

# AÇÃO DOS PROCESSOS TÉRMICOS NA RESISTÊNCIA MECÂNICA E A CORROSÃO NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX 2205\*

Eron Nadu Santos<sup>1</sup>

## Resumo

Este trabalho visa estudar o efeito dos tratamentos térmicos em diferentes temperaturas e suas consequências na micro estrutura do aço inox duplex 2205. Os aços duplex são compostos de duas estruturas: a ferrita e a austenita. Estas estruturas se bem distribuídas conferem ao aço elevada resistência a corrosão e resistência mecânica. Porém, alterações químicas nos grãos de ferrita e austenita causadas pelos tratamentos térmicos propiciam ao aço o surgimento de fases intermetálicas. A fase intermetálica discutida neste trabalho é a fase sigma, que tem surgimento entre 600°C-975°C. Para comprovar os efeitos da fase sigma foram realizados ensaios destrutivos de tração, ensaios de corrosão e ensaios de metalografia. Os resultados obtidos nos ensaios de tração e corrosão apresentaram evidências prejudiciais ao aço na faixa de 600°C-850°C. A partir de 1000°C a fase sigma prejudicial solubilizou-se e se transformou em ferrita e austenita novamente, porém com maior tamanho dos grãos.

**Palavras-chave:** Aços inox duplex 2205. Ferrita. Austenita. Fase sigma. Tratamentos térmicos. Micrografia. Tração. Corrosão.

## ACTION OF THERMAL PROCESSES IN MECHANICAL RESISTANCE AND CORROSION IN STAINLESS STEELS DUPLEX 2205

### Abstract

This work aims to study the effect of thermal treatments at different temperatures and their consequences on the micro structure of duplex stainless steel 2205. Duplex steels are composed by two structures: ferrite and austenite. These well distributed structures give the steel high resistance to corrosion and mechanical resistance. However, chemical changes in the ferrite and austenite grains caused by the thermal treatments give the steel the appearance of intermetallic phases. The intermetallic phase discussed in this work is the sigma phase, which occurs between 600°C and 975°C. Some tests were made to prove the effects of the sigma phase, destructive tensile tests, corrosion tests and metallography. The results obtained in the tensile and corrosion tests presented evidence detrimental to the steel in the range of 600°C-850°C. At 1000°C the harmful sigma phase solubilized and became ferrite and austenite again, but with larger grain size.

**Keywords:** Stainless steel duplex 2205. Ferrite. Austenite. Sigma phase. Thermal treatments. Micrography. Tension. Corrosion.

<sup>1</sup> Engenheiro Químico, Centro Universitário do Leste de Minas Gerais, Coronel Fabriciano, Minas Gerais, Brasil..

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex são aços de estrutura bifásica, de alta resistência a corrosão e mecânica. A fase ferrita (CCC) e a fase austenítica (CFC) possuem proporções volumétricas aproximadamente iguais.

Os aços inoxidáveis duplex são excelentes para trabalhar em temperaturas criogênicas, obtendo alta resistência a corrosão sob tensão e a corrosão por pite e em muitos casos superiores aos dos ferríticos e austeníticos de custo equivalente. A resistência a corrosão e tenacidade do aço inoxidável duplex é atribuída respectivamente a fase ferrita e a fase austenítica [1].

Os elementos de liga carbono, nitrogênio, níquel, manganês, cobalto, cobre, e alumínio concentram-se preferencialmente na austenita, ao passo que os elementos fósforo, cromo, silício, molibdênio, tungstênio, nióbio e titânio concentram-se na ferrita. A microestrutura e as suas propriedades são obtidas com o aumento dos teores de molibdênio e cromo, esses dois elementos aumentam a resistência à corrosão e o aumento de teor de nitrogênio, carbono e molibdênio, da fração de ferrita, acarreta um efeito muito favorável sobre a resistência ao escoamento da fração de ferrita, do tamanho de grão e da concentração de outros elementos de liga. As alterações químicas nas estruturas do aço inoxidável duplex aumentam a estabilidade da fase sigma ( $\sigma$ ) e possibilitam o aparecimento de algumas outras fases intermetálicas [2].

