

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

ALINE DOS SANTOS SILVA

**QUANTIFICAÇÃO DA FRAÇÃO DE FASES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2205  
PÓS FRESAMENTO POR MEIO DO SOFTWARE IMAGEJ**

Belo Horizonte

2017

ALINE DOS SANTOS SILVA

**QUANTIFICAÇÃO DA FRAÇÃO DE FASES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2205  
PÓS FRESAMENTO POR MEIO DO SOFTWARE IMAGEJ**

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: Carlos Eduardo dos Santos

Belo Horizonte

2017

ALINE DOS SANTOS SILVA

**QUANTIFICAÇÃO DA FRAÇÃO DE FASES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2205  
PÓS FRESAMENTO POR MEIO DO SOFTWARE IMAGEJ**

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: 07 de dezembro de 2017

BANCA EXAMINADORA:

---

Prof. Carlos Eduardo dos Santos - Orientador

---

Profa. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

---

Prof. Aderci de Freitas Filho

## RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex possuem a microestrutura constituída de ( $\gamma$ ) austenita e ( $\alpha$ ) ferrita, na proporção aproximada de 50% para cada uma das fases. Esse grupo de materiais tem propriedades que combinam as vantagens de cada uma das fases, o que proporciona ao material melhores propriedades mecânicas e resistência à corrosão em relação aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Desse modo, os aços inoxidáveis duplex são utilizados especialmente em ambientes com condições críticas, como em oleodutos no fundo do mar. A usinagem é um processo de fabricação por meio do corte cisalhante que transforma um material bruto em um produto, porém este processo gera variação da temperatura na interface peça ferramenta provocando deformação, causando desequilíbrio na fração volumétrica das fases. Esse trabalho objetivou a caracterização da microestrutura superficial do aço inoxidável duplex 2205 após processo de fresamento de topo com variação de velocidade de corte ( $V_c$ ) e avanço ( $f$ ). Foi utilizado o software de imagem ImageJ para quantificação das fases presentes após revelação metalográfica, sendo o avanço a variável mais preponderante em relação à velocidade de corte para promover maiores distorções no equilíbrio das fases.

**PALAVRAS - CHAVE:** aço inoxidável duplex, ImageJ, fresamento.

## ABSTRACT

The duplex stainless steels have a microstructure of austenite and ferrite, in the ratio of approximately 50% for each phase. This group of materials has properties that combine the advantages of each of the phases, which provide to the material better mechanical properties and resistance to corrosion in relation to austenitic and ferritic stainless steels.. In this way duplex stainless steels are widely used especially in environments with critical conditions, such as in sea pipelines. The machining by finishing milling is a manufacturing process that transforms a raw material into a product using shear cut, but this process generates temperature variation in the surface between the tool and the product causing deformation, wich imbalance the volumetric fraction of the phases.This work aimed to characterizing the microstructure of duplex stainless steel 2205 after face-milling process with variation of the cutting speed ( $V_c$ ) and feed ( $f$ ). The ImageJ software was used for quantification of present phases , being the feed the most preponderant variable in relation to the cutting speed to promote bigger distortions in the phase equilibrium.

**KEYWORDS:** duplex stainless steel, ImageJ, milling.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Relação entre fração volumétrica de ferrita e percentual de encruamento do AID UNS S31803 .....	13
Figura 2 - Relação entre percentual de cromo na liga e a taxa de corrosão. ....	15
Figura 3 - Variadas aplicações de aços inoxidáveis .....	16
Figura 4 - Microestrutura de alguns AID .....	18
Figura 5 - Microestrutura de alguns AID .....	18
Figura 6 - Microestrutura de um AID.....	19
Figura 7 - Precipitações de fases em AID .....	25
Figura 8 - Micrografia com presença das fases austenita secundária e fase sigma. ....	26
Figura 9 - Influência de diferentes temperaturas de solubilização na forma das fases austenita secundária e fase sigma. ....	27
Figura 10 - Micrografia de estrutura de uma liga superduplex. ....	30
Figura 11 - Fração em volume das fases do aço SAF2205 calculadas pelo ThermoCalc. ....	31
Figura 12 - Esquema de um processo de transformação CCC em CFC.....	32
Figura 13 - Principais métodos de fresamento em relação ao eixo da ferramenta e seu percurso. ....	34
Figura 14 – Representação de algumas grandezas do fresamento.....	34
Figura 15 – Temperaturas de usinagem e velocidade de corte em diversos materiais.....	35
Figura 16 – Temperaturas na fresa e distribuição de energia de acordo com a velocidade de corte .....	36
Figura 17 – Microestrutura do aço inoxidável AISI 420 com presença de carbonetos esferoidizados .....	37
Figura 18 – Microestrutura do aço inoxidável AISI 420 com presença de carbonetos dissolvidos .....	37
Figura 19 – MEV próximo à borda fresada do aço inoxidável AISI 420.....	38
Figura 20 – Principais regiões afetadas pelo calor na usinagem .....	39
Figura 21 – Microestrutura superficial após usinagem. ....	40
Figura 22 - Fluxograma da metodologia utilizada .....	41
Figura 23 – Imagens da peça .....	42
Figura 24 - Representação da amostra como recebida e cortes realizados.....	43

Figura 25 – Ilustração dos cortes e da direção de laminação da barra .....	45
Figura 26 - Abertura da imagem no software.....	47
Figura 27 - Conversão para cinza.....	47
Figura 28- Limiarização.....	48
Figura 29 - Ajuste de parâmetros .....	49
Figura 30 - Medição .....	49
Figura 31 - Amostras com corte transversal ao material como recebido sem solubilização (TCR).....	50
Figura 32- Amostras com corte transversal ao material como recebido após solubilização (TSOL). .....	51
Figura 33 - Amostras com corte longitudinal ao material como recebido sem solubilização (LCR).....	52
Figura 34 - Amostras com corte longitudinal ao material como recebido após solubilização (LSOL). .....	52
Figura 35 - Amostra LSOL com grãos entre as fases de austenita e ferrita. ....	53
Figura 36 - DRX amostra LSOL. ....	54
Figura 37 - DRX amostra TCR. ....	54
Figura 38 - Percentual de austenita nas amostras como recebidas e solubilizadas. ....	55
Figura 39 - Microestrutura das amostras TsoLA (a) e TSOL(b). ....	57
Figura 40 - Microestrutura das amostras TsoLB (a) e TSOL(b). ....	57
Figura 41 - Microestrutura das amostras TsoLC (a) e TSOL(b). ....	58
Figura 42 - Microestrutura das amostras TsoLD (a) e TSOL(b). ....	58
Figura 43 - Microestrutura das amostras TsoLE (a) e TSOL(b).....	59
Figura 44 - Microestrutura das amostras TsoLF (a) e TSOL(b).....	59
Figura 45 - Microestrutura das amostras TsoLG (a) e TSOL(b). ....	60
Figura 46 - Percentual de austenita nas amostras fresadas.....	61

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Comparação entre propriedades mecânicas de aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis austeníticos.....	20
Tabela 2 – Composição Química do aço inoxidável duplex 2205 .....	42
Tabela 3 – Características das amostras .....	43
Tabela 4 – Parâmetros do DRX.....	45
Tabela 5 - Parâmetros utilizados no fresamento.....	46
Tabela 6 - Parâmetros utilizados no fresamento e percentual de austenita nas amostras.....	61



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AI - Aço inoxidável

AID - Aço inoxidável duplex

PRE - Pitting Resistance Equivalent Number

$\alpha$  - fase ferrita

$\gamma$  - fase austenita

$\sigma$  - fase sigma

Vc – velocidade de corte

f – velocidade de avanço

$\gamma_2$  – austenita secundária

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	12
2 OBJETIVOS.....	14
2.1 Objetivo Geral .....	14
2.2 Objetivos Específicos .....	14
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	15
3.1 Aços Inoxidáveis .....	15
3.2 Aços Inoxidáveis Duplex.....	19
3.3 Influência dos elementos de liga .....	22
3.4 Precipitação de fases nos AID .....	24
3.4.1 Fase sigma ( $\sigma$ ) .....	25
3.4.2 Nitretos de cromo ( $Cr_2N$ ) .....	27
3.4.3 Carbetos ( $M_7C_3$ e $M_{23}C_6$ ) .....	28
3.4.4 Fase chi ( $\chi$ ) .....	29
3.4.5 Alfa primária ( $\alpha'$ ) .....	29
3.4.6 Austenita secundária ( $\gamma_2$ ).....	29
3.5 Processamento Térmico dos AID .....	30
3.6 Transformação Martensítica Reversa .....	31
3.7 Fresamento .....	33
3.7.1 Subsuperfície e Fresamento.....	35
3.7.2 Deformações no fresamento .....	38
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
4.1 Materiais .....	41
4.2 Composição química .....	42
4.3 Corte e metalografia .....	42

4.4 Fresamento .....	45
4.5 Quantificação de fases .....	46
4.5.1 Abertura da imagem .....	46
4.5.2 Conversão da imagem para escala de cinza .....	47
4.5.3 Limiarização .....	48
4.5.4 Ajuste de parâmetros a serem medidos. ....	48
4.5.5 Medição .....	49
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	50
5.1 Análise da direção cristalográfica.....	50
5.2 Análise por DRX .....	53
5.3 Quantificação de fases .....	55
5.4 Metalografia das amostras fresadas .....	56
5.5 Análise de fração volumétrica nas amostras fresadas .....	60
6 CONCLUSÃO.....	64
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	65

## 1 INTRODUÇÃO

Materiais com resistência à corrosão são requeridos em diversas áreas de setores industriais. O uso de camadas de revestimentos protetores, tintas, revestimentos metálicos entre outros trazem soluções para esse problema, porém, o desenvolvimento de ligas metálicas com elevada resistência à corrosão trouxe avanço para o setor (DAMIN; GENEROSO; CAVILHA NETO, 2017).

Os aços inoxidáveis (AIs) são ligas de ferro-carbono, níquel e cromo com, no mínimo, 10,5% de cromo. Elas são capazes de formar um filme superficial passivador quando em contato com o oxigênio, o que promove a proteção do metal base contra a corrosão. Divididos em dois principais grupos, os AIs podem ser ferríticos ou austeníticos com formação de fases ferrita ou austenita, respectivamente, em sua microestrutura. A formação de cada uma dessas fases irá depender dos elementos presentes na liga, como o cromo, silício e molibdênio, estabilizadores da ferrita, e níquel, manganês, cobre, carbono e nitrogênio, estabilizadores da austenita (YOUNG et al, 2007).

Os aços inoxidáveis ferríticos, apesar do baixo custo, apresentam alta ductilidade e tenacidade. Já os austeníticos, apesar de possuírem alta ductilidade, tenacidade e soldabilidade, seu custo é elevado e esse grupo possui baixa resistência à corrosão sob tensão (JUNIOR, 2016).

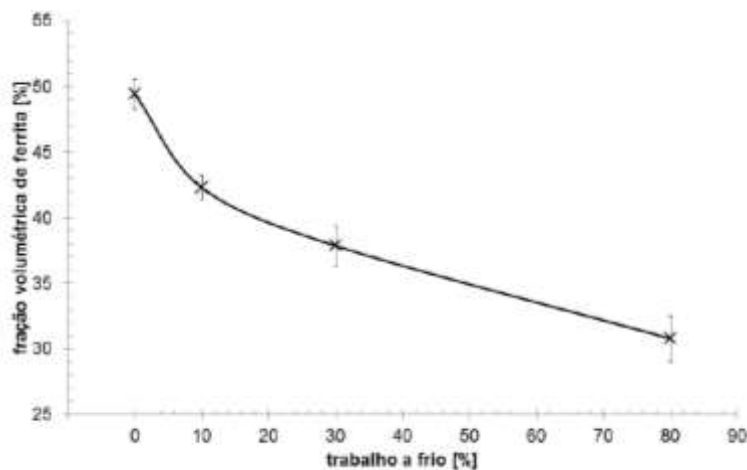
Um grupo de aços inoxidáveis com presença de fases ferrita e austenita em sua microestrutura foi reportado pela primeira vez em 1927 por Bain e Griffith e, posteriormente, esse grupo passou a ser denominado como aços inoxidáveis duplex (AID). Sua microestrutura que proporciona ótimas propriedades levou ao uso ampliado desse grupo de material a partir da década de 70, quando a busca por materiais mais resistentes e com boas propriedades começou a se ampliar (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009; AGUIAR, 2012).

Os AID possuem frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Sua fina granulometria proporciona maior resistência mecânica e, devido aos teores de cromo e molibdênio, apresentam elevada resistência à corrosão e, pela presença da fase austenítica, possuem ainda boa ductilidade e tenacidade (KASHIWAR et al., 2012).

A utilização dos AID é difundida devido a suas ótimas propriedades e esses aços vêm sendo aplicados em indústrias químicas em vasos de pressão, em indústrias de papel e celulose em torres de estocagem e no setor de óleo e gás como dutos para transporte de gases. O uso no setor petrolífero é uma área em que os AID podem ser bastante aplicados, especialmente em dutos submarinhos, pois, além de possuírem alta resistência mecânica, sua resistência à corrosão se expande também para os compostos ácidos presentes nos óleos do pré-sal e o elevado limite de escoamento permite produção de tubos mais finos e longos devido a sua boa soldabilidade (REVISTA ESPAÇO, 2007 apud JUNIOR, 2016; KASHIWAR et al., 2012).

A capacidade de manter frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita e austenita é o principal ponto a ser considerado para que as propriedades dos AID se maximizem. No entanto, por meio de deformação à frio pode ser que a fase ferrítica seja transformada em austenita, o que é denominado transformação martensítica reversa. Magnabosco, Avila e Rabechini (2011) verificaram em um aço UNS S31803 após trabalho a frio, a redução da fração volumétrica de ferrita com aumento do encruamento, demonstrado na Figura 1.

**Figura 1 - Relação entre fração volumétrica de ferrita e percentual de encruamento do AID UNS S31803**



Fonte: MAGNABOSCO; AVILA; RABECHINI, 2011.

Este trabalho analisa na superfície de um AID o comportamento da microestrutura após usinagem por fresamento de topo.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Analisar influências superficiais na microestrutura de um aço inoxidável duplex 2205 após diferentes condições de corte por fresamento.

### **2.2 Objetivos Específicos**

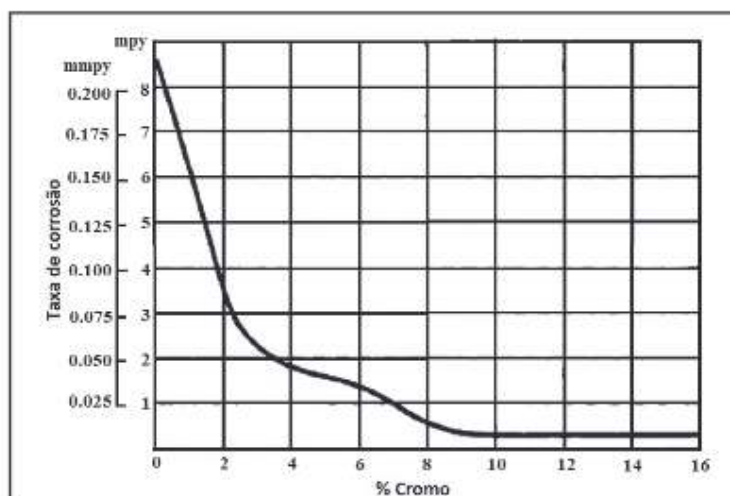
- Analisar influência da velocidade de corte ( $V_c$ ) na microestrutura superficial do AID 2205.
- Analisar influência de avanço ( $f$ ) na microestrutura superficial do material
- Identificar as fases presentes na superfície do material antes e após fresamento.
- Quantificar frações das fases presentes nas amostras por meio do processamento de imagens com auxílio de um software de imagem.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas de aço que formam uma película passivadora na superfície quando em contato com oxigênio. Esse filme é capaz de reduzir o ataque corrosivo seja por meio da atmosfera ou meio aquoso e é formado pela produção de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  na camada exterior do aço. Apesar disso, em condições severas a depender de pH, temperatura, concentração salina do meio, pode ser que a resistência dessa liga seja diminuída devido a possibilidade de serem formadas corrosão por pite e sob tensão (ZEEMAN, 2008). A Figura 2 é uma representação da influência do cromo na corrosão sofrida pelos AID.

Figura 2 - Relação entre percentual de cromo na liga e a taxa de corrosão.

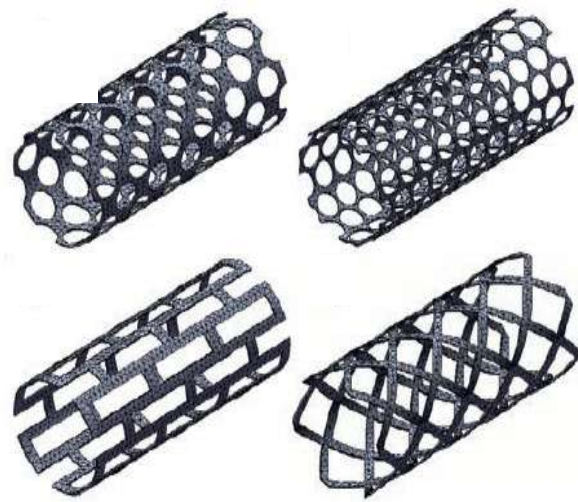


Fonte: NICKEL INSTITUTE, 1993.

Algumas das principais propriedades dos AIs são resistência à corrosão, resistência à oxidação até  $700^\circ\text{C}$ , resistência ao impacto e alta tenacidade a temperaturas criogênicas, possibilidade de ser processado por fundição, usinagem, forjamento e soldagem, e sua longa duração. Dentre suas principais aplicações podem ser citadas as indústrias de petróleo, química, indústria pesada e construção civil (COSTA E SILVA; MEI, 1988). A Figura 3 exhibe diversos usos dos AID sendo: (a) Stents de aço inoxidável 316L utilizados para

aplicação coronária; (b) aço inoxidável 316 eletropolido utilizado no processo de fabricação de chips de silício para computadores; (c) catalisador de aço inoxidável 441 utilizado em automóveis para transformação de poluentes nocivos antes da liberação de gases na atmosfera e (d) aplicação de aço inoxidável 316 na cor bronze em um monumento arquitetônico.

**Figura 3 - Variadas aplicações de aços inoxidáveis**



(a)



(b)

Fonte: MARTINS et al, 2012; ABINOX, 2017.



(c)



(d)

Fonte: ABINOX, 2017.



Os principais tipos de AIs são os ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex.

*Ferríticos:* Possuem microestrutura ferrítica (CCC), não são endurecíveis por tratamento térmico, geralmente de baixo custo. Apresentam baixo teor de níquel, apresentam boa ductilidade mas menor resistência à corrosão e tenacidade quando comparados com os AIs austeníticos (DAVIS, 1994).

*Austeníticos:* Possuem microestrutura austenítica (CFC), boa tenacidade e soldabilidade. Contém presença de aproximadamente 8% de níquel e podem ser adicionados outros elementos de liga para ser aumentada sua resistência à corrosão (DAVIS, 1994).

