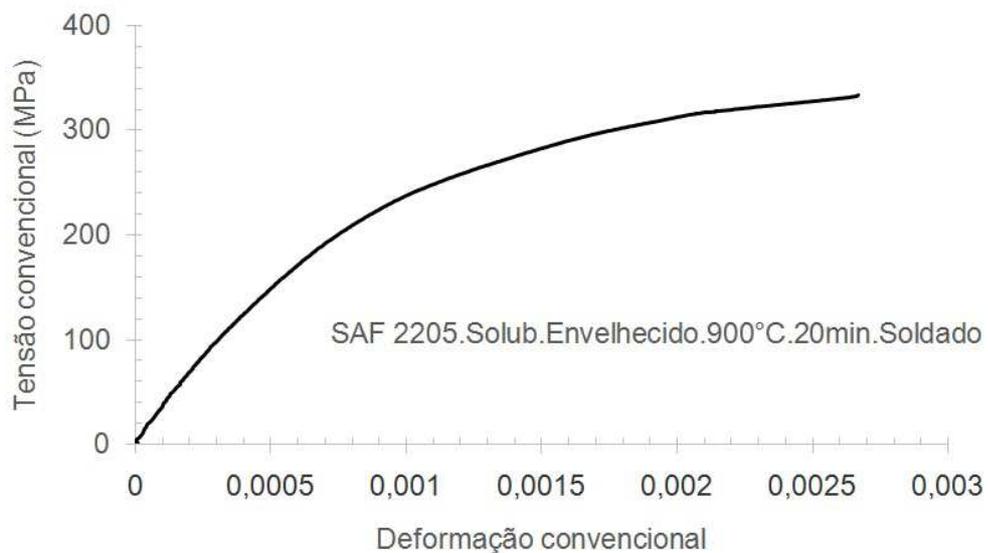
Figura 26: Curva tensão-deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e soldado.



Fonte: Próprio autor

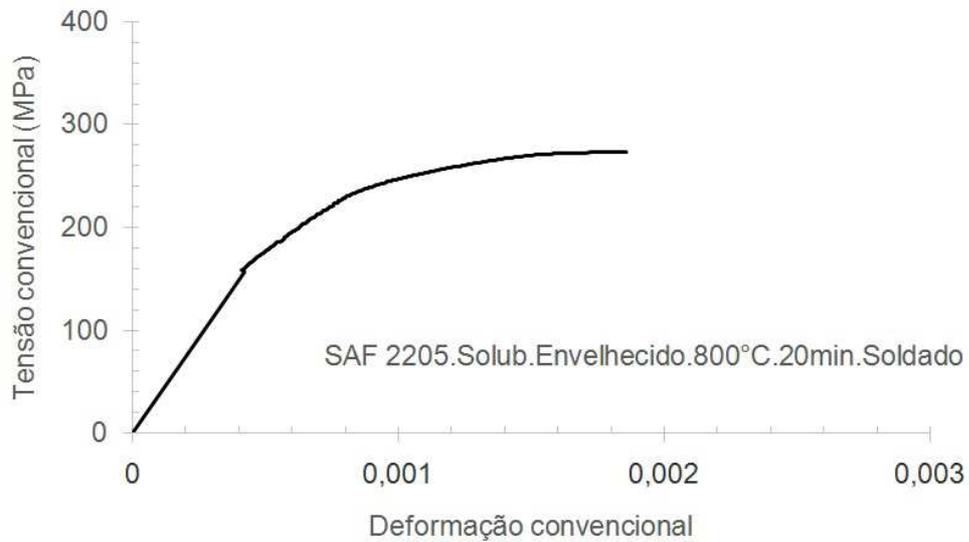
As curvas de tensão-deformação convencional para o aço SAF 2205 nos estados solubilizado e envelhecido a 900°C e a 800°C estão representadas nas figuras 27 e 28, respectivamente.

Figura 27: Curva tensão - deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C soldado.



Fonte: Próprio autor

Figura 28: Curva tensão - deformação convencional do aço SAF 2205 no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 800°C soldado.



Fonte: Próprio autor

Na Tabela 6 são mostrados os principais parâmetros de resistência mecânica (limite de resistência ou tensão máxima alcançada para determinada condição do aço SAF 2205 e limite de escoamento), além de uma medida indireta da ductilidade do aço SAF 2205, no caso, a quantidade de deformação convencional máxima alcançada até a ruptura das amostras nos estados solubilizado e envelhecido a 800°C e 900°C, em amostras soldadas.