A fase sigma é um grande problema para o aço duplex, pois é uma fase dura e frágil ocasionando uma influência na resistência à corrosão, além disso, ela apresenta a cinética mais rápida no intervalo de temperaturas atinge durante a soldagem ou processos térmicos [3]. Para obter uma boa solda nesse tipo de material, exigem bom conhecimento dos processos de precipitação das partes frágeis e cuidados especiais com o material, pois com o aumento da temperatura o material vai perdendo a tenacidade e ocasionando a perda ou problemas na utilização de peças e de componentes tratados ou soldados.

Por estes motivos é de suma importância possuir um conhecimento para entender a precipitação dessa fase, para evitar o aparecimento da mesma no processo de fabricação ou nos tratamentos térmicos, procurando sempre preservar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão que são as características do aço inoxidável duplex.

## 2 METODOLOGIA

### 2.1 Materiais e Métodos

O material estudado foi o aço inoxidável duplex UNS S31803 (também conhecido como SAF 2205), todos fornecido pela empresa fabricante de aço inox da região, a forma de chapas retangulares e lisas, com composição química dada pela tabela 1.

**Tabela 1 – Porcentagem em massa**

Elementos	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
Valores	0,002	1,82	0,27	0,03	22,53	5,32	3,00

**Fonte: Empresa fabricante de Aço Inox da região, 2015.**

Foram extraídos corpos de prova de 25mm por 50mm de acordo com a norma ASTM G48, pois esse é recomendado como tamanho padrão, embora várias formas e tamanhos podem ser testadas por este método.

## 2.2 Tratamentos térmicos

As amostras foram expostas a 6 tipos de temperatura para o tratamento térmico de recozimento pleno que se constitui em expor um material em seu estado sólido a uma alta temperatura, por um tempo prolongado, e a seguir pode ser resfriado lentamente, ao ambiente, como foi realizado em nosso trabalho, ou rapidamente, por têmpera[4].

Pois o propósito é aumentar a ductilidade, diminuir a dureza e produzir uma microestrutura desejada. Os corpos de prova foram expostos a temperaturas de 500°C, 600°C, 1000°C, 1100°C por 1 hora e resfriadas por temperatura ambiente, abaixo seguem os respectivos tratamentos térmicos descritos na tabela 2.

**Tabela 2: Amostras dos aços e seus respectivos tratamentos térmicos**

Corpo de Prova	Tratamento Térmico
CP1	27°C
CP2	500°C e 1h
CP3	600°C e 1h
CP4	750°C e 1h
CP5	850°C e 1h
CP6	1000°C e 1h
CP7	1100°C e 1h

**Fonte: Autor, 2016.**

## 2.3 Metalografia

### 2.3.1 Preparação dos corpos de prova

Todas as amostras, após o tratamento térmico, foram embutidas em baquelite, de modo a deixar a parte transversal da peça cortada virada para baixo. Após o embutimento, as amostras foram devidamente lixadas até a lixa de 1200, logo em seguida foi feito o polimento, utilizando alumina (0,5 M), em todas as amostras embutidas para realizar a análise da microestrutura das peças embutidas em diferentes tipos de tratamento térmico.

#### 2.3.1.1 Equipamentos utilizados

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica do Centro Universitário do Leste de Minas Gerais (UNILESTE), em um forno Jung, modelo 2310, equipado com controle digital de temperatura, para processos laboratoriais de pesquisa, controle de qualidade e testes gravimétricos.

A análise microscópica foi realizada em um microscópio óptico (MO), modelo QUIMIS Q-106C2. As amostras foram cortadas em uma cortadeira modelo Arocor 80, da marca Arotec para cortes gerais. As peças foram embutidas em uma embutidora metalográfica, modelo PRE- 30Mi com controle digital de temperatura.

As peças embutidas foram lixadas e polidas em uma politriz/lixadeira modelo AROPOL 2V200.

Os corpos de prova foram submetidos a ensaio de tração em uma máquina universal de ensaio EMIC DL – 10000.

### 2.3.2 Ensaios Realizados

#### 2.3.2.1. Análise microscópica

Para caracterização microestrutural dos corpos de prova do aço inoxidável duplex 2205 foi utilizado o reagente Behara (48 g de bifluoreto de amônio + 800 ml de H<sub>2</sub>O + 400 ml de HCl + 1 g de bissulfito de potássio). A superfície da peça embutida em baquelite foi imersa com movimentos circulares durante 15 segundos neste reagente.