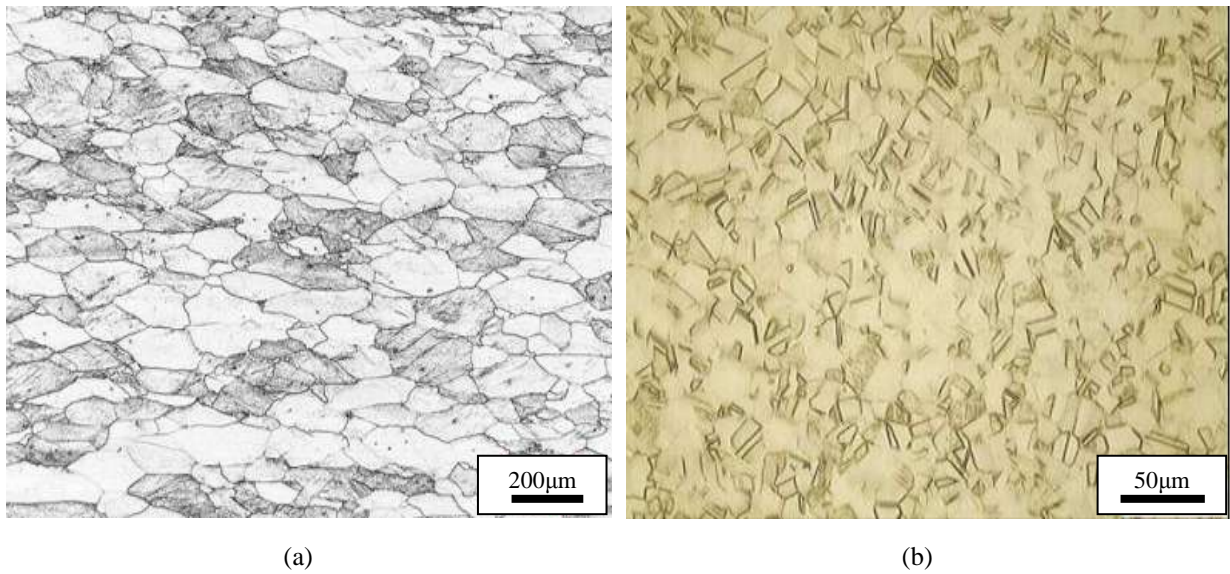
*Martensíticos:* seu alto teor de carbono aumenta a resistência e a dureza diminuindo tenacidade e ductilidade. São endurecíveis por tratamento térmico e quando temperados apresentam a maior resistência à corrosão (DAVIS, 1994).

*Endurecíveis por precipitação:* Possuem boa ductilidade e tenacidade; são compostos com presença de níquel e com outros elementos como alumínio, titânio e nióbio, que proporcionam a precipitação de compostos intermetálicos após tratamento térmico (DAVIS, 1994).

*Duplex:* são aços de baixo teor de carbono e possuem microestrutura composta por austenita e ferrita; possuem tenacidade intermediária entre os AIs ferríticos e austeníticos e maior resistência à corrosão sob tensão e ductilidade.

A Figura 4 (a) revela a microestrutura da região central de um aço inoxidável ferrítico ASTM 439 revelado com reagente Villela. Nele percebem-se os grãos de ferrita com tamanho uniforme. A Figura 4 (b) exhibe a microestrutura do aço inoxidável austenítico ASTM F1586 após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, na qual são percebidos contornos de grão e maclas.

**Figura 4 - Microestrutura de alguns AID**

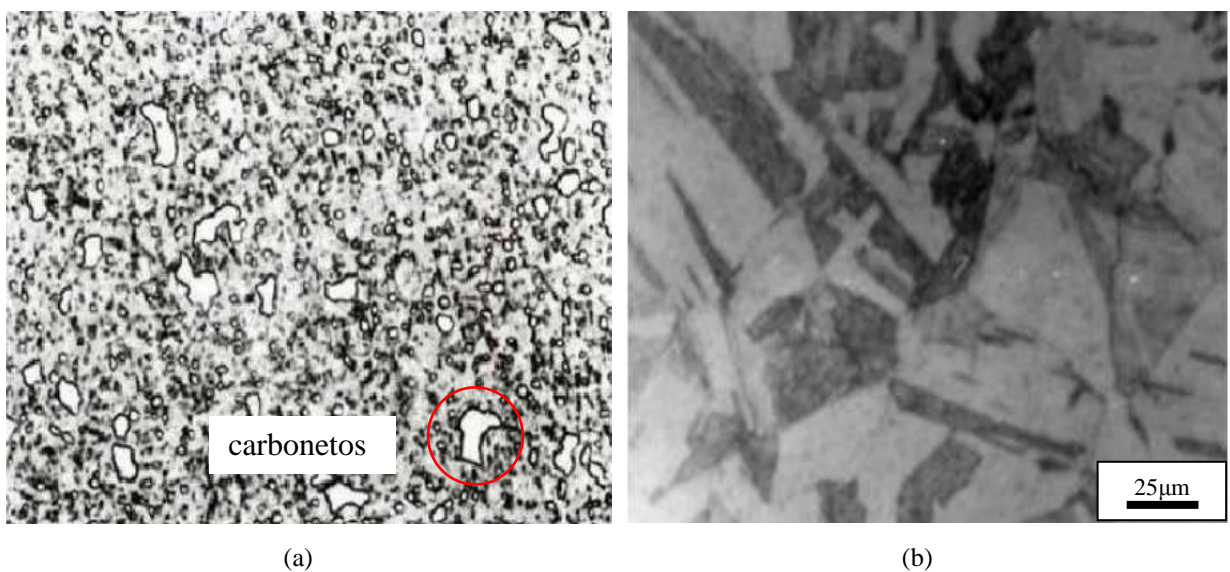


(a) AI ferrítico ASTM 439, (b) AI austenítico ASTM F1586.

Fonte: TANURE, 2016; SABARÁ, 2013.

A Figura 5 (a) revela a microestrutura de um aço inoxidável martensítico AISI 440C após ser austenitizado a 1010°C por 1 hora, com presença da estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) e de carbonetos de cromo, foi utilizado o reagente Villela. A Figura 5 (b) exibe a microestrutura do aço inoxidável endurecível por precipitação AISI 630 após reagir com Villela.

**Figura 5 - Microestrutura de alguns AID**



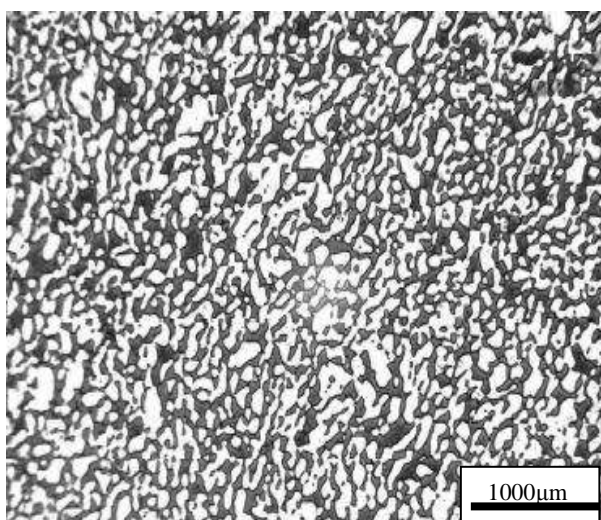
(a) AI martensítico AISI 440C; (b) AI martensítico endurecível por precipitação AISI 630.

Fonte: LIMA, 2011.

### 3.2 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas de aço com a microestrutura formada por ferrita e austenita. É uma liga com baixo teor de carbono com o teor de cromo ligado entre 18 e 27%, de níquel entre 4 e 7% e de molibdênio de 0 a 4%, os quais conferem ao material uma microestrutura com teores de ferrita e austenita aproximadamente iguais. A Figura 6 é uma representação da microestrutura do AID.

**Figura 6 - Microestrutura de um AID.**



Fonte: GUSMÃO; AZAMBUJA; SANTOS, 2011.

A origem desses aços data da década de 20 e 30 e em 1940 uma patente relacionada à adição de molibdênio e cromo permitiu que a liga de AID fosse tratada termicamente entre 400 e 500°C, o que ofereceu aumento da dureza do material mantendo sua resistência à corrosão. Porém, o controle dos teores de oxigênio, enxofre e carbono na liga eram complexos, que trazia como consequência, a presença de muitas trincas nos materiais (IMOA, 2008).

Em sua primeira geração, o uso dos AIDs era restrito a ambientes sem mudança brusca de temperatura pela possibilidade de aumento do teor de ferrita e, conseqüentemente, diminuição da resistência à corrosão da peça. A segunda geração desses aços foi caracterizada pela introdução de nitrogênio ao material, com desenvolvimento do processo de Descarburização Argônio-Oxigênio. Desse modo, com aplicação de temperatura, como ocorre

na soldagem, há fornecimento de dureza e resistência à corrosão semelhante ao material bruto (IMOA, 2008).

A atribuição dessa microestrutura determina ao material de elevado desempenho, elevada resistência à corrosão sob tensão e maior ductilidade, quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos ou ferríticos. Possui ainda tenacidade intermediária aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, o que confere fabricação de peças com propriedades excelentes e com menor gasto de material (ZHONG et al, 2012; PINEDO; TSCHIPTSCHIN, 2013; SILVA, 2008).

Com aumento dos teores de cromo e molibdênio na liga foi possível aumentar também a quantidade de nitrogênio como soluto intersticial melhorando as propriedades mecânicas como principalmente a resistência à corrosão. Os AID possuem aproximadamente duas vezes o limite de escoamento de aços inoxidáveis austeníticos, o que permite sua ampla utilização em tubos e trocadores em plataformas de exploração de petróleo (COSTA E SILVA; MEI, 2013). A Tabela 1 apresenta uma comparação de propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos e duplex, onde são percebidos maiores valores de resistência à tração, resistência ao escoamento e dureza para os aços inoxidáveis duplex, porém esses apresentam menor alongamento que os AIs austeníticos.

**Tabela 1- Comparação entre propriedades mecânicas de aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis austeníticos**

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

Fonte: NILSSON, 1997.

Um tipo de subdivisão classifica os AID em três grupos de acordo com o teor dos elementos de liga (FONSECA, 2015):

- Baixa liga: não possuem molibdênio, possuem baixo teor de elementos de liga e podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos.
- Média liga: aços com resistência intermediária, é o grupo onde se encontram os aços duplex mais utilizados.
- Alta liga: conhecidos como superduplex, possuem entre 5,0 e 6,0% de molibdênio e alta resistência à corrosão comparada com os aços inoxidáveis superausteníticos.

Outro tipo de classificação considera a resistência à corrosão por pites do material, o PRE (Pitting Resistance Equivalent Number). Esse parâmetro calcula a resistência à corrosão localizada de aços inoxidáveis em soluções ácidas ou contendo cloreto. Valores muito altos de PRE podem favorecer formações intermetálicas indesejáveis em processos de trabalho a quente, o que é um malefício. As equações do PRE são (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009; CHARLES, 2009 apud GARCIA, 2012; ASSIS, 2011; IMO, 2009):

- Para aços inoxidáveis duplex contendo nitrogênio sem presença de tungstênio (Equação 1):

$$PRE = (\%Cr) + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (1)$$

- Para ligas contendo nitrogênio com tungstênio (Equação 2):

$$PRE = (\%Cr) + 3,3[\%Mo + 0,5 (\%W)] + 16(\%N) \quad (2)$$

A partir dos valores de PRE pode-se subdividir os aços inoxidáveis duplex em 5 grupos:

- *Lean* duplex: PRE inferior a 30 e sem adição de molibdênio (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009; CHARLES, 2009 apud GARCIA, 2012).
- *Standart* duplex: PRE entre 30 e 36, grupo com 80% dos duplex utilizados (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009; CHARLES, 2009 apud GARCIA, 2012).

- 25 Cr duplex: maior teor de Cr do que o *standart* duplex (25%) e PRE inferior a 40 (IMO, 2009).
- Super duplex: PRE entre 40 e 45, teor mínimo de Cr de 25% podendo chegar a 30%, aumento do teor de Mo e Ni em relação ao 25 Cr duplex (LILJAS, 2008).
- Hiper duplex: PRE acima de 45, aço inoxidável duplex altamente ligado (IMO, 2009).

Com uso em componentes que necessitam de elevada resistência à corrosão, os AID compõem menos de 1% da produção total de AIs a nível mundial, as principais indústrias de processamento que requerem esse grupo de materiais são, de acordo com ALVAREZ-ARMAS e DEGALLAIX-MOREUIL, 2008:

- Química;
- Petroquímica, *offshore*, *Manifolds*, Umbilicais;
- Navios químicos e sub-sea;
- Indústria de papel e celulose;
- Equipamentos de controle de poluição, de segurança;
- Dessalinização de água do mar.

### 3.3 Influência dos elementos de liga

Os diversos elementos de liga têm grande importância e influência nas características mecânicas, microestruturais, entre outras, nos materiais. Alguns desses elementos serão citadas e descritas suas influências nas propriedades dos AID.

#### **Cromo (Cr)**

O cromo tem a principal função de aumentar a resistência à corrosão da liga pois em presença de oxigênio ele tende a formar óxido  $(Fe,Cr)_2O_3$  passivador na superfície do metal. Para que haja estabilidade é necessário o percentual mínimo de 10,5% de cromo. Esse elemento é ferritizante, ou seja, promove a formação de ferrita e também a formação de carbonetos (GUNN, 2003; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Apesar de todos os benefícios de resistência à corrosão, há um limite de percentual de cromo que propicie bons resultados. Acima desse limite pode haver formação de compostos deletérios como a fase sigma, nitretos e carbonetos, compostos ricos em cromo e que propiciam diminuição da resistência à corrosão, ductilidade e tenacidade da liga (GUNN, 2003; LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

### **Molibdênio (Mo)**

O molibdênio é, assim como o cromo, é formador de fase sigma em teores acima de 4%, porém tem a função de melhorar a resistência a corrosão por pites. É estabilizador da ferrita e aumenta passividade e resistência química dos AID especialmente em presença de cloretos (ALVAREZ-ARMAS, 2008; LULA, 1983; GUNN, 2003).

### **Níquel (Ni)**

É elemento que, quando associado ao cromo, melhora a resistência à corrosão do aço. Por ser estabilizador da austenita, seu excessivo teor tende a diminuir o percentual de ferrita na microestrutura, concentrando cromo e molibdênio nessa última fase. Pode favorecer formação de fases intermetálicas entre 650°C e 950°C (GUNN, 2003).

### **Nitrogênio (N)**

O nitrogênio é um elemento austenitizante e, apesar de ser considerado impureza em muitos AIs, nos AID ele é adicionado à liga de forma intencional. Nos aços inoxidáveis duplex, mesmo com pequenos teores como 0,15% em peso, ele aumenta a resistência à corrosão por pites, resistência mecânica, tenacidade e retarda o processo de formação de fase sigma. A solubilidade desse elemento deve ser controlada já a ultrapassagem desse valor pode provocar formação de poros nas peças (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2005).

O aumento no teor de nitrogênio diminui a formação de nitretos devido ao aumento do conteúdo de austenita, o que reduz a distância entre as ilhas de austenita (GUNN, 2003).

### **Manganês (Mn)**

Geralmente o manganês é utilizado para prevenir fragilidade a quente, a sua ação combinada com o nitrogênio melhora a resistência à corrosão por pites (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Percebe-se aumento na resistência à abrasão e desgaste nos AIs e melhoria na resistência mecânica sem diminuir a ductilidade (GUNN, 2003).

### **Tungstênio (W)**

Conhecido por estimular formação de compostos intermetálicos entre 700 e 1000°C; entre teores de 1 e 3% restringe a formação de fase sigma nos contornos de grãos e promove sua formação intragranular (GUNN, 2003).

### **Carbono (C)**

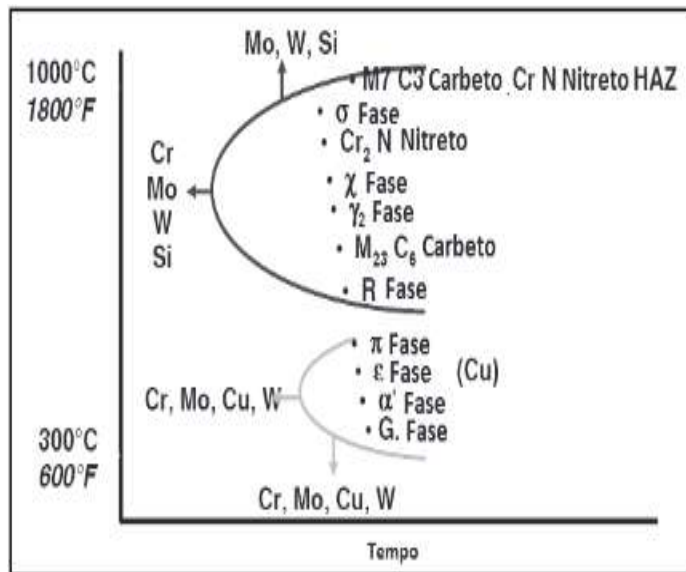
O carbono é um estabilizador da austenita e nos AID seu teor varia entre 0,02 e 0,03% para prevenir a formar carbonetos de cromo já que esses tendem a atuar como pontos iniciadores de corrosão por pites e entre grãos (FOLKHARD, 1988; GUNN, 2003).

## **3.4 Precipitação de fases nos AID**

Os aços inoxidáveis duplex são materiais com alto teor de elemento de liga o que pode provocar maior susceptibilidade à formação de fases denominadas intermetálicas quando esse tipo de material é submetido a ciclos térmicos em uma faixa de precipitação. Essas fases são prejudiciais para as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material e são mais comumente observadas em faixas de temperatura entre 300°C e 1000°C. (LONDOÑO, 1997; MENEZES, 2005). Na Figura 7 são representadas temperaturas gerais de precipitações de fases e a influência de elementos químicos na precipitação preferencial.



Figura 7 - Precipitações de fases em AID



Fonte: CHARLES; FARIA, 2008 apud DAMIN, 2017.

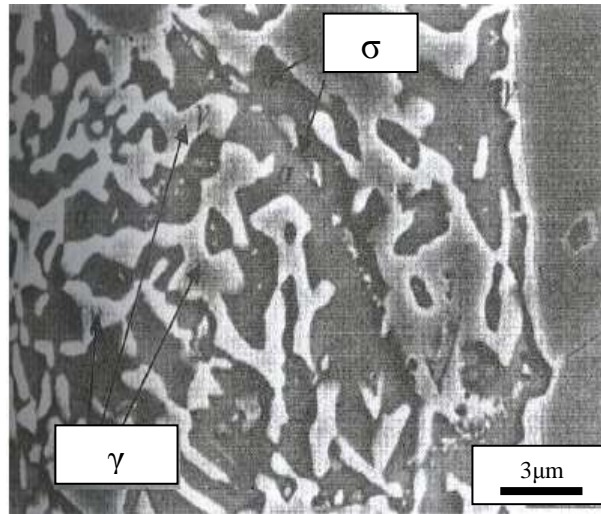
### 3.4.1 Fase sigma ( $\sigma$ )

A fase sigma é um composto intermetálico não magnético com estrutura tetragonal com 30 átomos por célula unitária, com elevada dureza (entre 900 e 1000 HV) e frágil à temperatura ambiente.

Essa fase é formada entre 600 e 950°C com precipitação mais rápida entre 700 e 900°C. A transformação ocorre nos primeiros minutos de envelhecimento e em aços superduplex a transformação de fase é mais acentuada, podendo ocorrer em tempos menores e maior faixa de temperatura. A fase sigma, visualizada na Figura 8, é resultado de transformação eutetoide da ferrita, formando também austenita secundária ( $\gamma_2$ ) mostrado na Equação 3:



**Figura 8 - Micrografia com presença das fases austenita secundária e fase sigma.**



Fonte: GIRÃO, 2008 apud LIMA, 2011.