O rompimento das amostras soldadas durante o ensaio de tração ocorreu nos pontos em que foram soldadas, por ser a região de menor resistência mecânica das mesmas, como mostrado na figura 29.

Figura 29: Amostra rompida nos pontos de solda



Fonte: Próprio autor

Tabela 6: Características mecânicas do aço inoxidável SAF 2205 soldado.

<b>Amostra soldada</b>	<b>Limite de resistência a tração (MPa)</b>	<b>Limite de escoamento (MPa)</b>	<b>Alongamento uniforme (%)</b>
<b>Solubilizado 1050°C</b>	301 ±6,6	300	28
<b>Solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C</b>	334 ±26,3	-	0,26
<b>Solubilizado 1050°C e envelhecido a 800°C</b>	273 ±33,5	-	0,18

Fonte: Próprio autor

Na tabela 6 são mostrados os resultados obtidos pela análise dos gráficos de cada amostra. Esses dados sugerem, de modo indireto, que apesar da tensão limite de resistência à tração ter sido a maior na amostra envelhecida a 900°C, esta também foi a condição que exibiu ductilidade similar à detectada para a amostra no estado solubilizado, indicando que a quantidade da fase ferrita foi maior que a observada para a condição de envelhecimento conduzido a 800°C, a qual exibiu a maior quantidade de fase sigma.

No entanto, deve-se considerar que o aço SAF 2205 apresentou comportamento frágil para todas as condições de tratamento térmico em amostras soldadas, exibindo uma redução do alongamento uniforme nos estados solubilizado e envelhecido a 800°C, quando comparado com as demais amostras, sugerindo que o procedimento de soldagem pode ter comprometido a resposta mecânica desse material assim como a própria evolução microestrutural seria uma das responsáveis por tal comportamento desse material.

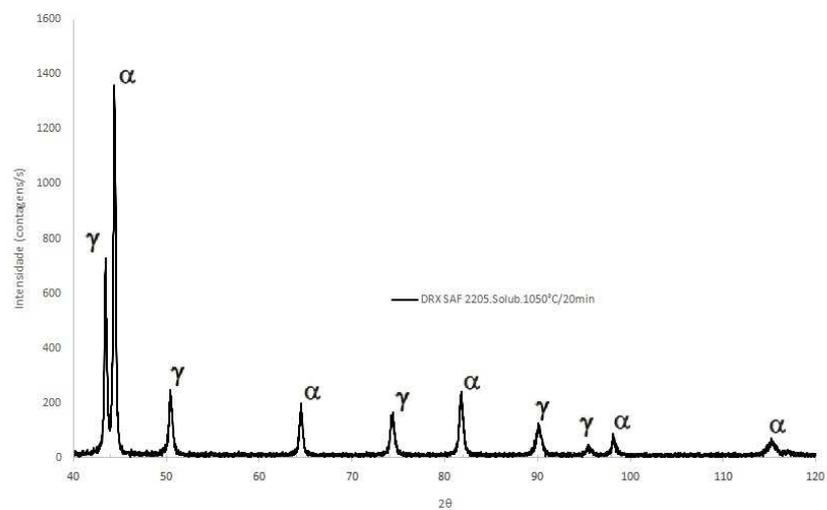
Gunn (1997) descreve que o alongamento do metal de solda é normalmente menor que o do metal base, mas valores em torno de 25% podem ser alcançados em aços duplex, destacando ainda que a eficiência do processo de soldagem por resistência depende não só da escolha dos parâmetros de soldagem, assim como da respectiva evolução da microestrutura do material soldado.

## 5.2- Caracterização estrutural

### 5.2.1- Difração de raios X (DRX)

O difratograma realizado na amostra do aço inoxidável SAF 2205 solubilizado a 1050°C confirmou a presença das fases  $\alpha$  e  $\gamma$ , como mostrado na figura 30.