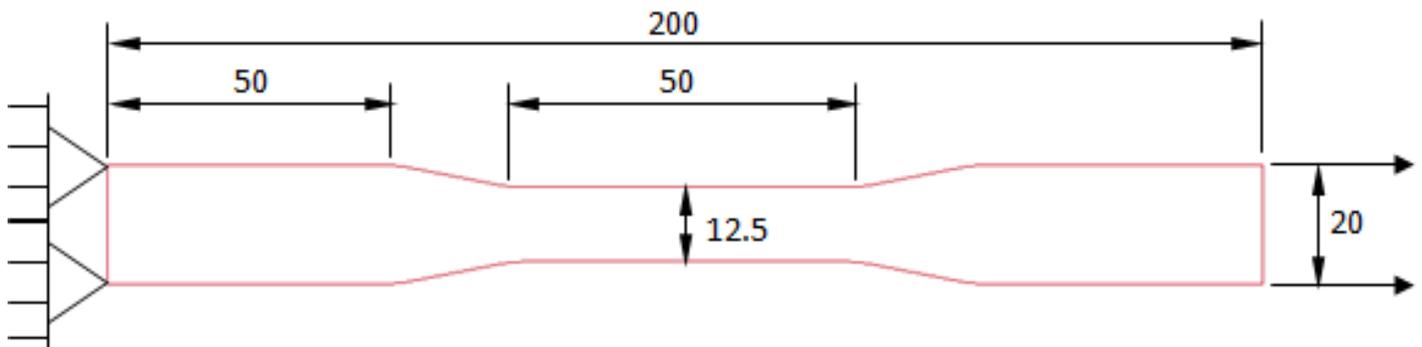
#### 2.3.2.2. Ensaio para corrosão

As amostras foram imersas em de cloreto férrico 0,1M (segundo as recomendações da norma ASTM G-48) durante um período de 96 horas. Após a retirada das amostras da solução, as amostras foram lavadas com uma bucha de aço com água corrente para remover os produtos da corrosão, repetiu esse ensaio.

#### 2.3.2.3. Ensaios de tração

As amostras foram cortadas de acordo com as normas ASTM E8 nas dimensões apresentadas abaixo na figura 3, e foram submetidas a ensaios de tração, para obtenção de dados acerca da sua resistência mecânica.

Figura 1: Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração, segundo ASTM E8.



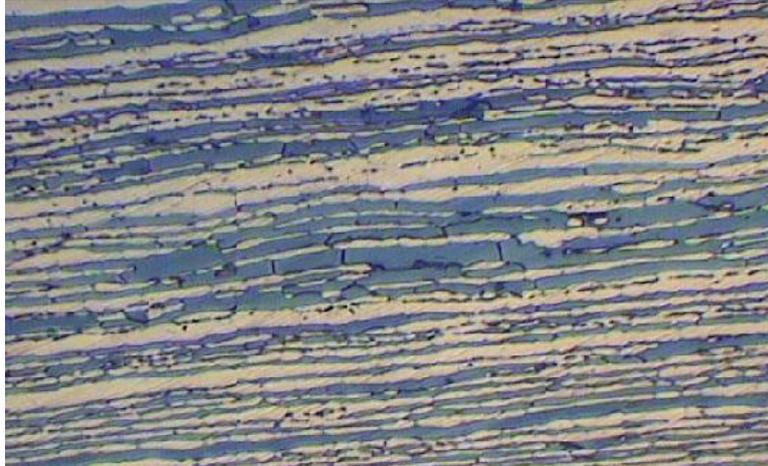
Fonte: Nader Abedabbro, 2016.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Análises da microestrutura do aço inoxidável duplex 2205