Na formação de  $\sigma$  há rearranjo de Fe, Cr e Mo e como a fase sigma é rica nesses elementos, ela provoca diminuição do teor desses elementos nas outras fases, o que pode aumentar o efeito de corrosão das outras fases. Essa fase também diminui a tenacidade do material e pode ser propiciada a nuclear em regiões com defeitos cristalinos como contornos de grão, falha de empilhamentos, discordâncias, com ajuda de alta temperatura. O alongamento e o limite de escoamento também são diminuídos com formação de  $\sigma$  (AGUIAR, 2012; DIAS, 2012; SANTOS, 2014; MENEZES, 2005).

Precipitação de  $\sigma$  ocorre especialmente na interface ferrita-austenita, consumindo a ferrita, já que a fase sigma é rica em elementos ferritizantes e a difusão desses elementos é mais rápida, portanto mais propícia, na ferrita que na austenita (AGUIAR, 2012; DIAS, 2012; SANTOS, 2014; MENEZES, 2005).

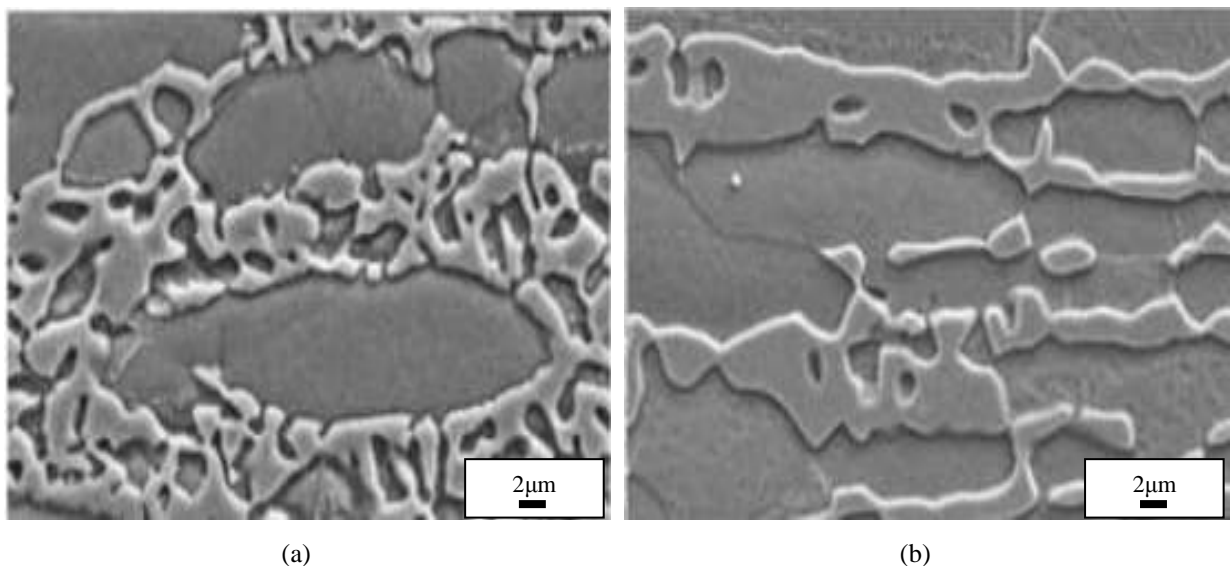
A quantidade de Mo tende a ampliar a faixa de temperatura em que a fase  $\sigma$  aconteça; já os altos teores de Cr e Mo conciliados aumentam velocidade de precipitação e volume dessa fase e Ni aumenta cinética de precipitação da fase pois diminui estabilidade da ferrita nessa temperatura (AGUIAR, 2012; DIAS, 2012; SANTOS, 2014; MENEZES, 2005).

Ligas com alto teor de N em solução sólida podem precipitar nitretos e a ferrita totalmente consumida para gerar fase sigma. A composição química, tempo de tratamento, temperatura de solubilização, nível de deformação a frio ou a quente e proporção entre fases

ferrita e austenita também influenciam na precipitação de  $\sigma$  (AGUIAR, 2012; DIAS, 2012; SANTOS, 2014; MENEZES, 2005).

A Figura 9 representa a influência de duas temperaturas distintas de solubilização na morfologia de fase sigma. Nesse caso, à temperatura de 750°C há precipitação mais descontínua devido à baixa taxa difusional, o que provoca maior tendência de nuclear em vários locais. Em 850°C a forma é mais compacta, devido principalmente, à alta taxa de difusão (POHL; STORZ; GLOGOWSKY, 2007).

**Figura 9 - Influência de diferentes temperaturas de solubilização na forma das fases austenita secundária e fase sigma.**



Temperaturas de solubilização: (a)750°C e (b)850°C.

Fonte: POHL; STORZ; GLOGOWSKY, 2007.

A formação de  $\sigma$  pode ser evitada com resfriamento rápido de soluções sólidas a altas temperaturas, o que favorece a formação de nitretos (AGUIAR, 2012; DIAS, 2012; SANTOS, 2014; MENEZES, 2005).

### 3.4.2 Nitretos de cromo ( $Cr_2N$ )

O nitrogênio é um elemento com baixa solubilidade em ferrita, se comparado com a fase austenita. Dessa forma, a precipitação dessa fase irá depender da quantidade de ferrita no

meio. Os nitretos se precipitam na faixa de 700 a 900 °C ou durante resfriamento da temperatura de solubilização.

Com alto teor de N, quando ocorre resfriamento rápido há sua supersaturação na ferrita com competição entre precipitação de Cr<sub>2</sub>N e austenita secundária. Quanto menor a taxa de resfriamento, maior o tamanho do precipitado de nitretos.

A presença desses nitretos precipitados tende a diminuir a tenacidade especialmente, assim como a corrosão por pites e eles se encontram especialmente nas interfaces entre os grãos de ferrita ou entre fases ferrita e austenita (MENEZES, 2005; SANTOS, 2014).

### **3.4.3 Carbetos ( $M_7C_3$ e $M_{23}C_6$ )**

Sua precipitação ocorre especialmente a baixas temperaturas, o que pode afetar a resistência à corrosão entre grãos. Esses carbonetos podem ser das formas M<sub>6</sub>C , M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> e M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Os carbetos do tipo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> são a ocorrência mais comum de precipitados e aparecem na faixa entre 550 e 950°C, em tratamentos de solubilização e recristalização. Entre 650 e 700°C essa precipitação ocorre a uma taxa maior, sendo possível nas interfaces ferrita-austenita, contornos de grão de ferrita-ferrita, podendo também em contornos de macla e inclusões.

O formato desses carbetos depende da temperatura de precipitação. A temperaturas menores o formato, em geral, é fino e contínuo. Entre 600 e 700°C as partículas apresentam formato dendrítico. Já a altas temperaturas precipitados de formato globular podem ser gerados (MENEZES, 2005). Possibilitam a fragilização mas podem ser evitados a partir de resfriamento rápido do material a altas temperaturas (SANTOS, 2014).

#### **3.4.4 Fase chi ( $\chi$ )**

Uma fase frágil, com crescimento em temperaturas menores que da fase sigma. Formada entre 700 e 900°C, mas após um tempo de permanência nesse intervalo de temperatura essa fase se transforma em fase sigma.

*Fase chi* possui maior teor de Mo que a fase sigma e se nucleia principalmente na interface ferrita-austenita. É frequente coexistência com fase sigma e é um composto que gera prejuízos à tenacidade (SANTOS, 2014).

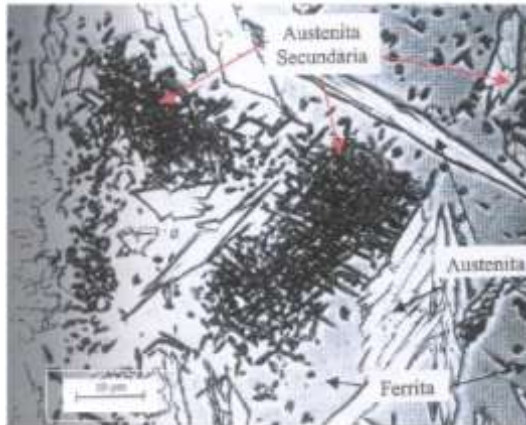
#### **3.4.5 Alfa primária ( $\alpha'$ )**

Esse composto é paramagnético, rico em Cr, com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). O precipitado ocorre entre 300 e 500°C e está relacionado com o efeito de fragilização a 475°C. A  $\alpha'$  é responsável pelo aumento do limite de escoamento e da dureza do material, assim como pela diminuição da tenacidade e da resistência à corrosão localizada (SANTOS, 2014).

#### **3.4.6 Austenita secundária ( $\gamma_2$ )**

Com a precipitação da fase sigma há consumo de Cr e Mo no metal. Essas regiões ficam desestabilizadas, o que propicia a precipitação de austenita secundária com teor de Cr e Mo inferiores ao da austenita primária. A  $\gamma_2$  pode ser nucleada no interior da fase ferrita ou a partir da modificação da austenita primária. Na Figura 10 é mostrada micrografia de austenita secundária.

**Figura 10 - Micrografia de estrutura de uma liga superduplex.**



Fonte: GIRÃO, 2008 apud LIMA, 2011.

A  $\gamma_2$  tem estrutura lamelar, em maiores temperaturas as lamelas são mais grossas. Em temperaturas muito altas há dificuldade para formar novas superfícies já que para ocorrer difusão entre as fases a distância a ser percorrida é muito grande, o que proporciona a formação de aglomerados espalhados no material, em oposição a lamelas.

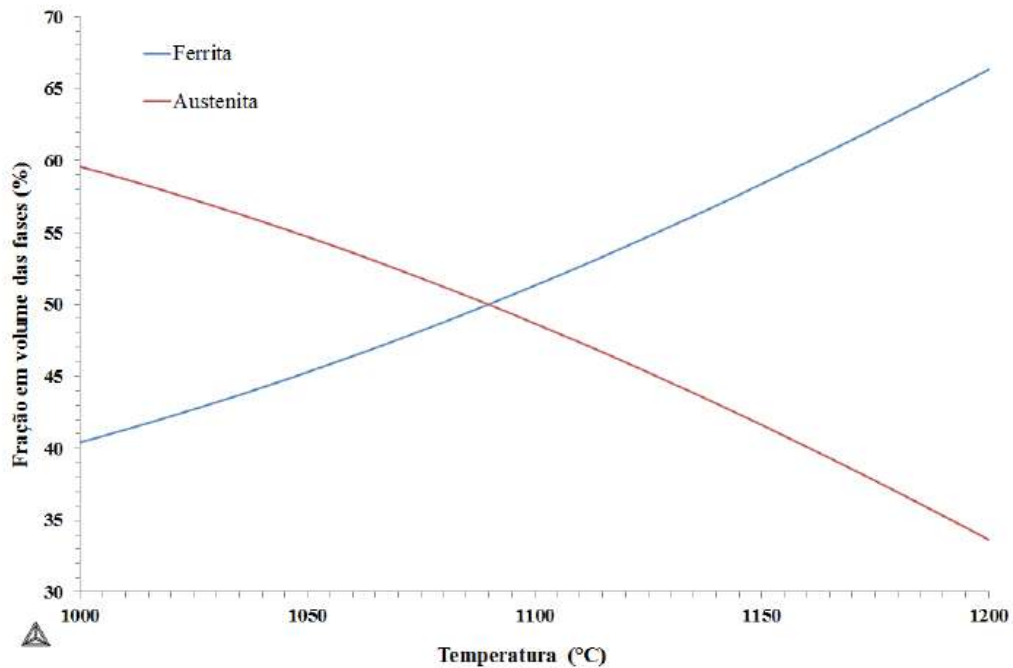
Esse composto diminui a resistência à corrosão porém melhora a tenacidade do material (SANTOS, 2014; DIAS, 2012).

### **3.5 Processamento Térmico dos AID**

Nos AID o percentual de cromo e níquel na estrutura devem ser controlados para que a microestrutura dos AID, formada por ferrita e austenita, seja balanceada em 50% de cada fase, o que é dificultado pela estrutura ser metaestável a temperatura ambiente. O tratamento de solubilização com resfriamento a água é uma técnica simples para que isso ocorra (JUNIOR, 2016).

No campo formado por ferrita e austenita a quantidade relativa das fases pode ser controlada com seleção das temperaturas de aquecimento. Geralmente, a solubilização entre 1200 e 1000°C, gera as fases ferrita e austenita e, com a diminuição da temperatura, a maior fração em volume é de austenita (NILSSON, 1992). Na Figura 11 pode ser percebida a relação entre fração volumétrica de fases e a temperatura de solubilização.

Figura 11 - Fração em volume das fases do aço SAF2205 calculadas pelo ThermoCalc.



Fonte: JUNIOR, 2016.

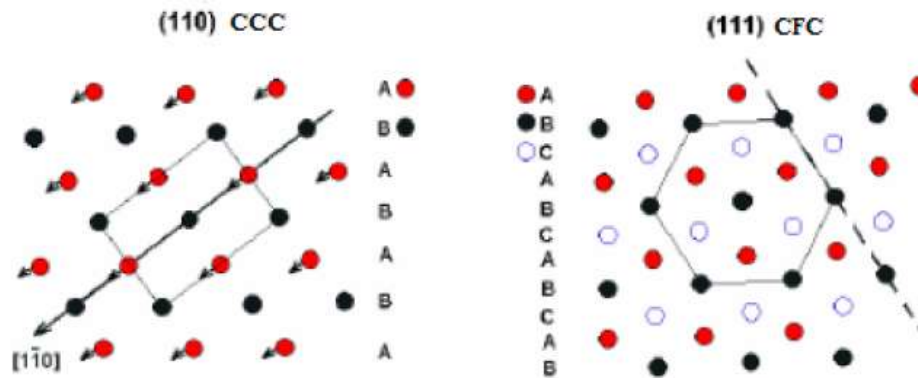
A formação da estrutura duplex ocorre pela nucleação heterogênea de austenita seguido de crescimento. Alguns defeitos criados durante a têmpera, como linha e ponto, servirão de núcleos heterogêneos para que posteriormente a austenita seja formada (SOUTHWICK; HONEYCOMBE, 1980). O processo de deformação por cisalhamento também pode propiciar a formação de austenita a partir da ferrita, sendo um processo adifusional com manutenção da composição química inicial da ferrita (NILSSON, 1992).

### 3.6 Transformação Martensítica Reversa

A transformação martensítica ocorre quando, a partir de um campo austenítico, um aço carbono é resfriado rapidamente sem que haja tempo para transformação difusional e mesmo assim a ferrita é formada. Transformação martensítica é um termo utilizado, portanto, para serem descritos produtos sem transformação difusional, quando os movimentos individuais dos átomos são menores que os espaços entre esses átomos. Esse tipo de transformação pode ser denominado também de transformação militar (PORTER; EASTERLING; SHERIF, 2008).

A transformação martensítica reversa, em que a ferrita (CCC) é transformada em austenita (CFC), pode ocorrer com um mecanismo de transformação em que o cisalhamento viabilize o processo (MACLAREN et al., 2006). A Figura 12 representa a transformação de estrutura CCC e CFC.

**Figura 12 - Esquema de um processo de transformação CCC em CFC.**



Fonte: MACLAREN et al., 2006.

A transformação de ferrita em austenita em AID foi comparada com a transformação reversa em aços baixa liga por Kuo (1955) apud Forgas Junior (2016), fato que foi discutido por Southwick e Honeycombe (1980) quando foi percebida a semelhança morfológica entre austenita dos AID e ferrita proeutetoide dos aços baixa liga. Ensaios de tração em ambiente com temperatura ambiente feito por MacLaren et al. (2006), mostraram também a transformação reversa ocorrendo sem aquecimentos, que poderiam ativar termicamente o material.

Para que ocorra a transformação é necessária especialmente considerar a energia livre de Gibbs e a energia necessária para nuclear e crescer uma nova fase no material. A primeira considera que a variação de energia livre ser nula para ocorrência de transformação e a segunda pode tratar de aquecimento ou resfriamento ou forças de cisalhamento no material (FORGAS JUNIOR, 2016).

Tamanho de grão e quantidade de defeitos afetam a transformação reversa. A interação entre ferrita e austenita no processo também é complexa, pois no início da



transformação a ferrita é a fase mais resistente, porém, com o encruamento progressivo da austenita, a carga de deformação aplicada é compartilhada entre as duas fases (NILSSON; CHAI, 2012).

### **3.7 Fresamento**

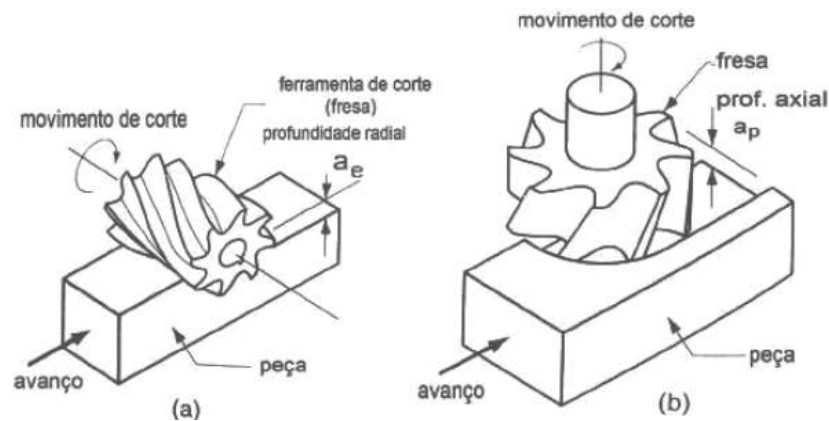
Nos mais variados setores industriais a produção de peças em alto volume e com complexas dimensões tem ampliado a demanda com o passar dos anos. Processos que produzam peças com os menores defeitos superficiais e que agreguem menores custos também são alguns fatores bem significativos. O processo de usinagem é uma operação de corte que, por sua versatilidade, tende a atrair diversos fabricantes ao acatar exigências no fabrico de peças diversificadas (BARBOSA, 2014).

O fresamento é uma operação de usinagem que utiliza várias arestas de corte com movimento rotativo de uma ferramenta denominada fresa. Esse processo se diferencia dos outros métodos de usinagem que utilizam a rotação de ferramentas pelo trabalho de somente uma fração das arestas de corte e pelo movimento da ferramenta e da peça a ser fresada. Graças a essa característica, peças com geometrias diversas, tamanho e complexidade podem ser produzidas (AGOSTINHO; VILELLA; BUTTON, 2004).

O equipamento de fresamento é denominado fresadora, a ferramenta de corte é a fresa e as arestas de corte chamadas dentes. Por ser uma operação intermitente, a cada rotação os dentes alternam o contato com a peça e por isso forças de impacto e variação de temperatura ocorrem, o que requer ferramentas e dentes que resistam a esses elementos, além de máquinas com ótima fixação (WEINGAERTNER; SCHROETER, 2002).

Uma das classificações de fresamento é de acordo com o eixo da ferramenta e o percurso da ferramenta (avanço). Podem ser denominadas então os tipos base que são o fresamento cilíndrico tangencial ou periférico, e o fresamento frontal ou faceamento. Além disso, a relação entre o sentido de rotação da fresa e seu movimento de avanço podem denominar a técnica como concordante ou discordante. A Figura 13 é uma representação dos dois tipos de sistema de fresamento mais comuns.