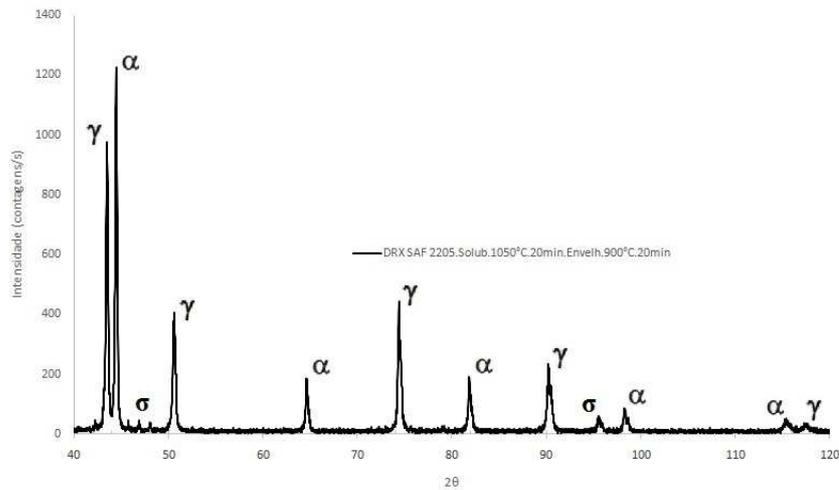
Figura 30: Difratograma do aço inoxidável duplex solubilizado a 1050°C.



Fonte: Próprio autor

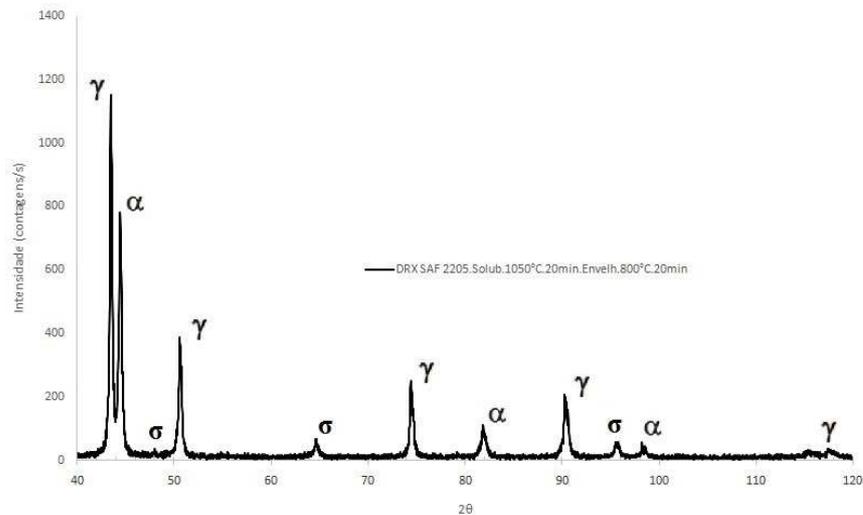
Nas análises feitas por difração de raios X no aço SAF 2205 nos estados solubilizado 1050°C e envelhecidos a 900°C e a 800°C foi constatada a presença das fases ferrita ( $\alpha$ ), austenita ( $\gamma$ ) e sigma ( $\sigma$ ), como mostrado nas Figuras 31 e 32.

Figura 31: Difratograma do aço inoxidável duplex solubilizado a 1050°C e envelhecido a 900°C durante 20 minutos.



Fonte: Próprio autor

Figura 32: Difratograma do aço inoxidável duplex solubilizado a 1050°C e envelhecido a 800°C durante 20 minutos



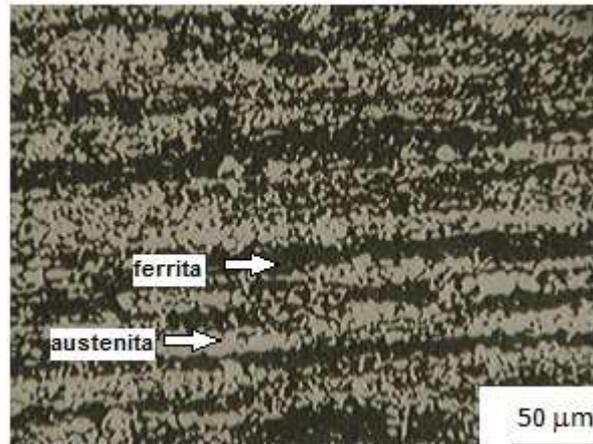
Fonte: Próprio autor

Apesar de os difratogramas terem exibido a presença da fase sigma é necessária a análise microestrutural para avaliar a distribuição, além da estimativa da fração dessa fase durante a realização dos tratamentos térmicos de envelhecimento.