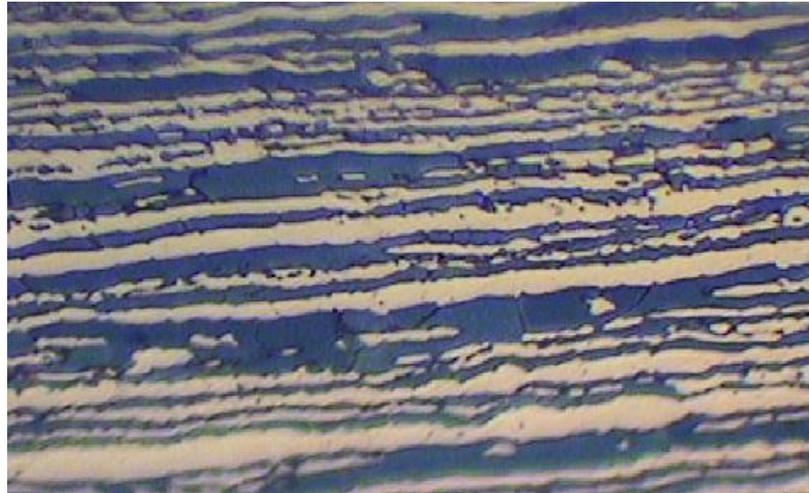
Os corpos de provas embutidos no baquelite apresentam as microestruturas características do aço inoxidável duplex 2205 para os diferentes tratamentos térmicos, apresentados nas figuras a seguir:

**Figura 2 – Microestrutura do aço inoxidável 2205(aumento nominal 40x):(A) Sem tratamento térmico**



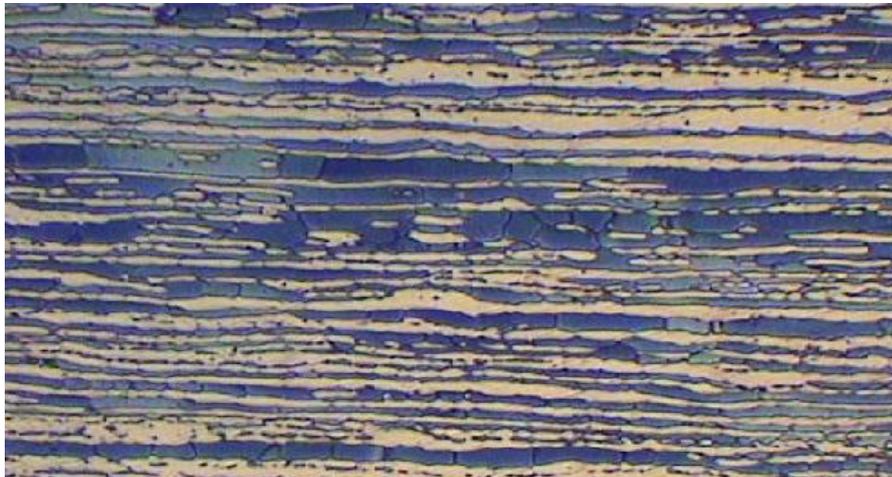
Fonte: Autor, 2016.

**Figura 3 – Microestrutura do aço inoxidável 2205(aumento nominal 40x):(B) tratado a 500°C**



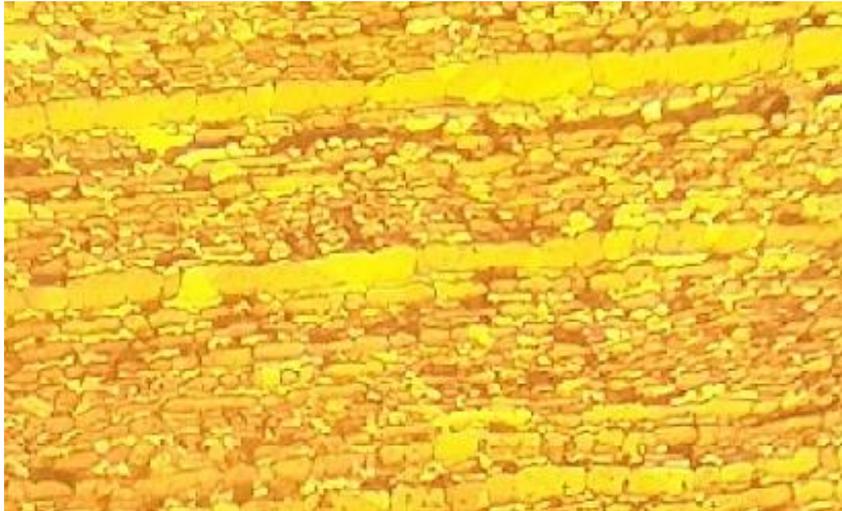
Fonte: Autor, 2016.

**Figura 4 – Microestrutura do aço inoxidável 2205(aumento nominal 40x):(C) tratado a 600°C**



Fonte: Autor, 2016.