**Figura 13 - Principais métodos de fresamento em relação ao eixo da ferramenta e seu percurso.**



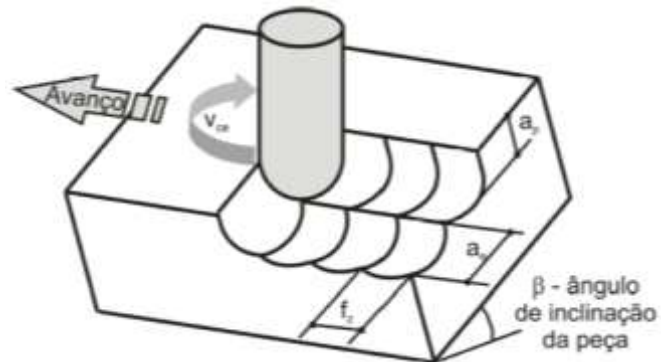
(a) Cilíndrico tangencial, (b) Frontal

Fonte: KÖNIG; KLOCKE, 2002

Alguns parâmetros exigem maior atenção no fresamento. Eles serão descritos a seguir.

- Velocidade de corte ( $V_c$ ) – Velocidade tangencial da ferramenta devido ao movimento rotacional.
- Avanço de corte ( $f$ ) - distância percorrida pela fresa a cada rotação, é perpendicular à direção de corte e se localiza no plano de trabalho. Quando há um número “z” de pastilhas, o avanço por dente ( $f_z$ ) é o valor de avanço total dividido por “z”.
- Profundidade ou largura de usinagem ( $a_p$ ) - medida da largura de penetração da ferramenta, em relação à peça, perpendicular ao plano de trabalho. A Figura 14 demonstra algumas grandezas do fresamento.

**Figura 14 – Representação de algumas grandezas do fresamento**



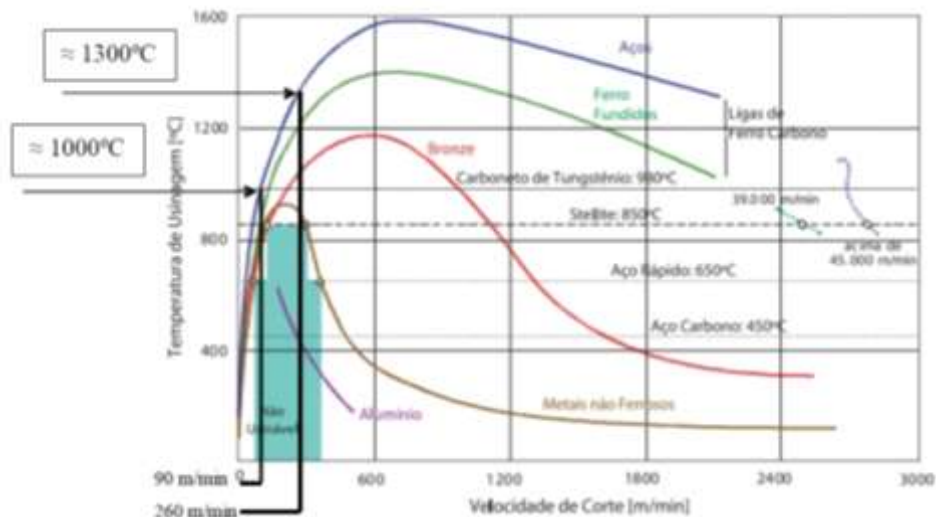
Fonte: HIOKI, 2013.

Altos avanços e velocidades de corte aumentam a efetividade do processo, pois o cavaco se torna mais uniforme e pela diminuição da pressão para o corte, menos energia é requerida.

### 3.7.1 Subsuperfície e Fresamento

No fresamento há geração de calor especialmente pela deformação e cisalhamento do cavaco no plano de cisalhamento e atrito entre a fresa e objeto a ser fresado e também com o cavaco (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2013). Os AI martensíticos podem dispor de endurecimento secundário e a indução de calor, como ocorre na fresagem, pode provocar reaustenitização e ocasionar a formação de martensita não revenida, endurecendo e fragilizando a peça (COSTA E SILVA; MEI, 2013). A energia gerada se transforma em térmica podendo acarretar no processo a presença de temperaturas de 1300°C em uma Vc de 260 m/min. Isso pode ser percebido na Figura 15.

Figura 15 – Temperaturas de usinagem e velocidade de corte em diversos materiais.



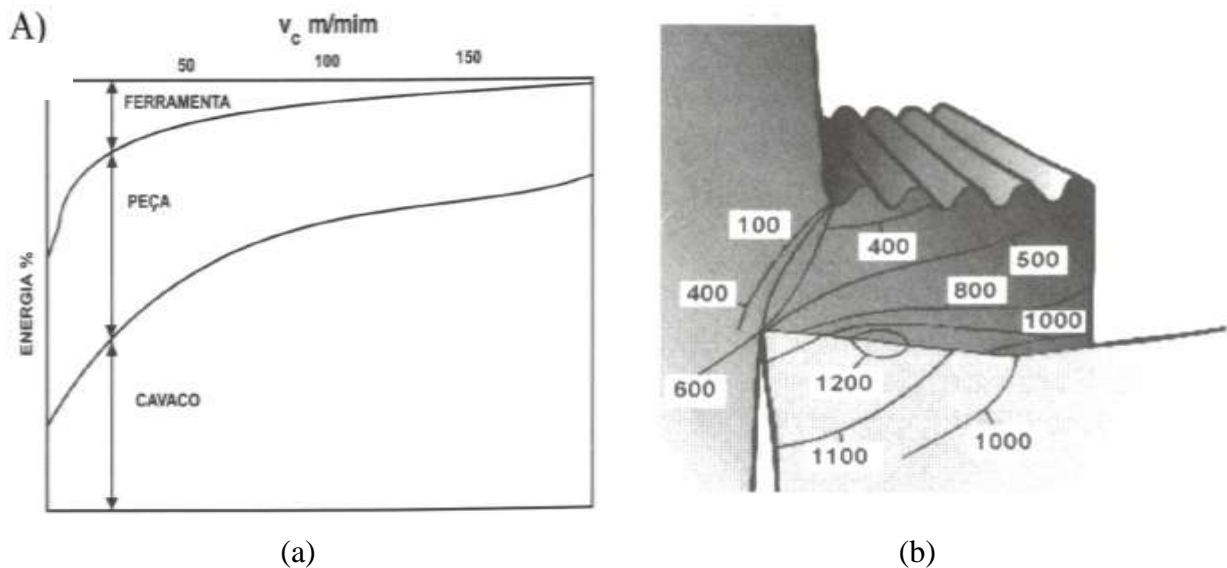
Fonte: FUJII, 2017.

A velocidade de corte tem alta influência na quantidade de calor em que a ferramenta, a peça e o cavaco irão receber. Com a mudança brusca de temperatura, a dilatação térmica,

mudança microestrutural da superfície e alteração na geometria podem ocorrer e acarretar danos à integridade da peça (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2013).

A Figura 16 (a) ilustra a variação da energia distribuída nos componentes do processo de fresamento e (b) a distribuição de temperatura em uma ferramenta.

**Figura 16 – Temperaturas na fresa e distribuição de energia de acordo com a velocidade de corte**



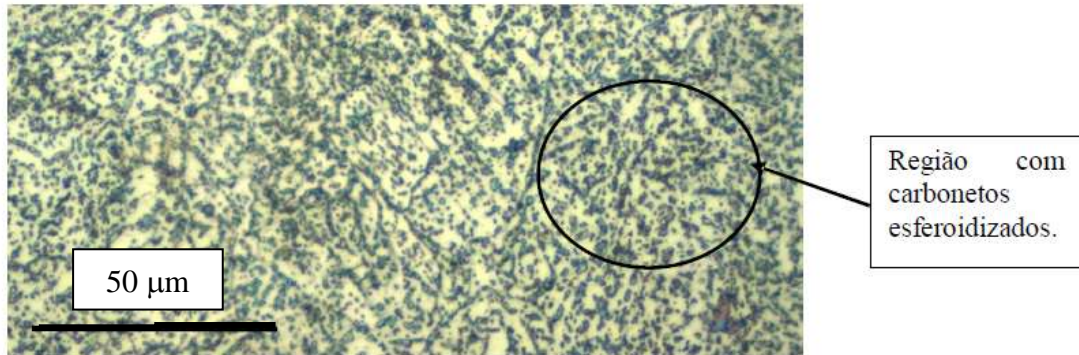
Fonte: DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2013.

Em materiais com alta condutividade térmica a dispersão dessa energia após o processo é rápida, o que diminui a probabilidade de problemas já presentes devido à baixa ductilidade do material ou a dilatação térmica. Nos materiais com baixa condutividade térmica os parâmetros como elevada  $V_c$  e avanço deformam mais o material e geram energia que podem ser prejudiciais à peça (THAMIZHMANII; HASAN, 2011).

Elevado valor de avanço no fresamento também é um fator que pode modificar a microestrutura do mesmo como pode ser percebido por Fujii (2017). As Figuras 17, 18 e 19 revelam, após fresagem, a dissolução de carbonetos que se encontravam na peça em estado não esferoidizado em um aço inoxidável AISI 420. O aumento da temperatura na superfície proporciona a energia necessária para ocorrer a dissolução dos carbonetos, mudando a microestrutura da peça.

A Figura 17 é uma microscopia do aço inoxidável AISI 420 que demonstra a microestrutura da peça, com a presença de carbonetos esferoidizados em uma região que não estava sob efeito da fresagem.

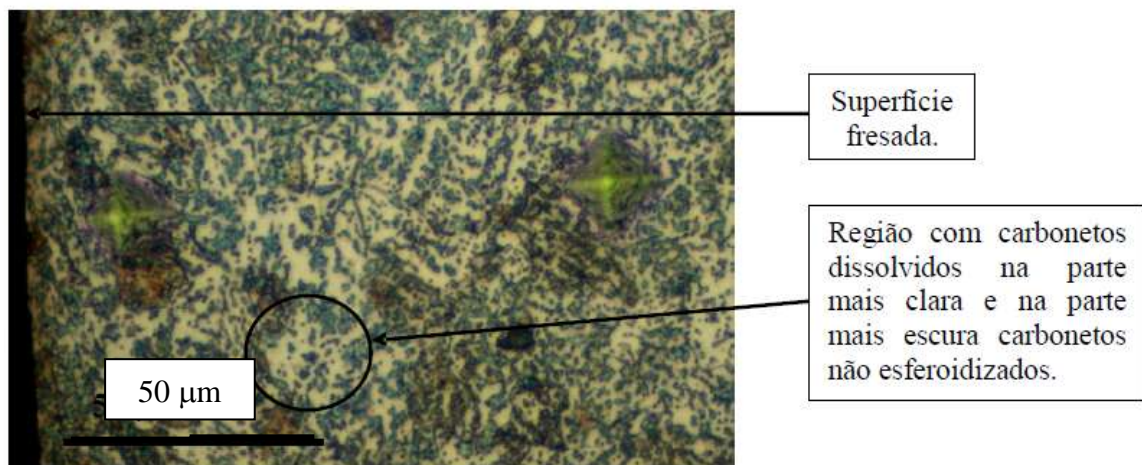
**Figura 17 – Microestrutura do aço inoxidável AISI 420 com presença de carbonetos esferoidizados**



Fonte: FUJII, 2017.

A Figura 18 é uma microscopia do aço inoxidável AISI 420 que demonstra a microestrutura da peça em uma região próxima à superfície de fresagem. Nessa figura pode ser percebida a presença de carbonetos não esferoidizados e dissolvidos, diferindo da microestrutura já apresentada da peça sem influência de fresagem.

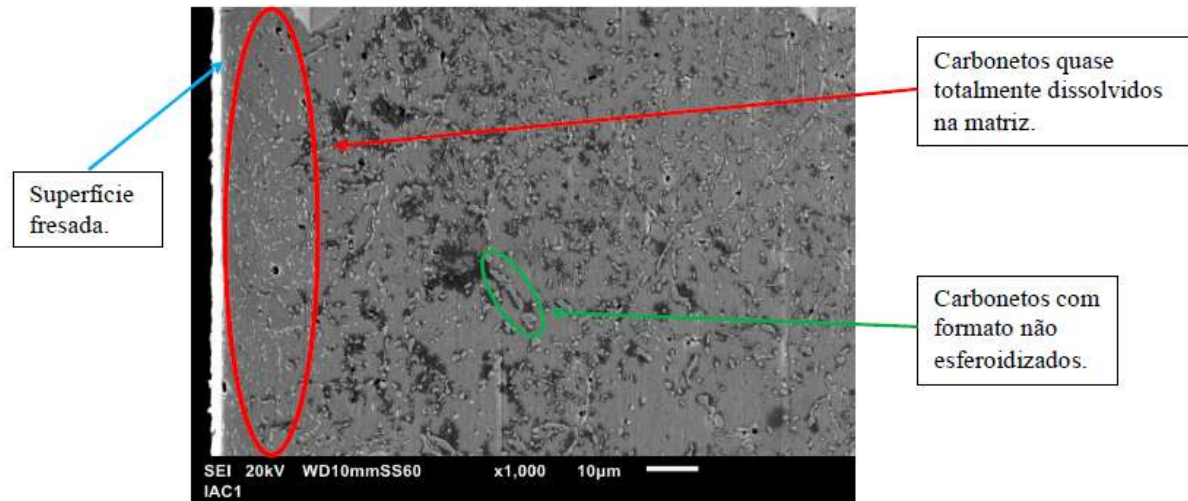
**Figura 18 – Microestrutura do aço inoxidável AISI 420 com presença de carbonetos dissolvidos**



Fonte: FUJII, 2017.

A Figura 19 apresenta o MEV do aço inoxidável AISI 420 em uma região próxima à superfície de fresagem. Na área de alta proximidade dessa face, a dissolução dos carbonetos é completa, já em uma localidade mais distanciada os carbonetos se encontram não esferoidizados.

**Figura 19 – MEV próximo à borda fresada do aço inoxidável AISI 420**



Fonte: FUJII, 2017.

Em geral a alta velocidade de corte e baixa velocidade de avanço são condições mais abusivas para o processo de fresamento. A alta velocidade de corte tende a aumentar a temperatura do processo e conseqüentemente da peça e a baixa velocidade de avanço provoca maior cisalhamento no material e conseqüentemente deformação por cisalhamento.

### ***3.7.2 Deformações no fresamento***

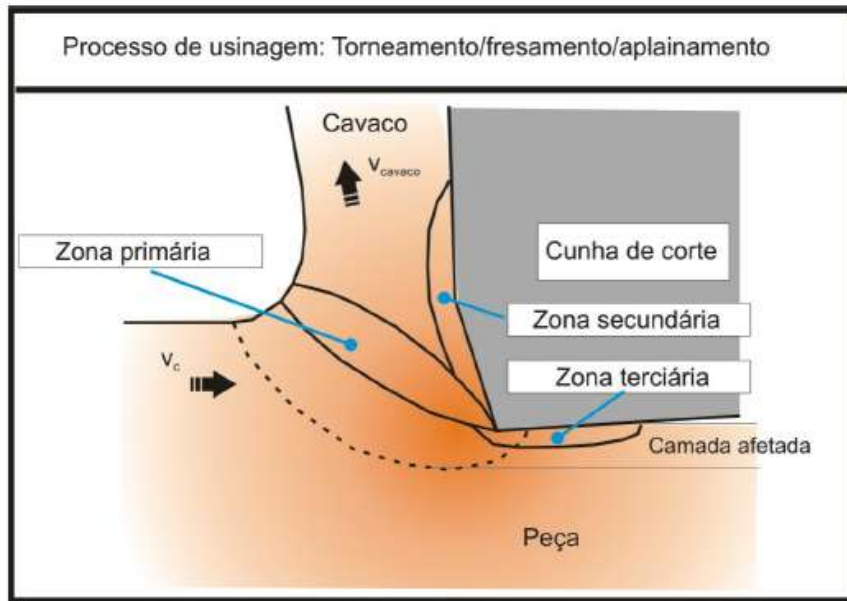
A deformação plástica originada em processos de usinagem pode levar ao encruamento de material, como ocorre com os AIs austeníticos (COSTA E SILVA; MEI, 2013). Na usinagem a formação de cavaco é formada a partir de inúmeras forças e deformações aplicadas na peça, esse processo percorre os passos (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2013):

- Uma porção do material da peça sofre deformações elástica e plástica devido à atuação da ferramenta;
- Com aumento das deformações, as forças cisalhantes se tornam elevadas até forçarem deslizamento entre o material a ser removido e a peça;
- Com a introdução da ferramenta, ocorre o cisalhamento completo ou parcial do cavaco, de acordo com o plano cisalhante mencionado;

- Há escorregamento da parcela de material que sofreu deformação e cisalhamento sobre a superfície da ferramenta.

A região de corte na peça recebe trabalho da usinagem na forma de calor e divide a peça em três principais regiões demonstradas na Figura 20.

**Figura 20 – Principais regiões afetadas pelo calor na usinagem**

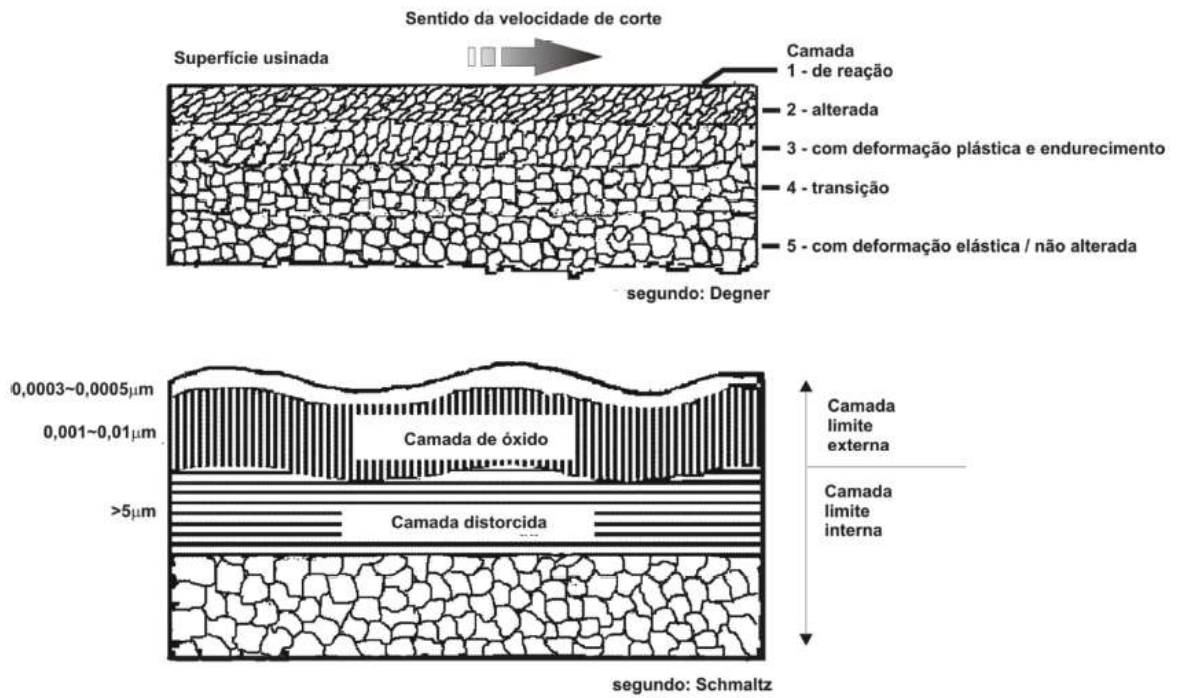


Fonte: HIOKI, 2006.