### 5.2.2- Caracterização microestrutural

Na figura 33 está representada a fotomicrografia do aço SAF 2205 no estado solubilizado a 1050°C sem solda, nesta condição é possível perceber a presença das fases ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ).

Figura 33: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C sem solda.



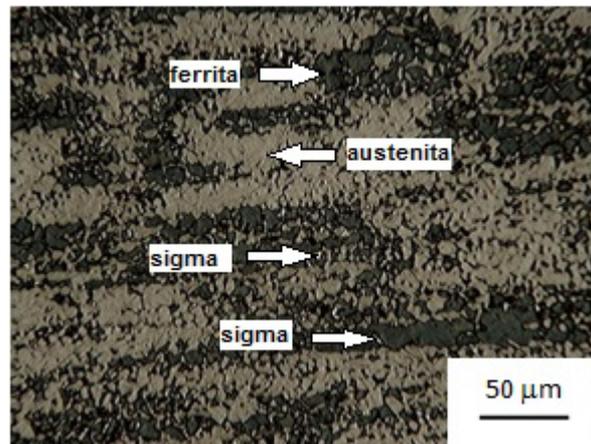
Fonte: Próprio autor

Na figura 34 está indicada a fotomicrografia do aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C e envelhecido a 800°C, sem soldagem.

Na figura 34 são mostradas as fases ferrita ( $\alpha$ ), austenita ( $\gamma$ ) e sigma ( $\sigma$ ). A fase sigma é definida como sendo uma fase intermetálica de um aço inoxidável duplex, sendo responsável por prejudicar as propriedades mecânicas do material, como explica Azevedo (2004).

A presença da fase sigma ( $\sigma$ ) pode consumir grande parte da ferrita em pouco tempo, em menos de uma hora, por exemplo, reduzindo de modo significativo a tenacidade à fratura e a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex. Além disso, para um aço duplex SAF 2205 quando envelhecido na faixa de temperatura de 750°C a 950°C, explica Pinto (2013) que a presença de intermetálicas terá efeito prejudicial também no alongamento total, que pode ser observado na tabela 5, bem como na energia absorvida pelo material.

Figura 34: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C e envelhecido a 800°C sem solda.

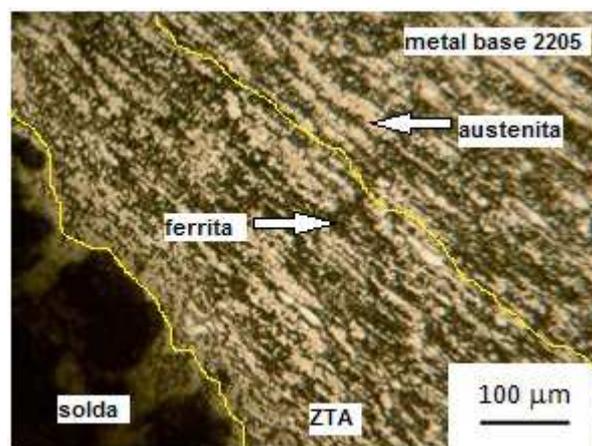


Fonte: Próprio autor

As imagens metalográficas foram feitas nas amostras em estado solubilizado 1050°C, solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C e a 800°C após o processo de soldagem.

Na figura 35 está representada a fotomicrografia do aço SAF 2205 solubilizado 1050°C, mostrando regiões da parte soldada como a ZTA (Zona Termicamente Afetada) e o metal base.

Figura 35: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C soldado com a indicação da solda, ZTA e metal base.



Fonte: próprio autor

As amostras que passaram pelo processo de soldagem sofreram mudanças metalúrgicas na região circunvizinha à área soldada, como explica Vignesh (2019). Durante o

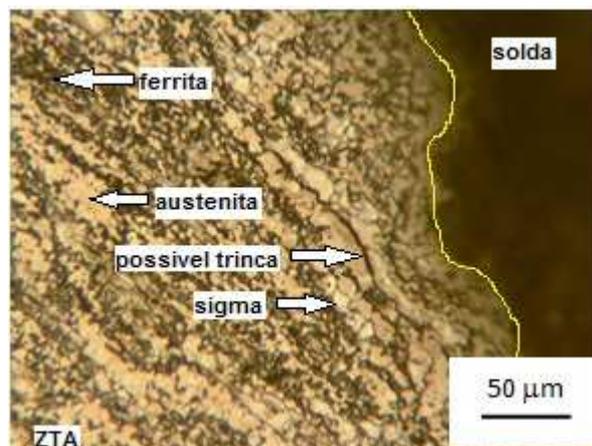
processo de soldagem de resistência por ponto é observada uma mudança nas propriedades mecânicas e metalúrgicas em regiões próximas à ZTA.