**Figura 5 – Microestrutura do aço inoxidável 2205(aumento nominal 40x):(D) tratado a 750°C**



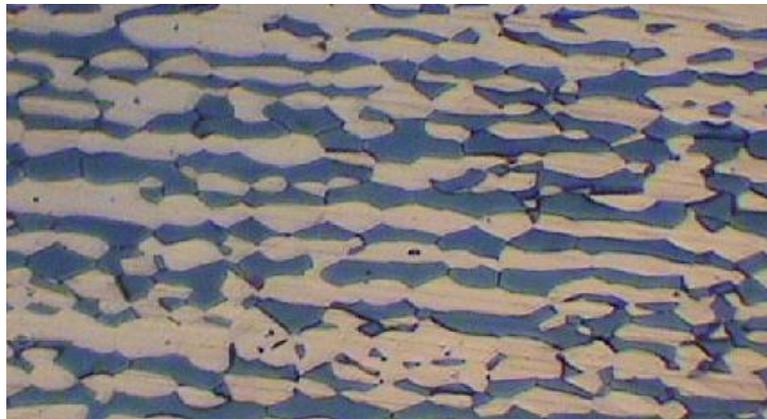
Fonte: Autor, 2016.

**Figura 6 – Microestrutura do aço inoxidável 2205(aumento nominal 40x):(E) tratado a 850°C**



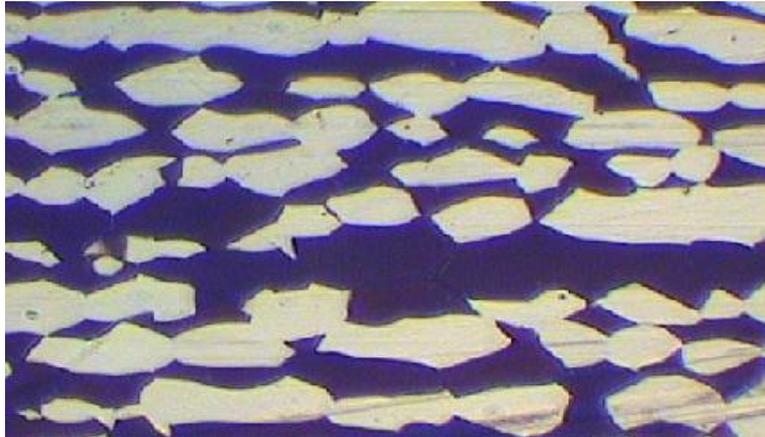
Fonte: Autor, 2016.

**Figura 7 – Microestrutura do aço inoxidável 2205(aumento nominal 40x):(F) tratado a 1000°C**



Fonte: Autor, 2016.

**Figura 8 – Microestrutura do aço inoxidável 2205(aumento nominal 40x):(F) tratado a 1000°C**



Fonte: Autor, 2016.

A figura 2 (A) evidencia a presença da estrutura bifásica da liga: grãos de ferrita (escura) e austenita (clara). A figura 3 (B) apresenta uma pequena distorção da imagem, essa distorção foi devida ao material adquirir uma forma convexa quando foi submetido ao lixamento e polimento ocasionando essa aparência de aumento nos grãos, nesta imagem podem-se observar pequenas ilhas de austenita que precipitaram nos contornos da matriz ferrita após o tratamento térmico, evidenciando uma leve diminuição na matriz ferrítica. A figura 4 (C) aponta um singelo crescimento nos grãos de austenita (devido à precipitação dos grãos de ferrita, levou a desestabilização, havendo assim uma transformação do restante da matriz ferrítica original em austenita secundária ou nova), esse aumento ocorreu da mesma maneira que ocorreu na figura 5 (D) e figura 6 (E), nessas estruturas observa-se o maior aumento da fase sigma, pois é nessa faixa de temperatura que a cinética de precipitação da fase sigma é mais alta [5]. A figura 7 (F) e figura 8 (G) apresentam estrutura bifásica mais volumosa, isso é devido que em altas temperaturas os limite de grãos em uma espécie recristalizada ira migrar de modo a reduzir o numero total de grãos e assim aumentar o diâmetro médio dos grãos [6].