A zona primária corresponde à região com deformação e separação de cavaco, a zona secundária recebe o calor a partir do atrito entre cavaco e sua superfície de saída e a zona terciária devido à deformação da peça e atrito com a ferramenta (HIOKI, 2006).

A deformação plástica na transformação metalúrgica na peça ocorre principalmente pela aplicação de calor e de velocidade de corte no processo. À medida que a distância da região que sofreu usinagem aumenta, essas alterações já citadas vão se reduzindo até serem não mais percebidas (HIOKI, 2006). A Figura 21 representa a microestrutura superficial e suas mudanças após o processo de usinagem segundo dois autores.

Figura 21 – Microestrutura superficial após usinagem.



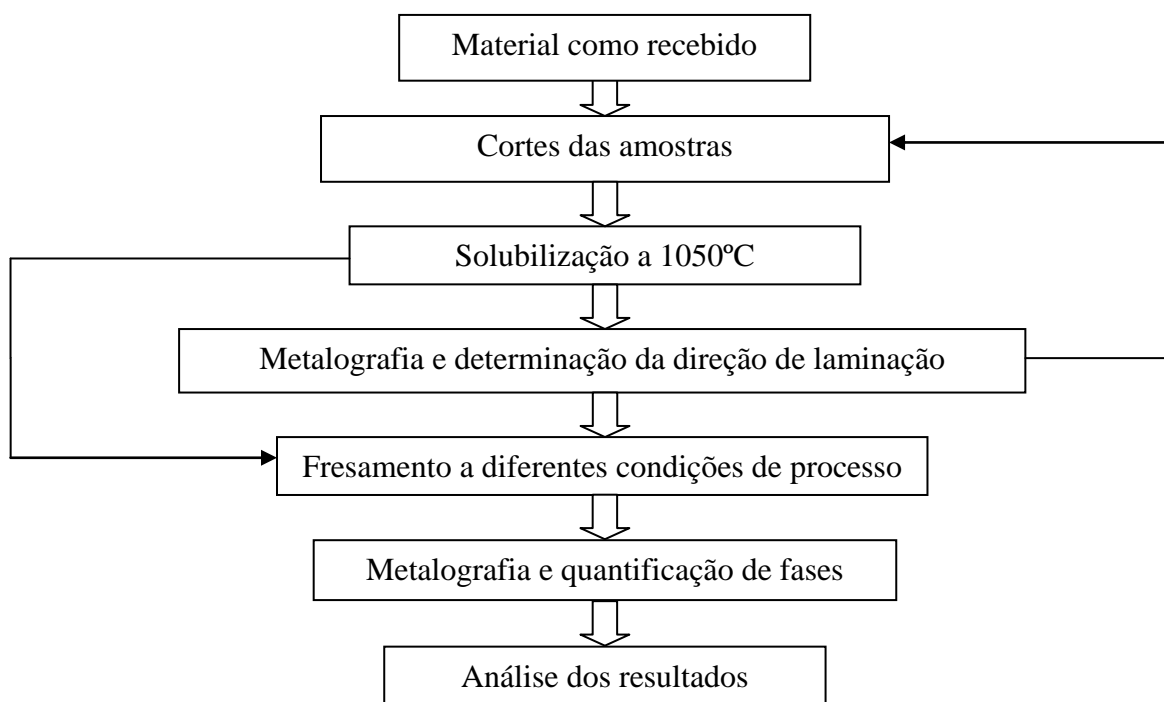
Fonte: DEGNER; SCHMALTZ apud BOEHS, 1992



## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos para realização da pesquisa foram executados nos Laboratórios do DEMAT (Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG) e estão representados na Figura 22 sendo detalhados nos tópicos a seguir.

**Figura 22 - Fluxograma da metodologia utilizada**



Fonte: Próprio autor.

### 4.1 Materiais

Foram utilizadas amostras prismáticas com dimensões de aproximadamente 10mm de largura, 15mm de altura e 100 mm de comprimento do aço inoxidável duplex 2205 laminado como recebido. A Figura 23 ilustra o material utilizado.

**Figura 23 – Imagens da peça**



(a)Tubo de AID recebido e direção do corte



(b) Prisma cortado e amostras embutidas

Fonte: Próprio autor.

## 4.2 Composição química

A composição química foi realizada pelo espectrômetro óptico de marca Shimadzu presente no Laboratório de Fundição do DEMAT e ilustrado na Tabela 2.

**Tabela 2 – Composição Química do aço inoxidável duplex 2205**

Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Cu
22,9	6,02	3,29	0,794	0,142	0,03	0,534	0,127

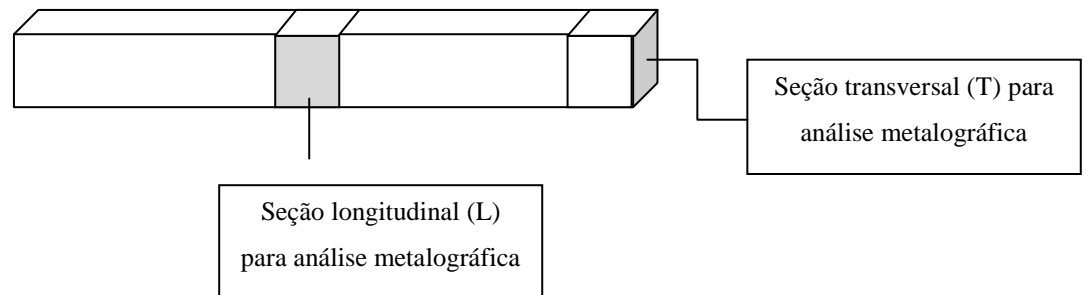
Fonte: Próprio autor

## 4.3 Corte e metalografia

Os cortes foram realizados na máquina de corte AROTEC modelo COR 80/2 disponível no Laboratório de Metalografia do DEMAT. A barra de material como recebido,

que foi denominada como CR pelo autor, recebeu cortes a fim de serem obtidas amostras de menores dimensões e com áreas superficiais transversais e longitudinais à barra CR. Essas seções foram posteriormente analisadas na metalografia. A Figura 24 representa um esquema de como ocorreram os cortes das amostras e quais regiões foram analisadas.

**Figura 24 - Representação da amostra como recebida e cortes realizados**



Fonte: Próprio autor.

Foram produzidas 4 amostras, de acordo com a Tabela 3.

**Tabela 3 – Características das amostras**

Denominação das amostras	Solubilizada	Como recebida	Corte
LCR- longitudinal como recebida		X	Longitudinal
TCR- transversal como recebida		X	Transversal
LSOL- longitudinal solubilizada	X		Longitudinal
TSOL- transversal solubilizada	X		Transversal

Fonte: Próprio autor.

A solubilização feita nas amostras LSOL e TSOL já citadas foi realizada no forno tipo mufla disponível no Laboratório de Tratamentos Térmicos do DEMAT, durante 1 hora de encharque a 1050°C, com resfriamento em água.

As quatro amostras foram embutidas na embutidora semiautomática de marca AROTEC modelo PRE30M e passaram pelo processo de lixamento nas lixas de 120, 240, 320, 400 e #600 e nas politrizes de 9 e 3 µm, ambas das marcas AROTEC e TECLAGO.

Posteriormente, o ataque superficial foi realizado por imersão com a solução Behara I (25 ml HCl, 0,25g K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub> e 5ml de água destilada) durante 10 s para revelação da microestrutura.

No ataque, o reagente Behara I utilizado possui alta volatilidade do Metabissulfito de potássio com o HCl, por isto foi necessário preparar a solução no momento do ataque. A primeira amostra revelou a microestrutura em um tempo de 10 s, porém, no decorrer do processo as amostras necessitaram de um tempo maior, a partir de 15 segundos aproximadamente para que a superfície fosse revelada. A solução após 1 minuto não atendia mais a função de reagente para o aço inoxidável duplex 2205.

Foi utilizado o microscópio óptico Kontrol para determinar a direção de laminação da barra como recebida. Com auxílio do software ImageJ foi executado também cálculo do percentual de fases de austenita e ferrita nas amostras. A média e desvio padrão das fases foram calculados com uso dos percentuais obtidos utilizando 13 imagens de cada amostra.

#### **4.4 DRX**

Para verificação das frases presentes foi realizada análise por DRX das amostras LSOL e TCR no equipamento XRD-7000 SHIMADZU presente no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMAT e os parâmetros operados se encontram na Tabela 4.

**Tabela 4 – Parâmetros do DRX**

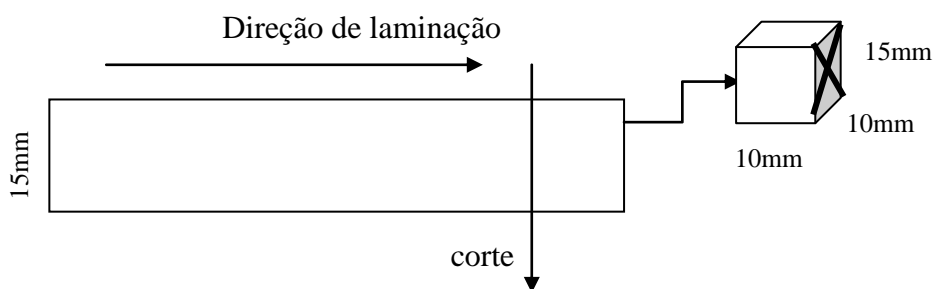
Parâmetros	Unidade	
Radiação	CuK $\alpha$	
Voltagem do tubo	40	KV
Corrente	30	mA
Modo de varredura	contínuo	
Espaçamento	0,02°	
Velocidade de varredura	1	Graus/minuto
Tempo de varredura por ponto	5	segundos
Ângulo inicial ( $2\theta$ )	30	Graus
Ângulo final ( $2\theta$ )	100	Graus

Fonte: Próprio autor

#### 4.4 Fresamento

Com a determinação da direção de laminação foram feitos cortes transversais à essa direção conforme ilustrada na Figura 25. Preparando 7 amostras com dimensões de 10x15x10mm e foram submetidas à metalografia na superfície demarcada com X na figura.

**Figura 25 – Ilustração dos cortes e da direção de laminação da barra**



Fonte: Próprio autor.

As amostras foram solubilizadas com os mesmos parâmetros citados anteriormente e a superfície de cada amostra foi submetida ao fresamento de topo no equipamento Discovery 560 disponível no Laboratório CNC do DEMAT com parâmetros de corte determinados na análise estatística fatorial por meio do software Minitab. Esses parâmetros são detalhados na Tabela 5.

**Tabela 5 - Parâmetros utilizados no fresamento**

Amostras	Velocidade de corte (m/min)	RPM	Avanço	Velocidade de avanço (mm/min)
TsolA	37	471	0,16	226
TsolB	100	1273	0,08	305
TsolC	250	3182	0,046	439
TsolD	250	3182	0,16	1527
TsolE	400	5092	0,08	1222
TsolF	400	5092	0,24	3666
TsolG	462	5881	0,16	2822

Fonte: Próprio autor

As amostras foram submetidas à metalografia e posterior revelação da microestrutura conforme os procedimentos realizados nas amostras anteriores, realizando em seguida a análise quantitativa. A média e desvio padrão das fases foram calculados com uso dos percentuais obtidos utilizando 14 imagens de cada amostra.

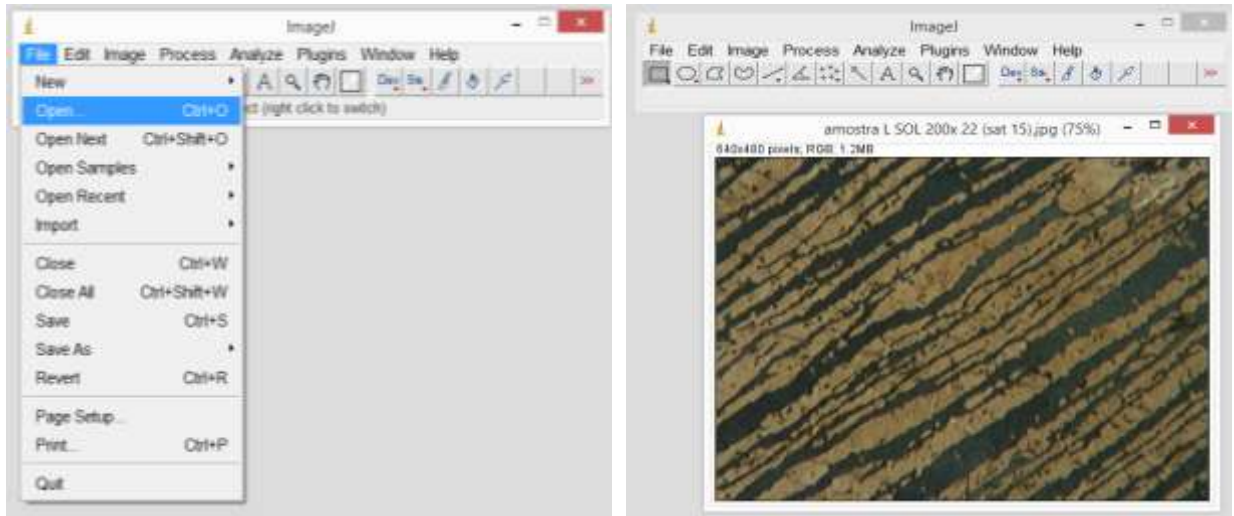
#### **4.5 Quantificação de fases**

Na quantificação percentual das fases foi utilizado o software ImageJ. Os procedimentos serão subdivididos e explicados nos tópicos a seguir.

##### ***4.5.1 Abertura da imagem***

A abertura das imagens foi feita através do *Menu principal* do programa, em *File* e *Open*.

Figura 26 - Abertura da imagem no software



I

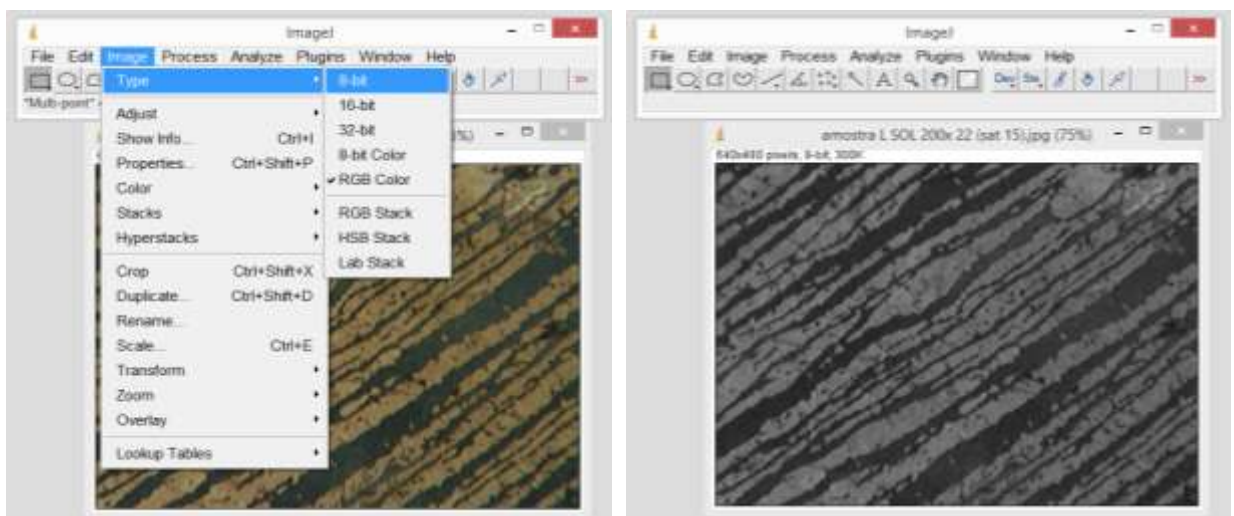
II

Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.2 Conversão da imagem para escala de cinza

Após a abertura da imagem é necessário fazer uma conversão de sua coloração inicial para escala de cinza. Essa escala irá permitir posteriormente a contagem por área de cada tom diferenciado e que se refere a cada uma das fases do material. Nessa etapa o procedimento foi feito acessando o *menu principal* → *Image* → *Type* → *8-bit*.

Figura 27 - Conversão para cinza.



I

II

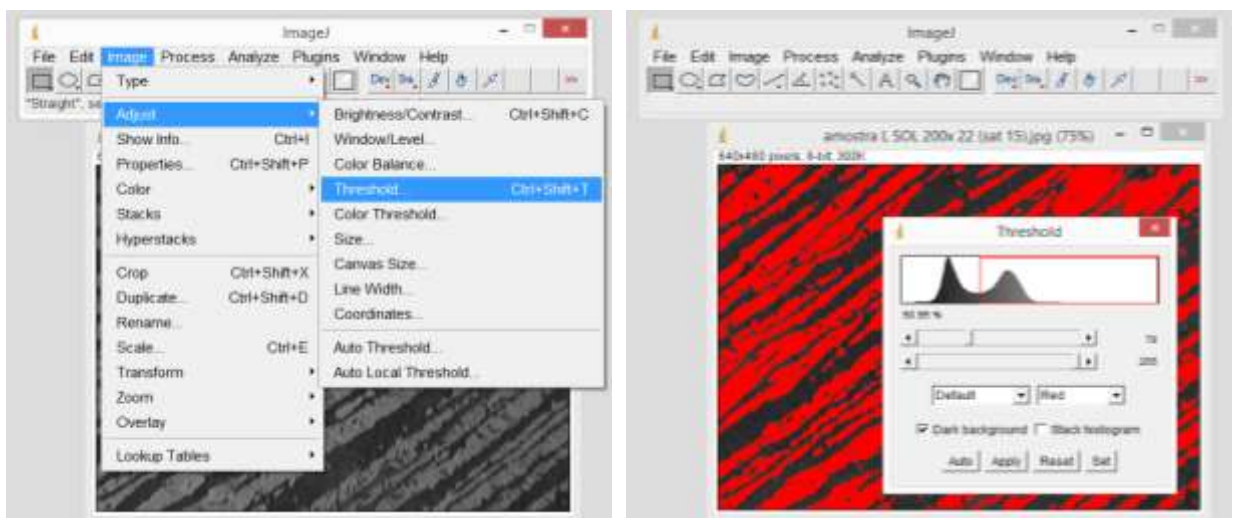
Fonte: Próprio autor.

### 4.5.3 Limiarização

Quando houve conversão da imagem para 8-bit ela foi transformada em vários tons de cinza. Na etapa atual a imagem será modificada para mostrar somente preto e branco. Foram seguidos os passos: *menu principal* → *Image* → *Adjust* → *Thereshold*.

Utilizando o ajuste padrão, na nova janela foram pressionados botões *Auto* e *Apply*, mantendo a janela *Dark Background* ativada.

Figura 28- Limiarização.