Essa heterogeneidade na distribuição das fases ao longo da ZTA e do metal de base pode propiciar o desenvolvimento de trincas as quais passarão a ser um local preferencial para a ocorrência das corrosões do tipo pite, intergranular e transgranular.

Os modos de falha nas regiões dos pontos de solda (isto é, propagação de uma trinca na solda no grão durante o carregamento axial), explica Vignesh (2019), são uma indicação qualitativa processo microestrutural heterogêneo após a soldagem.

Na figura 36 está indicada a fotomicrografia do aço duplex solubilizado a 1050°C e envelhecido a 800°C após o processo de soldagem de resistência a ponto com a indicação de uma possível trinca.

Figura 36: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C e envelhecida a 800°C soldada.

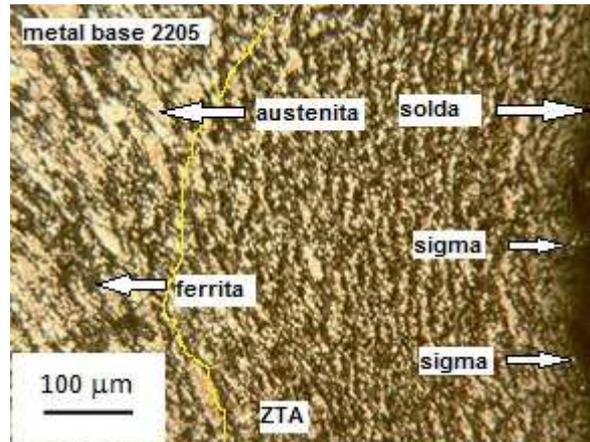


Fonte: Próprio autor

A possível trinca detectada na amostra envelhecida a 800°C pode ser associada à presença da fase sigma formada logo após esse tratamento térmico e com esforço de tração possibilitou crescimento dessa suposta trinca na zona termicamente afetada (ZTA).

O aço duplex solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C após soldagem está representado na figura 37.

Figura 37: Aço SAF 2205 solubilizado a 1050°C e envelhecido a 900°C soldada.



Fonte: Próprio autor

Na figura 37 pode ser observada formação de fase sigma no contorno da região soldada, sendo essa uma região de elevada energia de soldagem. Promovendo a precipitação de austenita foi mantida, como explica Ramirez (2001), contribuindo assim, para o balanceando em parte da microestrutura do aço SAF 2205.

Da mesma maneira, pode-se comentar ainda que a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento do tamanho de grão dependem da temperatura máxima atingida na ZTA (zona termicamente afetada).

Os resultados de análise de microdureza Vickers estão mostrados na tabela 7.

Tabela 7: Microdureza Vickers das amostras soldadas e não soldadas.

Microdureza Vickers (HV)		
Amostra	Sem Solda	Com Solda
Recebida	339±41,8	313±17,4
Solubilizado a 1050°C	284 ±18,8	283±15,1
Solubilizada a 1050°C e envelhecido a 900°C	335±26,4	286±29,7
Solubilizado a 1050°C e envelhecido a 800°C	297±11,1	273±12,2

Fonte: Próprio autor

Nos resultados de ensaio de microdureza Vickers houve um diminuição da dureza de relação às amostras com solda e sem solda, isto devido a análise de microdureza na amostra soldada ter sido feita na região da ZTA.