A formação da austenita secundária, segundo nosso experimento, a partir de 500°C levou-nos a seguinte análise:

Um dos mecanismos de formação da fase sigma é a partir da nucleação ou/e crescimento a partir dos elementos estabilizadores da ferrita, esta ferrita desestabilizada se torna pobre em cromo e molibdênio e suscetível a adquirir o níquel (elemento estabilizador da austenita) e ficar instável, transformando-se em austenita secundária. Outro mecanismo já citado é a decomposição eutetóide de ferrita em fase sigma e austenita secundária. Se houve a formação de austenita secundária, muito provável que a fase sigma tenha ocorrido na matriz metálica, embora esta não possa ser visualizada no Microscópio Óptico.

Outra possibilidade da formação da fase sigma seria através da austenita primária, quando a sigma já utilizou todos elementos que a estrutura ferrítica poderia oferecer, então começa sua propagação na austenita que também contém cromo e molibdênio, porém este mecanismo acontece após o metal ficar mais tempo exposto a temperaturas próximas a 900°C. Pelos estudos de [8] THORVALDSSON et al., 1985, um exemplo foi comprovado: quando um aço SAF2205 tratado a 850°C por mais de 9 horas, teve sua estrutura ferrítica totalmente consumida por

decomposição eutetóide e consequente formação da fase sigma que continuou a se propagar na austenita, e foi comprovada no entanto a dureza do material.

### 3.2 Resistencia à corrosão

#### 3.2.1 Amostras após ao ataque corrosivo

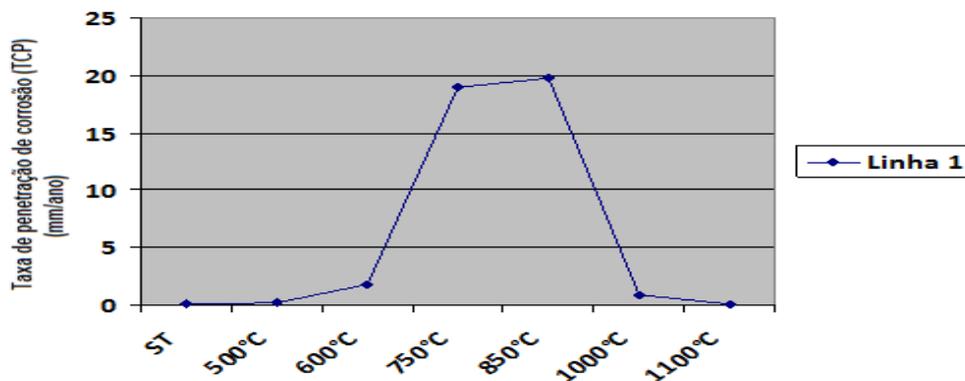
As perdas de massa e a taxa de penetração de corrosão são apresentadas na tabela 2 e no gráfico 1, todas as amostras foram imersas em 60 ml de cloreto férrico 0,1M.

Tabela 2–Taxa de Corrosão dos corpos de prova submetidos ao cloreto férrico

Aço inoxidável Duplex 2205	Peso original da amostra (g)	Peso atual da amostra (g)	Perda de peso (W- mg)	TCP (mm/ano)
Sem tratamento térmico (ST)	17,111	17,097	14	0,148
500°C	17,472	17,456	16	0,173
600°C	16,208	16,060	148	1,786
750°C	11,684	10,525	1159	18,962
850°C	11,785	10,549	1209	19,780
1000°C	18,700	18,609	91	0,965
1100°C	19,310	19,295	15	0,153

Fonte: Autor, 2016.

Gráfico 1 – Taxa de penetração de corrosão.



Fonte: Autor, 2016.

##### 3.2.1.1 Amostras sem tratamento térmico

Após as avaliações realizadas, o material sem sofrer recozimento não sofre alteração na sua estrutura de acordo com a figura 2 (A), esse tipo de estrutura bifásica proporciona elevada resistência à corrosão, as peças colocadas em solução corrosiva, não sofreram alterações aparentemente.

##### 3.2.1.2 Amostras recozidas a 500°C

A 500°C o material sofreu pouca perda de massa, se for levado em consideração o erro da balança que é de aproximadamente 0,002g, a peça sem sofrer tratamento térmico e a peça recozida a 500°C perderam a mesma quantidade de massa, pois de acordo com figura 2 (B), os grãos não sofreram grandes alterações e aparentemente sem evidência de novas fases, que podem alterar a estrutura metalográfica do material e consequentemente alterando a sua resistência à corrosão.