I

II

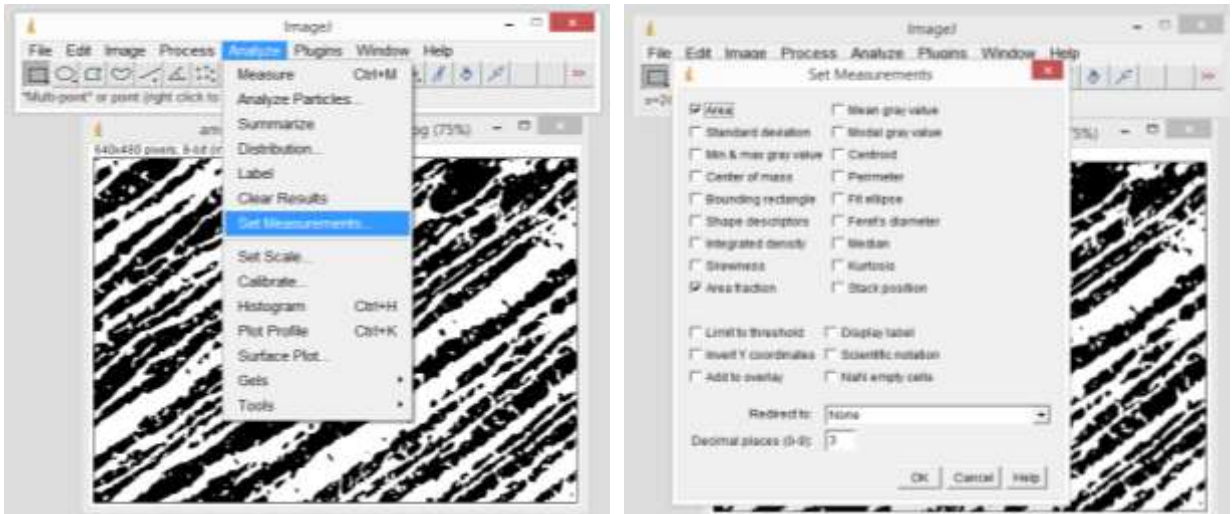
Fonte: Próprio autor.

### 4.5.4 Ajuste de parâmetros a serem medidos.

Por meio de *Analyse* → *Set Measurements*; serão determinados os parâmetros a serem medidos no programa. Na janela que aparecerá deverão ser selecionados somente *Area* e *Area fraction*.



Figura 29 - Ajuste de parâmetros



I

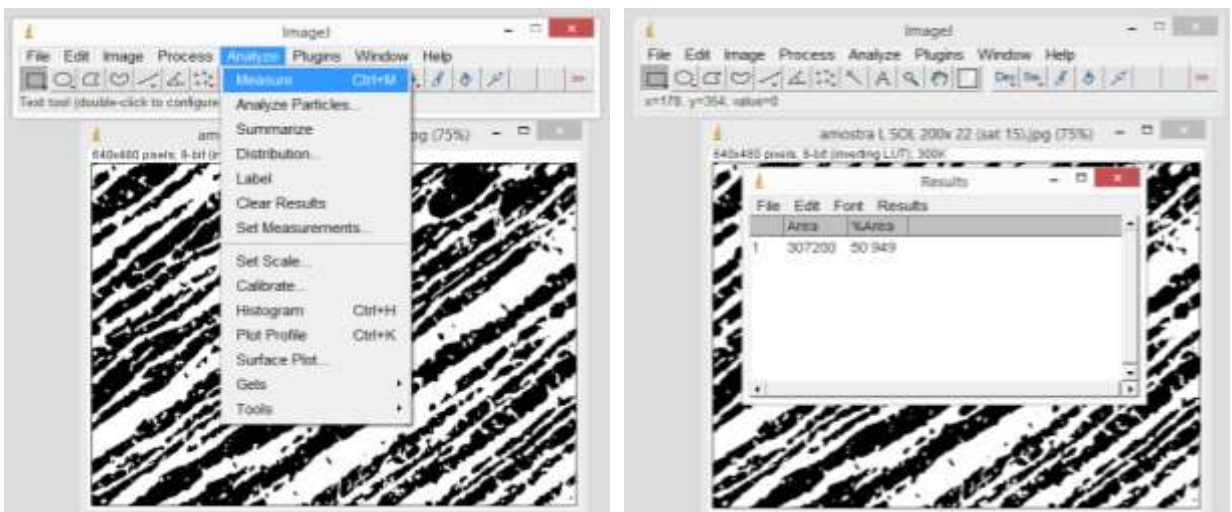
II

Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.5 Medição

A medição será feita por meio de *Analyse*→*Measure*. Esse procedimento mede a região preta da imagem, no caso da imagem exemplo, a parte identificada como preta será a austenita.

Figura 30 - Medição



I

II

Fonte: Próprio autor.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

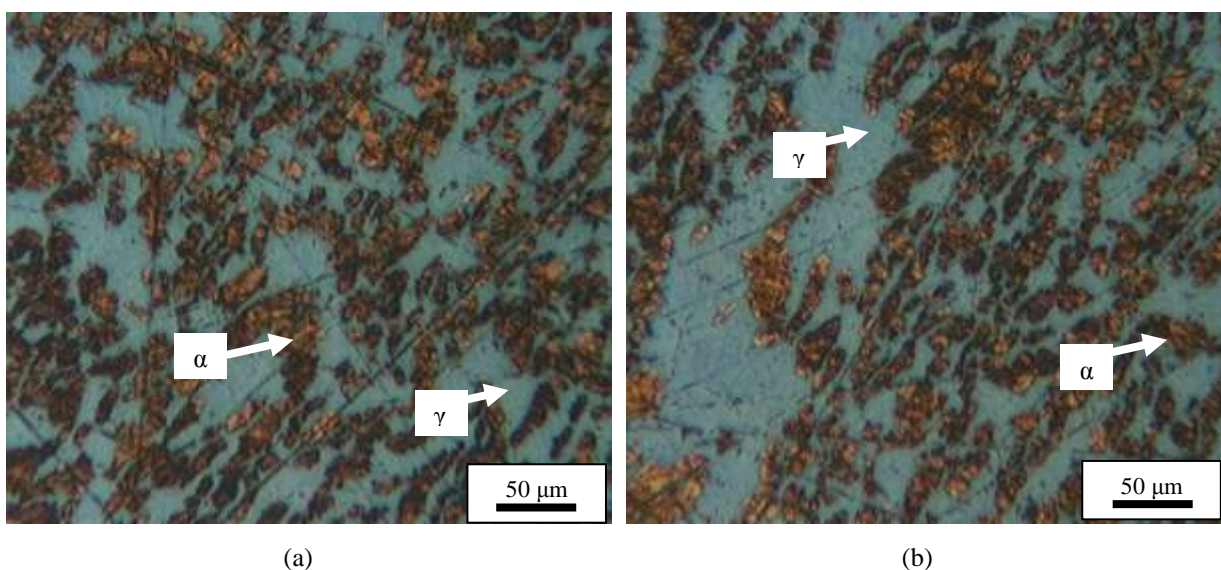
### 5.1 Análise da direção cristalográfica

A denominação realizada, como já indicada na Tabela 3, classificou os materiais como recebidos como: amostra TCR aquela com superfície atacada transversal à barra e LCR a com superfície atacada longitudinal à barra. Para as amostras solubilizadas a nomeação foi semelhante: amostra TSOL aquela com superfície atacada transversal à barra e LSOL a com superfície atacada longitudinal à barra. As Figuras 31 a 34 trazem algumas imagens coletadas na microscopia.

Com utilização de microscopia óptica, foram verificadas mudanças na coloração das amostras, mais azuladas ou mais escuras a depender do tempo de ataque e do tempo de exposição do reagente químico após sua preparação. Percebeu-se que algumas amostras atacadas logo após o preparo da solução apresentaram cores mais azuladas e outras com cores que definiam bem as fases.

A Figura 31 representa a amostra TCR. Percebe-se a austenita com coloração azulada e a ferrita na cor marrom, onde as ilhas de austenita se encontram com tamanhos não uniformes e sua distribuição na matriz não é regular.

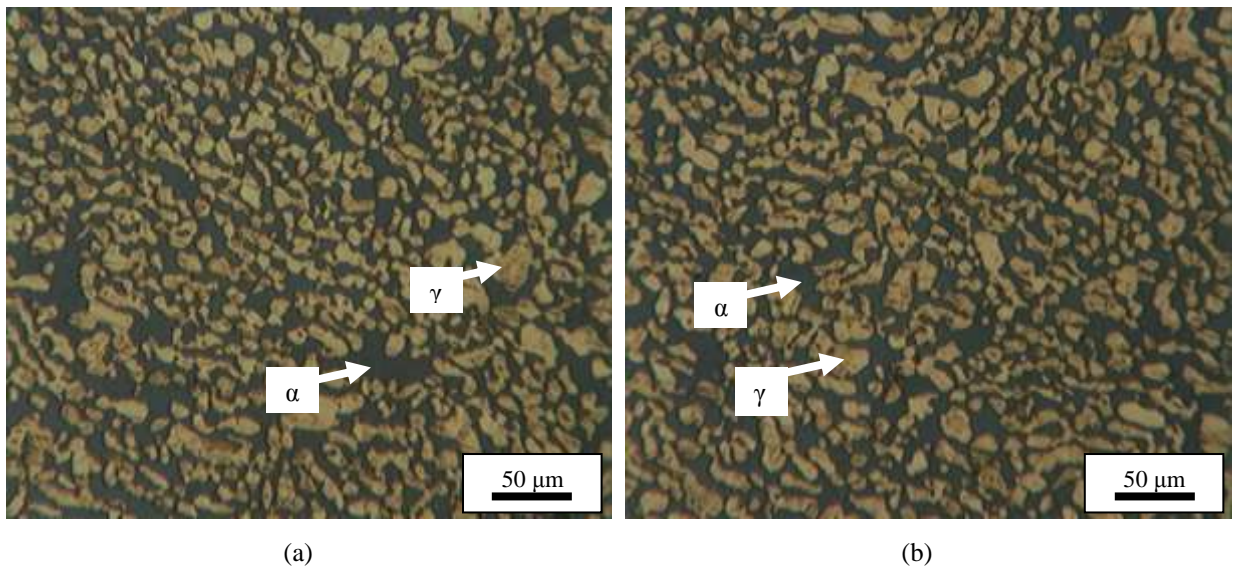
**Figura 31 - Amostras com corte transversal ao material como recebido sem solubilização (TCR).**



Fonte: Próprio autor.

A Figura 32 exibe a amostra TSOL, com mesma direção de laminação que a amostra TCR apresentada na Figura 31 anterior, porém após solubilização. Na Figura 32 percebe-se a matriz ferrítica mais escura com as ilhas de austenita mais claras, também a uniformidade de dimensão e de distribuição da austenita na matriz são bem evidentes. Esse fato comprova a eficácia da solubilização.

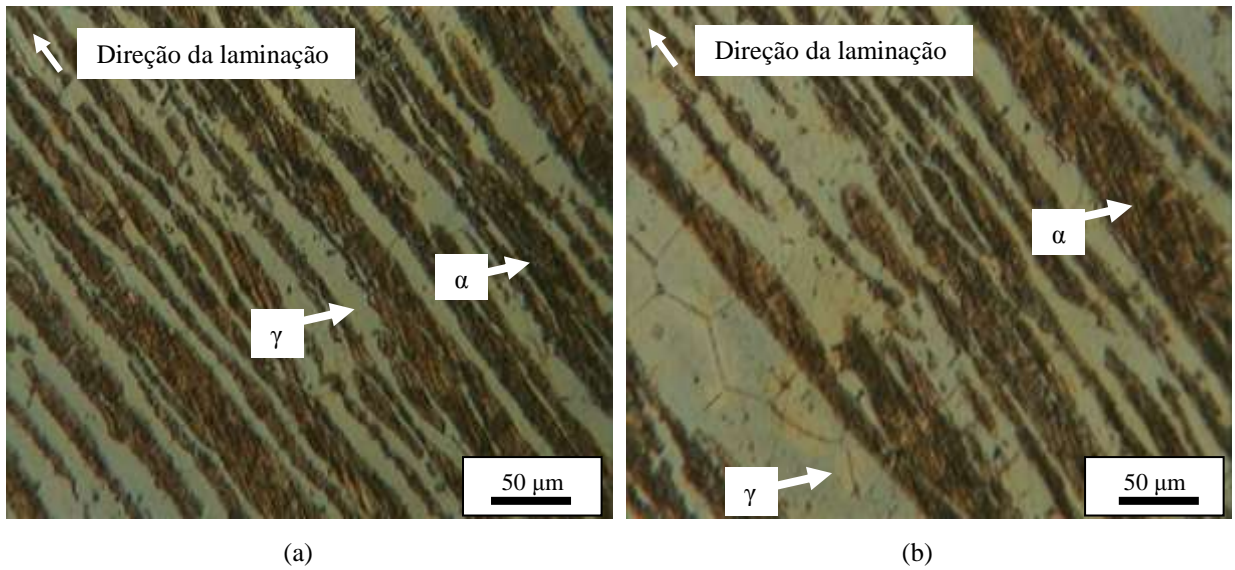
**Figura 32- Amostras com corte transversal ao material como recebido após solubilização (TSOL).**



Fonte: Próprio autor.

A Figura 33 mostra microestrutura da amostra LCR onde a matriz ferrítica é mostrada pela região mais escura e a região de austenita é representada pela fração clara. Nesse caso a dimensão dos grãos alongados de austenita diferem bastante, como pode ser percebido especialmente em (b).

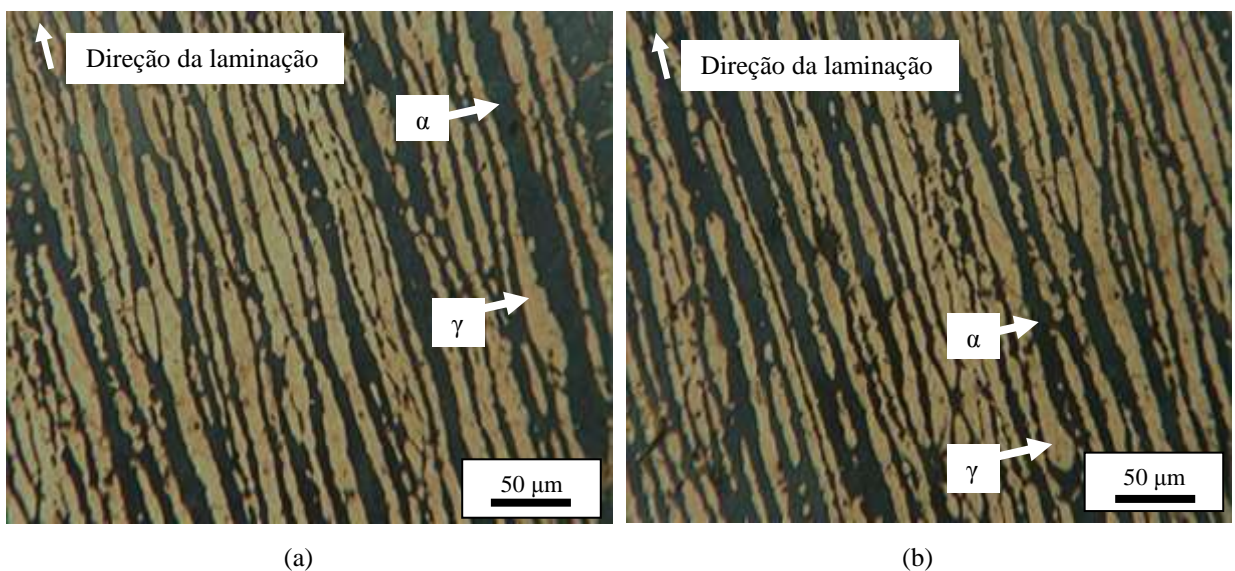
**Figura 33 - Amostras com corte longitudinal ao material como recebido sem solubilização (LCR).**



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 34 a microestrutura da amostra LSOL é apontada e, comparando com a Figura 33 anterior, nota-se a influência da solubilização entre as amostras. Na Figura 34 a austenita (região mais clara) possui dimensão dos grãos mais uniforme assim como a localização desses grãos, com distância intergranular com pouca variação de espaçamentos.

**Figura 34 - Amostras com corte longitudinal ao material como recebido após solubilização (LSOL).**



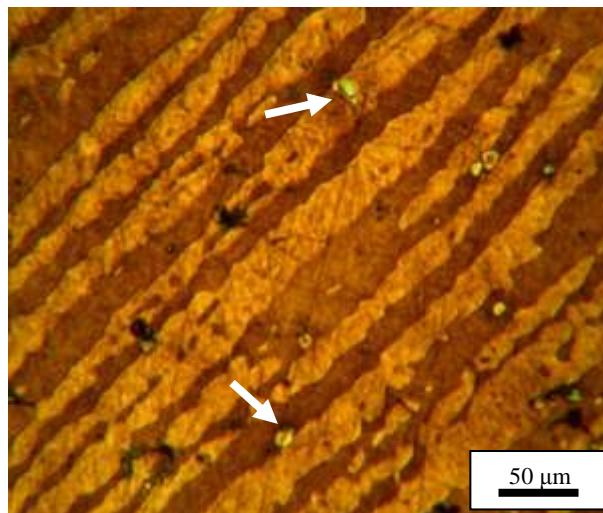
Fonte: Próprio autor.

Como foi percebido nas figuras anteriores, o aparecimento somente das fases ferrita e austenita se mostrou evidente nas amostras solubilizadas e a direção de laminação foi caracterizada com grãos alongados, sendo de grande importância para direcionar a face do fresamento das amostras, que forma perpendicular a esta direção.

## 5.2 Análise por DRX

Durante a análise das imagens foi percebida, nas amostras solubilizadas, a presença de alguns artefatos entre as ilhas de austenita e matriz ferrítica, como pode ser visto na Figura 35.

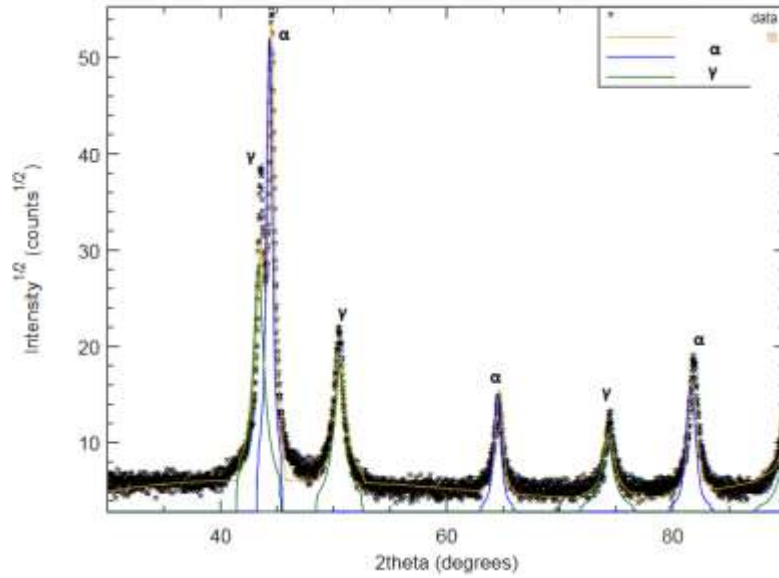
**Figura 35 - Amostra LSOL com grãos entre as fases de austenita e ferrita.**



Fonte: Próprio autor.

Realizou-se uma varredura por DRX para verificar as fases presentes nas amostras e se haveria algum composto intermetálico. O procedimento foi realizado nas amostras LSOL e TCR. A Figura 36 representa os picos representativos das fases austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ) na amostra L solubilizada.