## 6- CONCLUSÕES

Os aços inoxidáveis austeno ferrítico SAF 2205 (UNS S31803) quando submetidas ao ensaio de tração e processo de soldagem de resistência por ponto, foram observados os seguintes pontos:

- a) na análise de DRX as amostras demonstraram as fases de cada componente de acordo como esperado, onde pode ser determinada a fase sigma ( $\sigma$ ) (fase prejudicial ao aço duplex), assim como os outros constituintes do aço duplex fase ferrítica ( $\alpha$ ) e austenítica ( $\gamma$ ) para diferentes condições de temperatura de envelhecimento;
- b) o aço SAF 2205 sem solda exibiu redução da resistência mecânica (LRT) com o acréscimo da temperatura de envelhecimento, mantendo o valor da ductilidade (AU);
- c) o aço SAF 2205 soldado exibiu redução da resistência mecânica (LRT) e da ductilidade (AU) com o acréscimo da temperatura de envelhecimento;
- d) na análise de metalográfica foi observado os constituintes das amostras, assim como a presença da fase sigma ( $\sigma$ ), nas amostras no estado solubilizado 1050°C e envelhecido a 900°C e a 800°C. Assim no estado da amostra soldada, pode se notar um possível surgimento de trinca;
- e) os resultados de microdureza Vickres revelaram o aumento da dureza com o acréscimo da temperatura de envelhecimento para o aço SAF 2205 soldado e sem ter sido soldado, sendo detectada maior dureza para o material sem solda, para ambas as temperaturas de envelhecimento.

## 7-REFERÊNCIAS

- APERAM. **Duplex UNS 32205/31803.** Disponível em: <<https://aperam.com/sites/default/files/documents/2018-07/Duplex%20UNS%2032205%2031803.pdf>>. Acesso em: 28 abr. 2019.
- ARTHUSO, Emiliana C. M. **Influência da taxa de deformação e da temperatura na ductilidade a quente do aço inoxidável duplex UNS S 32304.** Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, MG. 2013.
- AZEVEDO, C. R; PEREIRA, H. B; WOLYNEC, S; PADILHA, A. F. **An overview of the recurrent failures of duplex stainless steels.** Universidade de São Paulo. São Paulo, SP. 23 dec. 2018.
- CALLISTER, W. D; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** 8 ed. John Wiley & Sons, Inc., 2012.
- CHIAVERINI, Vincente. **Aços e Ferros Fundidos.** Ed. São Paulo-SP: MacGraw-Hill, 1986.
- CHIVIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: materiais de construção mecânica.** São Paulo, SP, v.2, 1978.
- COLPAERT, H. **Metalografia: dos produtos siderúrgicos comuns.** 4ºed, Blucher, São Paulo, SP, 2008.
- COSTA E SILVA, A. L; MEI, P. **Aços e ligas especiais.** 3º ed. blucher, São Paulo, 2011.
- GUILHERME, L. H. **O estado da arte da precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis austeníticos: foco na Liga AISI316L.** Universidade Federal do Paraná, UFPR. [2014]. Disponível em :<<http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Semin%C3%A1rios%20Inox/Precipita%C3%A7%C3%A3o%20Sigma%20Inox%20316.pdf>>. Acesso em: 01 mai. 2019.
- GUNN, Robert N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications.** Cambridge, England: Abington Publishing, 1997.
- INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION (IMO). **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steel.** London, UK, 2014.
- LIPPOLD, J. C; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels.** John Wiley & Sons, Inc., 2005.
- LOUREIRO, Jessica P. **Caracterização do aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas.** Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Rio de Janeiro, RJ. 2010.
- MARQUES, P. V; MODENESI, P. J, BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia.** 3º ed. Editora UFMG, Minas Gerais, 2011.

PADILHA, A. F; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos**. 2004.

PINTO, Tácito B. **Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob a influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis**. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, SP. 2001.

RAMIREZ-LONDOÑO, A. J.: **Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. São Paulo, 2001. 265 p. Tese (Doutorado) – Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo. São Paulo, 2001.

ROMANA, Raquel. **Cinética de formação de fase sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507)**. São Bernardo do campo, São Paulo. 2009.

SAHU, J. K; KRUPP U; GHOSH R. N; CHRIST H. **Effect of 475°C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel**. National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur 831007, India, 2009.

SENATORE, M; FINZETTO, L; PEREA, E. **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L**. Ouro Preto, Minas Gerais, 2007.

VERMA, J; TAIWADE, V. **Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments: A review**. Maharashtra, India.2016.

VIGNESH, K; PERUMAL, A. E; VELMURUGAN, P. **Resistence spot welding of AISI-316L SS and 2205 DSS for predincting parametric influences on weld strength**. Departament of mechanical engineering, College of engineering & technology, Tamil Nadu, India. 2019.

ZHANG, H; SENKARA, J. **Resistance welding: fundamentals and applications**. Taylor & Francis Group, United States, NW, 2006.