### 3.2.1.3 Amostras recozidas a 600°C

A 600°C a peça exposta a ataque de cloreto férrico sofreu uma considerada perda de massa, pois se for analisar as imagens da figura 2 (C), os grãos de ferrita se precipitaram e levou uma desestabilização da matriz ferrítica e transformando em austenita secundária ou nova, é nesse tipo de matriz que a fase sigma surge.

### 3.2.1.4 Amostras recozidas a 750°C

O material recozido a 750°C exposto ao ataque corrosivo sofreu uma elevada perda de massa, essa alta perda de massa é devida a altas concentrações da fase sigma, pois é nessa temperatura que a cinética de precipitação da fase sigma é mais alta [4]. Esse tipo de corrosão se processa entre os grãos das estrutura cristalina, coincidentemente na mesma região onde se forma a fase sigma.

### 3.2.1.4 Amostras recozidas a 850°C

Nessa temperatura de recozimento, a peça sofreu a maior perda de massa em relação a todas as outras peças analisadas, essa perda de massa de elevada significância é devido a fase sigma, nessa temperatura a fase sigma se encontra no seu ápice, de acordo com a figura 2 (E) a evidências de alguns pontos brancos entre os interstícios da estrutura cristalina esses pontos são a fase sigma, devido a essa fase a peça apresentou altos índice de corrosão dos mais variados tipos.

### 3.2.1.5 Amostras recozidas a 1000°C

O recozimento a essa faixa de temperatura, observou-se um decaimento na taxa de corrosão, devido ao declínio da fase sigma, nessa temperatura o material e as fases começam a solubilizar, conseqüentemente ocasionando o aumento do tamanho dos grãos, devido à precipitação das fases originando esse aumento na matriz austenita e ferrita de acordo com a figura 2 (F).

### 3.2.1.6 Amostras recozidas a 1100°C

O tratamento térmico a 1100° evidencia o aumento dos grãos como mostra a figura 2 (G), esse aumento é devido a total ou parcial solubilização das fases existentes no material, a perda de massa é praticamente igual ao do material sem tratamento térmico, a altas temperaturas o material retornará as características iniciais, sem a presença de fases indesejáveis, pois as mesmas já estão dissolvidas.

## 3.3 Ensaio de tração

A tabela 3 e o gráfico 2 apresentam os valores dos corpos de prova que sofreram os diferentes tipos de temperatura de tratamento térmicos, dos valores apresentados nos gráficos utilizamos a deformação sofrida pelo corpo de prova versus a tensão que este sofreu até se romper.

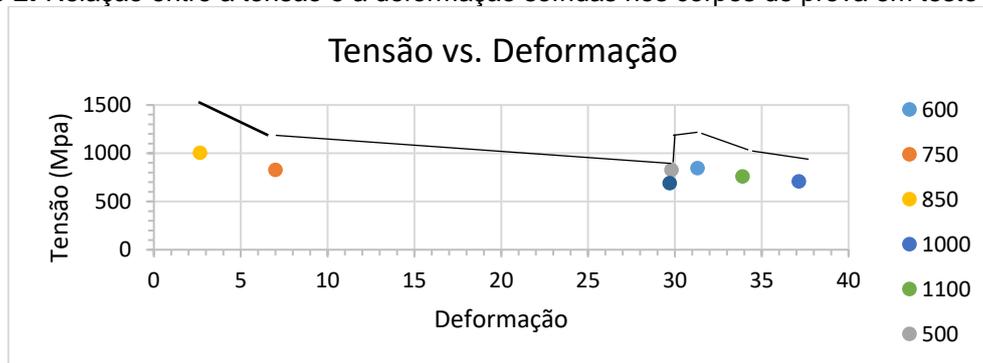
Tabela 3: Tensão vs. Deformação do aço em diferentes temperaturas de tratamento térmico.

T°C	Deformação	Tensão (Mpa)
28	29,7	689,065
500	29,8	827,04
600	31,3	844,11
750	7	826,7
850	2,66	1003,07

<b>1000</b>	37,14	706,84
<b>1100</b>	33,9	757,78

Fonte: Autor, 2016.

**Gráfico 2:** Relação entre a tensão e a deformação sofridas nos corpos de prova em teste de tração



Fonte: Autor, 2016.