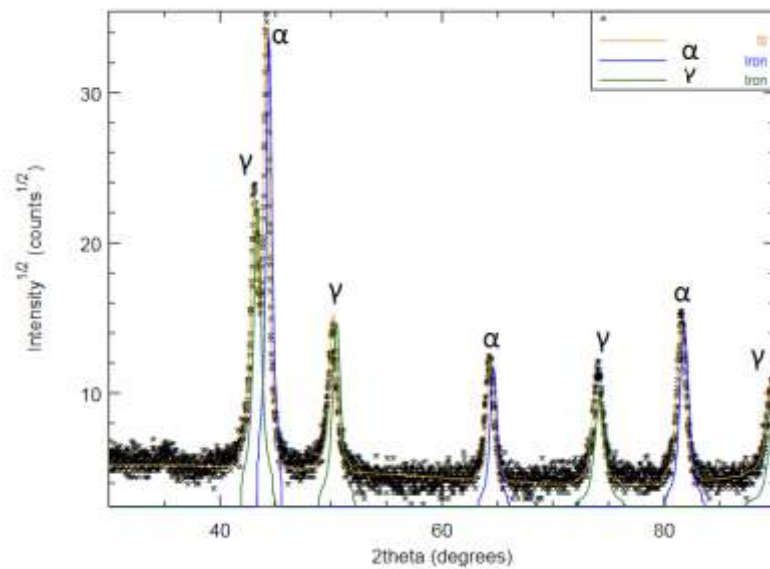
**Figura 36 - DRX amostra LSOL.**



Fonte: Próprio autor.

A Figura 37 representa os picos representativos das fases austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ) na amostra T como recebida.

**Figura 37 - DRX amostra TCR.**



Fonte: Próprio autor.

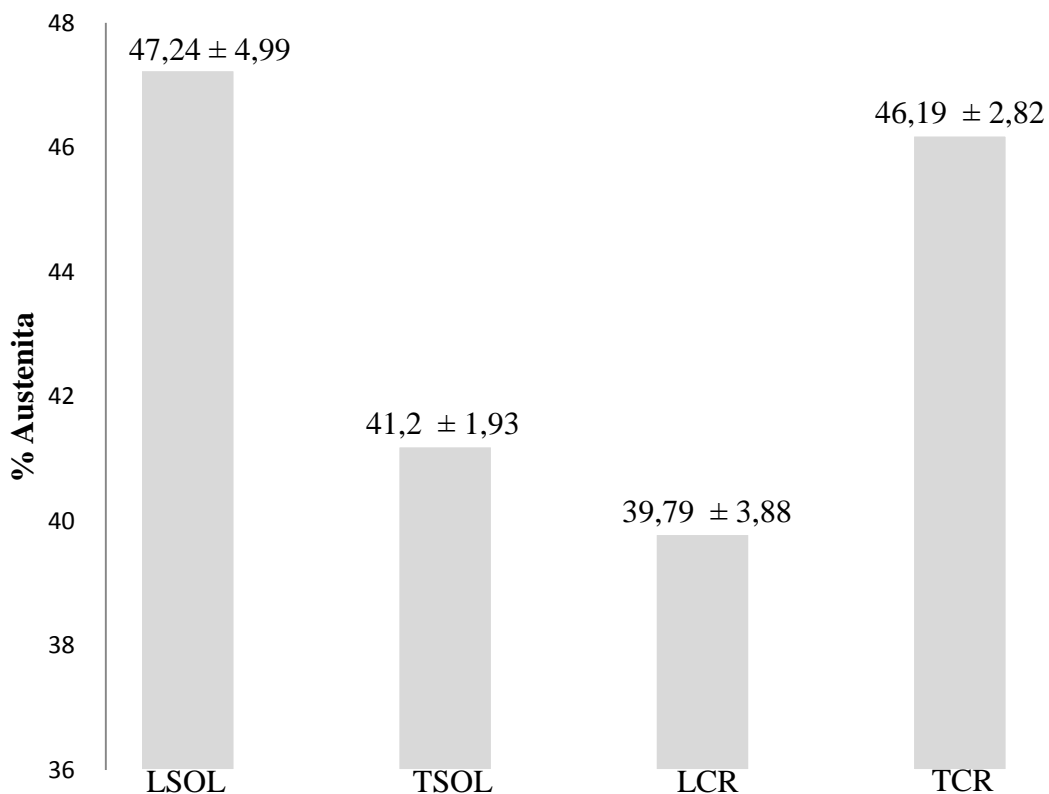
Os difratogramas de ambas as amostras do AID 2205 exibiram somente picos referentes às fases austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ) no material, contribuindo com a teoria de não

haver fases ou compostos intermetálicos presentes no material principalmente após a solubilização.

### 5.3 Quantificação de fases

O aço inoxidável duplex tem por excelência um balanço aproximado de 50% em volume das frações de austenita e ferrita. No processo inicial, foram realizadas quantificações de fases austenita e ferrita nas amostras LSOL, TSOL, LCR e TCR. Os resultados são mostrados na Figura 38.

Figura 38 - Percentual de austenita nas amostras como recebidas e solubilizadas.



Fonte: Próprio autor.

Como seria esperado de aços inoxidáveis duplex, o percentual das fases austenita e ferrita presentes foram balanceados, podendo ter uma fração mínima de até 40% de austenita, observando que a solubilização garantiu esta fração em ambas as amostras. Como pode ser percebido, o valor médio do percentual de austenita calculado para a amostra LCR foi o menor dentre todas, de 39,79%, com o desvio padrão de 3,88. Nesse caso, mesmo não sendo solubilizada atende à fração de equilíbrio, sendo assim a solubilização se deu somente para garantir a dissolução de algum carboneto que porventura poderia estar presente na matriz, por não conhecer a origem deste material que gerou as amostras.

#### **5.4 Metalografia das amostras fresadas**

No ataque das amostras fresadas ocorreu também a variação do tempo de exposição do reagente, devido à alta volatilização do HCl e do metabissulfito no reagente Behara I. As amostras que foram atacadas inicialmente necessitaram de um tempo menor para revelação da microestrutura, tempo esse de aproximadamente 10 s. As amostras posteriores, a partir de 15 segundos tiveram a superfície atacada, porém, várias soluções foram preparadas para ataque de todas as amostras.

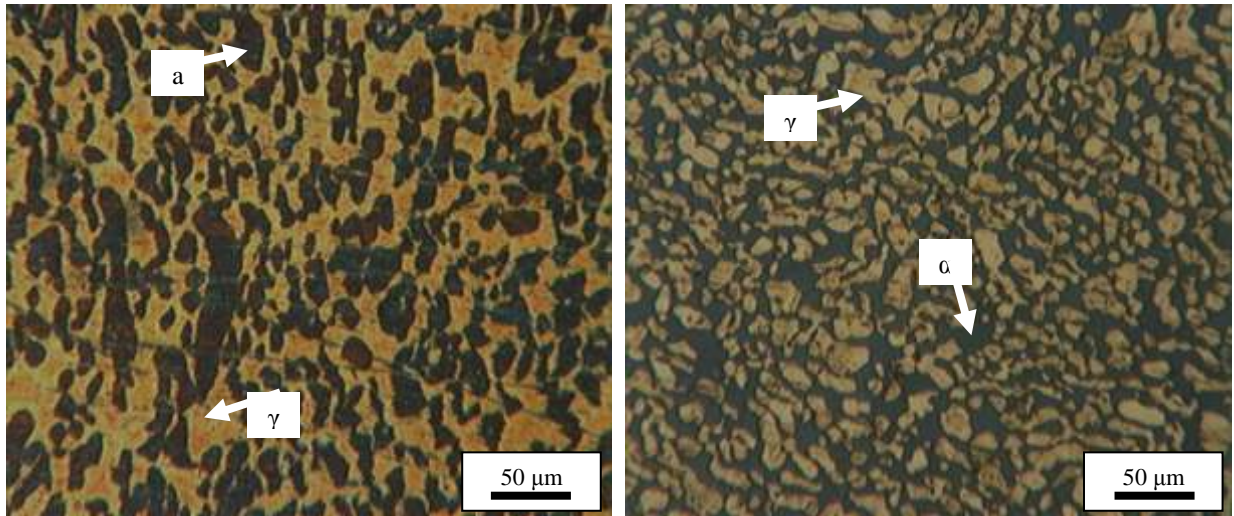
A coloração de cada uma delas também sofreu diferenças influenciadas especialmente pelo ataque químico. Algumas regiões das amostras foram evitadas na contagem das fases pois apresentavam manchas que poderiam influenciar nos resultados.

As Figuras 39 a 45 representam as microestruturas de todas as amostras fresadas preparadas.

A Figura 39 representa a microestrutura da amostra TsolA e da amostra TSOL. Como pode ser percebido houve permuta na forma da austenita (fase clara) pois na amostra TSOL essa fase se encontrava mais em formato de ilhas, já na amostra TsolA os grãos de austenita estão mais interligados.



**Figura 39 - Microestrutura das amostras Tso1A (a) e TSOL(b).**



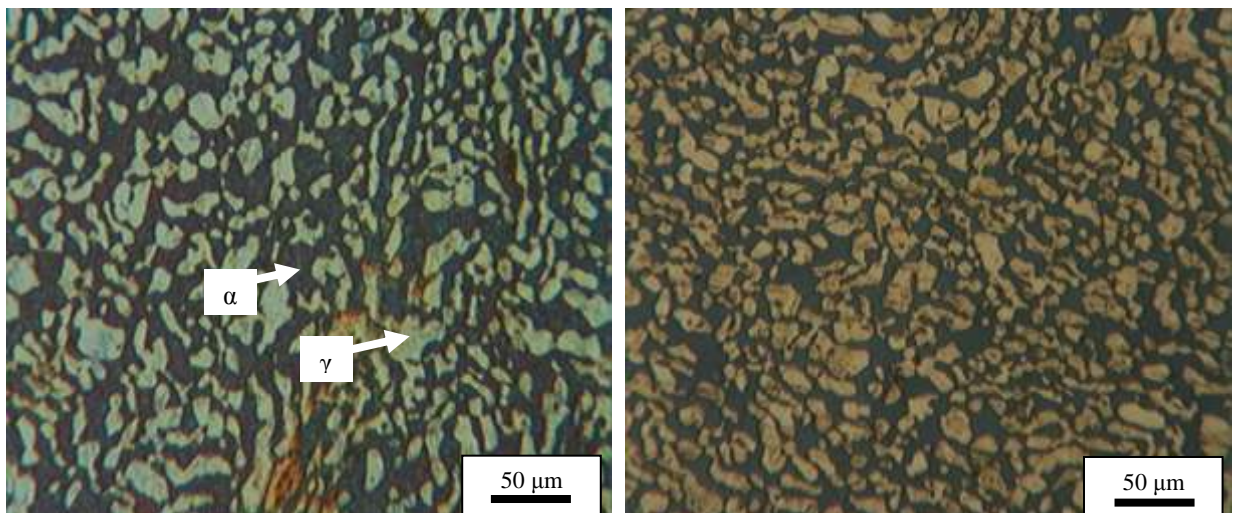
(a) 41,34 % austenita

(b)

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 40 a fase austenita na amostra Tso1B (fase clara) se encontra mais dispersa na matriz e aparentemente seus grãos apresentam-se com dimensões maiores que na amostra TSOL.

**Figura 40 - Microestrutura das amostras Tso1B (a) e TSOL(b).**



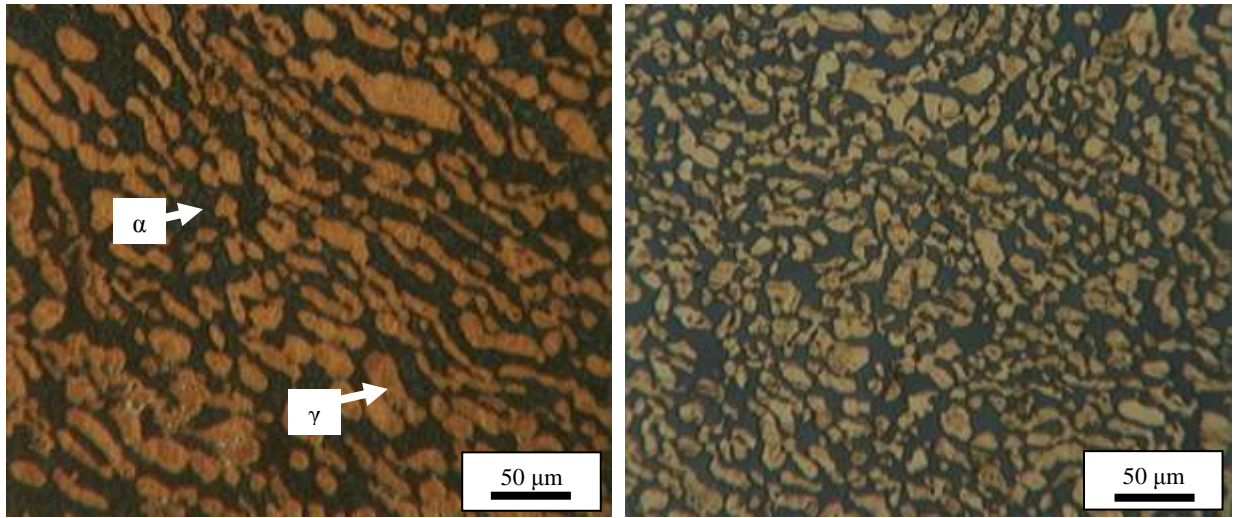
(a) 37,45% austenita

(b)

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 41 a amostra Tso1C os grãos de austenita se encontram com formatos aparentemente diferentes que TSOL. Em Tso1C a fração de austenita possui grãos mais alongados em uma direção e com dimensão maior que em TSOL.

**Figura 41 - Microestrutura das amostras TsoIC (a) e TSOL(b).**



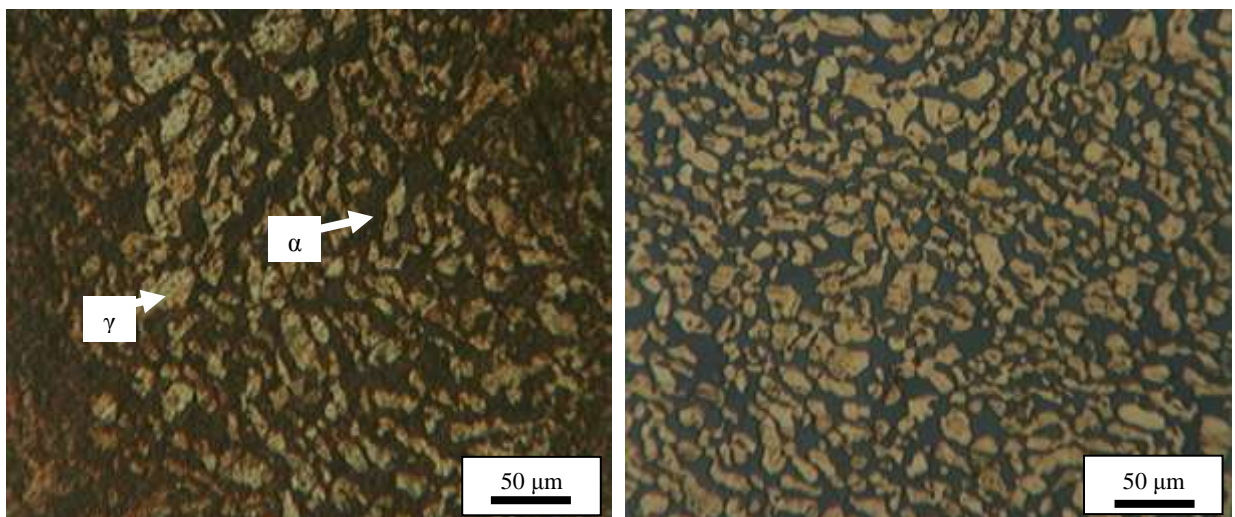
(a) 44,55% austenita

(b)

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 42 os grãos de austenita também possuem maior dimensão e alongamento, mas apesar disso são os que têm o formato mais aproximado das ilhas de austenita, se comparado com as Figuras 39, 40 e 41 anteriores. Na figura percebe-se também os sulcos que foram gerados no fresamento.

**Figura 42 - Microestrutura das amostras TsoID (a) e TSOL(b).**



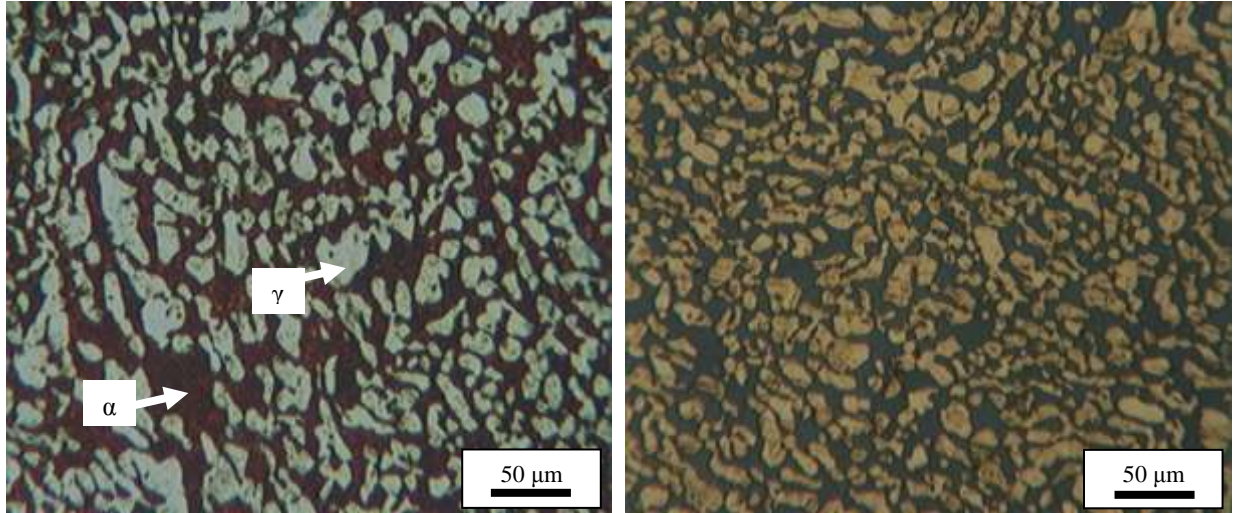
(a) 30,71% austenita

(b)

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 43 as ilhas de austenita estão mais grosseiras em TsoIE e a coloração é m diferenciada, especialmente pelo tempo de ataque.

**Figura 43 - Microestrutura das amostras TsoIE (a) e TSOL(b).**



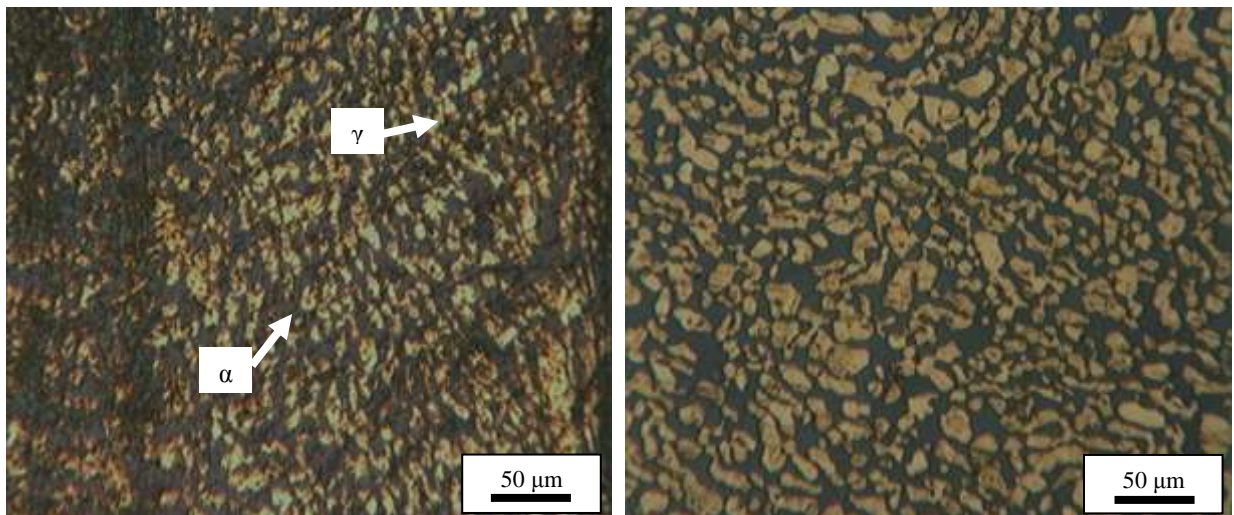
(a) 39,25% austenita

(b)

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 44 os grãos de austenita em TsoIF se encontram alongados em relação a TSOL, porém o tamanho e dispersão de grãos aparecem analogamente a TSOL.