As amostras que sofreram tratamento térmico a 500°C, 600°C, 1000°C, 1100°C, foram as que obtiveram uma maior deformação, isso é devido ao não surgimento da fase sigma, essa fase é extremamente dura e causa fragilização quando precipitada na estrutura de um material, como foi observada nas amostras que sofreram tratamento térmico a 750°C e 850°C, onde a deformação dessas duas amostras é muito baixa e que o torna muito rígido e frágil.

#### 4 CONCLUSÕES

De acordo com o material estudado neste trabalho, verificou-se que a solução de cloreto férrico causou corrosão no aço duplex 2205, constataram-se também como os diferentes tratamentos térmicos agem na microestrutura do material.

O material sem tratamento térmico e os recozidos a 500°C e a 1100°C obtiveram um melhor resultado nos testes de corrosão, pois os valores da TPC ficaram muito próximos e considerando o erro da balança os resultados obtidos são praticamente o mesmo. Esses resultados de pouca perda de massa são devidos ao não aparecimento de fases frágeis, como a sigma e outras que comprometem a resistência à corrosão e mecânica do material.

Os materiais que foram recozidos a 600°, 750°, 850° e 1000° tiveram uma maior perda de massa e conseqüentemente uma maior taxa de penetração de corrosão, esses materiais sofreram alterações na sua microestrutura e com surgimento de novas fases prejudiciais vale ressaltar que o material que foi recozido a 850° e 750° foram os que sofreram a maior perda de massa, pois é nessa temperatura que a fase sigma está mais acentuada, causando altos índices de corrosão e pouca resistência mecânica.

Através dos testes realizados, os de tração e de corrosão, percebeu-se que a fase sigma começou a surgir a aproximadamente na temperatura de 600°C, na temperatura de 1000°C essa fase já não existia.

O recozimento a 1100°C mostrou que o material teve praticamente a mesma resistência mecânica e corrosão do material sem tratamento térmico, na parte dos testes de tração especificadamente no alongamento de ruptura, o material recozido obteve valores próximos ao do sem tratamento térmico, evidenciando que a altas temperaturas, o material solubiliza todas as fases que surgiram, porém com os grãos maiores, e assim voltando às características iniciais, no caso as mesmas características do material que não sofreu recozimento.

Os testes de tração evidenciaram que as amostras recozidas a 1000°C e 1100°C tiveram os melhores resultados no alongamento de ruptura, isso é benéfico ao material, pois quanto maior o alongamento mais dúctil é o material e o recozimento a essas temperaturas fez com que o material se tornasse mais dúctil e tenaz favorecendo na construção de tubos, pois o material não irá sofrer trincas ou se romper quando sofrer esse tipo de deformação

De acordo com os dados obtidos nos testes de tração e de corrosão, o aço inoxidável duplex 2205 teve um ótimo comportamento até a temperatura de 500°C, nessa temperatura o material não sofreu grande corrosão e permaneceu com boa resistência mecânica.

## REFERÊNCIAS

1. NILSSON, J.O. Super duplex stainless steel. *Materials science and technology*, v.8, p. 685-700, ago. 1992.
2. COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 4.ed. São Paulo: Editora Blucher, 2008, p. 652.
3. PADILHA, A. F; GUEDES, L.C. *Aços inoxidáveis austeníticos: microestruturas e propriedades*. São Paulo: Hemus Editora Ltda, 1994, p.170.
4. NUNES, L. P; KREISCHER, A. T. *Introdução à metalurgia e os materiais metálicos*. Interciência. Rio de Janeiro, 2010, p. 122.
5. MAGALHÃES, M. *Formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex SAF 2205 – efeito de rápido aquecimento entre 700 e 900°C*. 2004. Projeto de iniciação científica – Centro universitário FEI, São Bernardo do Campo, 2004.
6. PORTER, D.A; EASTERLING, K. E. *Phase transformation in metals end alloys*, 2º edition. Editor Springer-Science+Business Media, B.Y, 1992, p. 139.
7. BECKER, R. H.S. *Estudo da influência da taxa de resfriamento e temperatura nos últimos passes de laminação de fio máquina sobre a resposta ao tratamento térmico de esferoidização em um aço DIN 41Cr4*. Dissertação de mestrado. Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais – PPGE3M. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.
8. THORVALDSSON, T.; ERIKSSON, H.; KUTKA, J.; SALWÉN, A. *Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel*. The Institute of Metals, Londres, 1985.