**Figura 44 - Microestrutura das amostras TsoIF (a) e TSOL(b).**



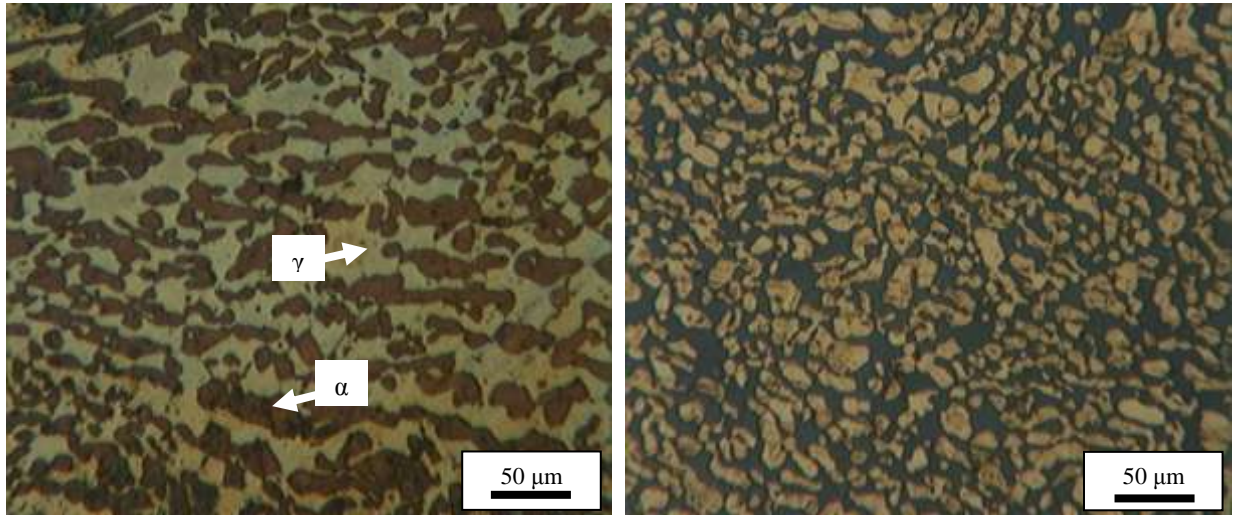
(a) 33,54% austenita

(b)

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 45 os grãos de austenita (fase mais clara) em TsolG possuem dimensões maiores que em TSOL mas o espalhamento se apresenta similar.

**Figura 45 - Microestrutura das amostras TsolG (a) e TSOL(b).**



(a) 41,25% austenita

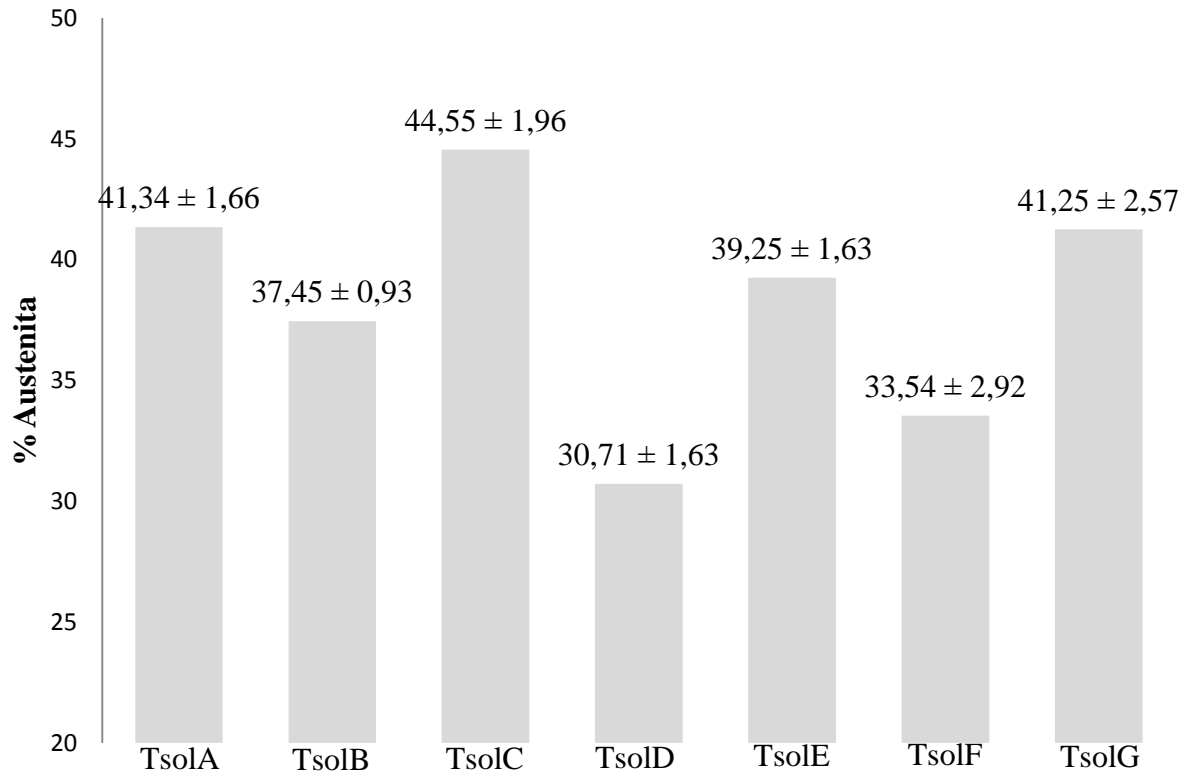
(b)

Fonte: Próprio autor.

### 5.5 Análise de fração volumétrica nas amostras fresadas

Após as deformações realizadas na fresagem, a quantificação de fases das amostras de TsolA a TsolG foi realizada e está listada na Figura 46 e na Tabela 6 podendo ser verificados as velocidades de corte e o avanço para cada uma das amostras.

**Figura 46 - Percentual de austenita nas amostras fresadas.**



Fonte: Próprio autor.

**Tabela 6 - Parâmetros utilizados no fresamento e percentual de austenita nas amostras.**

Amostras	Velocidade de corte (m/min)	Avanço	% Austenita na amostra TSOL	% Austenita
Tsola	37	0,16	41,20 ± 1,93	41,34 ± 1,66
TsolB	100	0,08	41,20 ± 1,93	37,45 ± 0,93
TsolC	250	0,046	41,20 ± 1,93	44,55 ± 1,96
TsolD	250	0,16	41,20 ± 1,93	30,71 ± 1,63
TsolE	400	0,08	41,20 ± 1,93	39,25 ± 1,63
TsolF	400	0,24	41,20 ± 1,93	33,54 ± 2,92
TsolG	462	0,16	41,20 ± 1,93	41,25 ± 2,57

Fonte: Próprio autor.

- **Amostras fresadas com a mesma velocidade de corte e distinto avanço**

As amostras TsoIC e TsoID apresentaram a velocidade de corte de 250 m/min, e avanços de 0,046 e 0,16, possuíam respectivamente 44,55% e 30,71% de austenita. Nesse caso percebe-se que com aumento do avanço o percentual de austenita foi reduzido de modo considerável.

As amostras TsoIE e TsoIF, com velocidade de corte de 400m/ min, avanços de 0,08 e 0,24, dispunham respectivamente de 39,25% e 33,54% de austenita. Assim como a comparação anterior, as amostras com maior velocidade de corte possuíram maior transformação de fases.

Para os dois casos, o aumento do avanço provocou maior variação do percentual de austenita. Isso pode ter ocorrido devido ao fato que, em maiores avanços a deformação da superfície é maior e conseqüentemente tem a chance de trazer mais alterações microestruturais possivelmente por transformação martensítica.

- **Amostras fresadas com a mesmo avanço e distinta velocidade de corte**

Às amostras TsoIA, TsoID e TsoIG foi aplicado o mesmo avanço de 0,16 e velocidades de corte de 37, 250 e 462 m/min nesta ordem. Os percentuais de austenita apresentados foram de 41,37%, 30,71% e 41,25% respectivamente. A maior mudança de quantificação foi em média velocidade de corte na amostra TsoID.

TsoIB e TsoIE também com igual avanço de 0,08, velocidades de corte de 100 e 400 m/min respectivamente, apresentaram percentual de austenita respectivos de 37,46% e 39,25%. Percebe-se que, apesar da variação brusca da velocidade de corte, ela possui baixo peso no que se trata de transformação de fases nesse caso.

No caso das amostras TsoIA e TsoIG, e TsoIB e TsoIE, percebe-se que o aumento da velocidade de corte tem pouca influência na variação microestrutural. Isso pode ser explicado devido ao fato de que, com o aumento da velocidade de corte há maior geração de temperatura entre ferramenta e peça, propiciando maior transformação de fases. Porém, com maior velocidade de corte a taxa de retirada de material também é superior permitindo maior dispersão da temperatura gerada. Essa retirada de energia pode ter contrabalanceado o efeito da temperatura, não gerando significativas transformações de fases.

Para a amostra TsoLD a influência da velocidade de corte foi significativa para mudança de fases, diferente do fato constatado para as amostras TsoLA e TsoLG que detinham do mesmo avanço que TsoLD. Isso pode ser justificado pelo fato da velocidade de corte ter gerado variações de temperatura e a taxa de retirada do material não foi elevada o suficiente para dispersar a energia a ponto de não provocar alteração de fases.

## 6 CONCLUSÃO

- A Velocidade de corte não mostrou preponderante na variação volumétrica das fases, somente a velocidade de corte de 250 m/mim comparando as demais velocidades de corte estudadas em avanços adotados de 0,16mm sofreu uma variação significativa, não alcançando explicação técnica para este fato;
- Maiores avanços geram maiores deformações na peça, o que provoca maior alteração superficial e mostrou maior desequilíbrio no percentual das fases;
- As fases presentes no aço duplex 2205 foram somente a ferrita e austenita;
- A solubilização garantiu a fração equilibrada das fases presentes para um aço inoxidável duplex;
- É possível quantificar a fração volumétrica das fases, porém a qualidade da micrografia é o principal parâmetro para evitar identificações errôneas durante o processamento no ImageJ, visto que a plataforma trabalha com nitidez de cores na imagem,
- O reagente Behara I revela a microestrutura do aço inoxidável duplex, porém é muito volátil e necessita de critérios bem elaborados para maximizar sua utilização e alcançar uniformização dos ataques.



## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINOX. Aplicações Inox 100 anos. Disponível em: < <http://www.abinox.org.br/site/aco-inox-aplicacoes-inox-100-anos.php>>. Acesso em: 28 nov. 2017.

AGOSTINHO, O.L, VILELLA, R.C. e BUTTON, S.T. **Processos de Fabricação e Planejamento de Processos**. 2. ed. Campinas, UNICAMP: Processos Produtivos em Engenharia de Produção – Usinagem. 2004.

AGUIAR, T. J. M. **Estudo da formação e reversão de martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis duplex**. 2012. 147f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex Stainless Steels**. [s.l.] John Wiley & Sons, Inc., 2009.

ALVAREZ-ARMAS, I. **Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys**. Recent Patents on Mechanical Engineering, v. 1, n.1, p. 51-57, 2008.

ASSIS, K. S. **Aspectos metalúrgicos e susceptibilidade à corrosão localizada do aço inoxidável superduplex UNS S32760**. 2011. 130f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

BARBOSA, R. S. **Avaliação dos esforços de corte no fresamento frontal da liga de alumínio-silício (A356) quando mantido constante a produção de peças**. 2014. 84f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade de São João del-Rei, São João del-Rei.

BOEHS, L. **Análise de superfícies usinadas**. Apostila. Florianópolis, 1992

COSTA E SILVA, A. L. V. D. ; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. Blucher, 2013

COSTA E SILVA, A. L. V. D.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. Sumaré: Ed. Eletrometal, 1988.

DAMIN, K. V. S.; GENEROSO, D. J.;CAVILHA NETO, F. **Aços Inoxidáveis duplex: uma breve revisão**. Revista Liberato, Novo Hamburgo, v. 18, n. 29, p. 01-132, 2017.

DAVIS, J. R. **ASM Specialty Handbook – Stainless Steel**. 1. ed. ASM International, 1994.

DIAS, D. F. **Caracterização de juntas soldadas por solda TIG autógeno manual com arco pulsado e não pulsado do aço inoxidável superduplex SAF 2707 HD**. 2012. 184f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

DINIZ, A. E.; MARCONDES F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 2. ed. São Paulo: Artliber Editora Ltda., 2013.

FOLKHARD, E. **Significance of constitution diagrams for the understanding of welding phenomena**. In: **Welding metallurgy of stainless steels**. Viena, Áustria: Springer-Verlag, p. 1 – 51, 1988.

FONSECA, C. S. **Influência do aporte térmico sobre a microestrutura e a susceptibilidade a formação de fase sigma no aço inoxidável duplex SAF2205**. 2015. 107f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais Belo Horizonte, Belo Horizonte.

- FORGAS JUNIOR, A. **Transformação de ferrita em austenita induzida por deformação plástica no aço inoxidável duplex UNS S31803**. 2016. 135f. Tese (Doutorado em Ciências)- Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos.
- FUJII, R. L. **Alteração da Microestrutura do Fresamento de Desbaste do Aço Inoxidável AISI 420**. 2017. 71f. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas.
- GARCIA, R. R. A. **Estudo da corrosão do aço superduplex UNS S32750 com diferentes proporções ferrita/austenita em soluções ácidas contendo cloreto**. 2012. 148f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- GUNN, R. N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. Cambridge: Abington, 2003.
- GUSMÃO, E. F; AZAMBUJA, V. M; SANTOS, D. S. Estudo de efeito corrosivo do petróleo em aços super duplex. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 19., 2010, Campos de Jordão. **Anais...** Campos do Jordão, 2010.
- HIOKI, D. **Influência dos parâmetros de corte do fresamento HSM sobre o desempenho tribológico do aço AISI H13 endurecido**. 2006. 233f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.
- IMO. International Molybdenum Association. Grade stainless steel, 2008.
- KASHIWAR, A.; VENNELA, N.; KAMATH, S. L.; KATHIRKAR, R. K. **Effect of solution annealing temperature on precipitation on 2205 duplex stainless steel**. Materials Characterization, v. 74, p. 55-63, 2012.
- KÖNIG, W.; KLOCKE, F. **Fertigungs verfahren. Drehen, Fräsen, Bohren**. 7. ed. Berlin: Springer-Verlag, 2002.
- LILJAS, M.; JOHANSSON, P.; LIU, H.; OLSSON, C.A. **Development of a lean duplex stainless steel**. Steel Research International, v. 79, p. 466 – 473, 2008.
- LIMA, D. B. P. L. **Efeitos da energia de soldagem na microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS S32750**. 2011. 136f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of stainless Steels**. Wiley-Interscience, 2005.
- LONDOÑO, A. J. R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços 105 inoxidáveis duplex**. 1997. 176f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.
- LULA, R. A. **Duplex stainless steels**. Ohio: American Society for Metals. 1983. 803 p.
- MACLAREN, I.; IVANISENKO, Y.; VALIEV, R. Z. ; FECHT, H. J. **Reverse martensitic transformation of ferrite to austenite under severe plastic deformation**. Journal of Physics: Conference Series, v. 26, p. 335–338, 2006.

MAGNABOSCO, R.; AVILA, C.; RABECHINI, F. **Influência do encruamento na cinética da formação da fase sigma de um aço inoxidável duplex**. In: 66º Congresso Internacional Anual da ABM, 2011, São Paulo.

MARTINS, V.; BOESCH, P. R. JR.; VECHIETTI, F. A.; BUENO, A. F.; SCHAEFFER, L. **Stents de aço inoxidável 316L de diferentes geometrias avaliados por elementos finitos**. *Ciência & Tecnologia dos Materiais*, v. 24, n. 1/2, p. 25-34, 2012.

MENEZES, J. W. A. **Análise quantitativa da fase ferrítica do aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição soldada**. 2005. 117f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.

NICKEL INSTITUTE. *Design guidelines for the selection and use of stainless steel*. Toronto, 1993. p.54.

NILSSON, J. O. **Super duplex stainless steels**. *Materials Science and Technology*. v. 8, p. 685-700, 1992.

NILSSON, O. J.; CHAI, G. **The physical metallurgy of duplex stainless steel**. Sandvik Materials Technology, R&D Centre, S-81181 Sandviken, Sweden, 2012.

PINEDO, C. E.; TSCHIPTSCHIN, A. P. **Low temperature plasma carburizing of AISI 316L austenitic stainless steel and AISI F51 duplex stainless steel**. *Escola Minas*, v. 2, n. 66, p. 209- 214, 2013.

POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. **Effect os intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel**. *Materials Characterization*, n.58, p. 65-71, 2007.

POTTER D. A.; EASTERLING K. E.; SHERIF, M. Y. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3 ed. New York: Taylor & Francis Group, 2008.

SABARÁ, E. W. **Caracterização Microestrutural e Avaliação da Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Austeníticos utilizados com aplicações como Biomateriais**. 2013. 158f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de São João Del-Rei, São João Del Rei.

SANTOS, A. P. R. **Caracterização de um aço Lean Duplex por técnicas analíticas**. 2014. 56f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 19. , 2010, Campos de Jordão. *Anais...* Campos do Jordão, 2010.

SILVA, J. S. C. L. **Influência da precipitação de fase  $\sigma$  na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas de um aço vazado inoxidável duplex GX2CrNiMoCuN25-6-3-3**. 2008. 73 f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2008.

SOUTHWICK, P. D.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel**. *Metals Science*, 1980.

TANURE, L. P. **Microestrutura e textura dos aços inoxidáveis ferríticos ASTM 439 e ASTM 430 estabilizados a nióbio: influência nas propriedades mecânicas e de estampagem**. 2016. 115f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

THAMIZHMANI, S. ; HASAN, S. **Machinability of hard martensitic stainless steel and hard alloy steel by CBN and PCBN tools by turning process.** Proceedings of the World congresso & Engineering, p.554-559, 2011.

WEINGAERTNER, W. L.; SCHROETER, R.B. **Introdução aos Processos de Usinagem: parte 1.** Apostila. Universidade Federal de Santa Catarina, 2002. 352 p.

YOUNG, M. C.; TSAY, L. W.; SHIN, C. S.; CHAN, S. L. I. **The effect of short time post-weld heat treatment on the fatigue crack growth of 2205 duplex stainless steel welds.** International Journal of Fatigue, 2007.

ZEEMANN, A. **Soldabilidade dos Aços Especiais e Ligas Não Ferrosas,** Notas de aula. Instituto Senai de Educação Superior, 2008.

ZHONG, H. et al. **Effect of cooling rate on solidification structure and linear contraction of a duplex stainless steel.** Research & Development , v. 9, n. 3, p. 239 -243, 2012.