



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

CENTRO DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

BRUNO HENRIQUE OLIVEIRA DE LIMA

**ESTUDO DOS EFEITOS DAS CONDIÇÕES DE USINAGEM NA
MICROESTRUTURA DA SUPERFÍCIE DE UM AÇO INOXIDÁVEL SUPER
DUPLEX UNS S32760**

FORTALEZA

2019

BRUNO HENRIQUE OLIVEIRA DE LIMA

ESTUDO DOS EFEITOS DAS CONDIÇÕES DE USINAGEM NA MICROESTRUTURA
DA SUPERFÍCIE DE UM AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32760

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro De Miranda.

FORTALEZA

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

- L696e Lima, Bruno.
 Estudo dos Efeitos das Condições de Usinagem na Microestrutura da Superfície de um Aço Inoxidável
Super Duplex UNS S32760 / Bruno Lima. – 2019.
 65 f. : il. color.
- Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia,
Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.
 Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.
1. Usinagem. 2. Microestrutura. 3. Potencia de corte. 4. Balanceamento de fases. I. Título.
- CDD 669
-

BRUNO HENRIQUE OLIVEIRA DE LIMA

ESTUDO DOS EFEITOS DAS CONDIÇÕES DE USINAGEM NA MICROESTRUTURA
DA SUPERFÍCIE DE UM AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32760

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovado em: 16 / 12 / 2019

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Francisco Elicivaldo Lima
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

A minha vó, Espedita.

A meus pais, Romulo e Rosimeire

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida.

A meus pais, Romulo e Meire, que com todas as dificuldades se mudaram de Miraíma para Fortaleza e se esforçaram para dar as melhores condições e oportunidades que conseguiram aos seus filhos. Hoje eu entendo como foi difícil para vocês a criação de quatro filhos sem deixar com que eles percebessem todas as dificuldades passadas no dia a dia, mas saibam que sou extremamente agradecido por tudo que fizeram por nós.

A meus avós, em especial a minha vó Espedita pelo seu exemplo de simplicidade e fé.

A Alexia, que conheci no início do curso e se tornou alguém especial para mim.

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, pela orientação e todo o conhecimento repassado a mim, sem ele provavelmente este trabalho não teria tido êxito.

Ao Prof. Dr. Francisco Elicivaldo Lima por todos os conhecimentos e conselhos dados durante o tempo que trabalhamos juntos e também depois quando virei seu aluno.

Aos professores, Cleiton, Elineudo, Ricardo Emilio, Marcelo Motta e Igor, obrigado por todos os ensinamentos ao longo do curso, com certeza vocês fizeram uma grande diferença na minha formação.

Aos meus professores da Escola Municipal Professor Denizard Macedo de Alcantara, sem eles provavelmente eu não estaria aqui.

Aos meus professores do Instituto Federal de Educação Ciências e Tecnologia, por terem me ensinado a base do conhecimento técnico que tenho hoje.

Aos engenheiros Davi Aires e Georgia, por toda a ajuda prestada para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Dr. Émerson Miná, pela disponibilidade e auxílio prestado.

A todos os amigos que fiz ao longo do curso e que partilharam comigo os momentos fáceis e difíceis.

A todos os que não foram citados e contribuíram de forma direta ou indireta para o desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

Os aços inoxidáveis super duplex são bastante utilizados no setor de petróleo e gás por terem um alto desempenho em ambientes muito agressivos em relação a corrosão, estes também apresentam propriedades mecânicas superiores aos aços inoxidáveis austeníticos. A combinação dos elementos de liga como cromo, níquel e molibdênio proporciona a estes aços um alto coeficiente de encruamento e uma baixa condutividade térmica, estas propriedades causam problemas na usinagem deste tipo de aço, pois faz com que se formem arestas postizas de corte na ferramenta e o calor também não é dissipado de forma eficiente, fazendo com que a temperatura na aresta de corte se eleve bastante, ativando assim fenômenos difusionais e acelerando o desgaste da ferramenta de corte. Sabendo que em diversas ligas de aço carbono a usinagem pode causar alterações na microestrutura próximo a superfície usinada, gerando uma superfície encruada ou até mesmo com transformações de fases. Foi decidido estudar se este fenômeno pode acontecer também em ligas de aço inoxidável super duplex, e com isso foi escolhida a liga UNS S32760. O estudo foi feito variando os parâmetros de profundidade de corte, avanço e velocidade de corte para gerar diferentes cargas e temperaturas na zona de corte, além disso foi montado um aparato para monitorar a corrente durante a usinagem para que fosse estimada a potência de corte e a força aplicada para cisalhar o material. Foram feitos dois ensaios com altas velocidades de corte para verificar se o calor gerado pela remoção do material seria suficiente para causar algum tipo de modificação microestrutural no material. Para análise das microestruturas foi utilizada microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura, e apenas microscopia ótica para a análise das ferramentas. Com a análise das ferramentas, tinha-se o objetivo de determinar que condições seriam mais eficiente em relação a desgaste de ferramenta, para gerar uma redução de custo na usinagem deste tipo de material. Foi constatado que, o aumento da potência de corte e da carga aplicada no material não causaram nenhum efeito na microestrutura do mesmo. Mas já nos ensaios com altas velocidades de corte, foi visto que próximo a região usinada houve um desbalanceamento nas porcentagens de ferrita e austenita, fazendo com que a quantidade de fase austenita aumentasse. Mostrando assim que o fator predominante na usinagem para causar alterações microestruturais no UNS S32760 é a temperatura de corte, que ao atingir valores altos o suficiente pode induzir a nucleação da austenita a partir da ferrita.

Palavras-chave: Usinagem, Aço inoxidável, Profundidade de corte, Avanço, Ferramenta, Potência de corte, Força de corte

ABSTRACT

Stainless steels super duplex are widely used in the oil and gas sector for having a high performance in very aggressive corrosion environments, these also have superior mechanical proprieties to austenitic stainless steels. The combination of alloying elements like chrome, nickel and molybdenum provides to these steels a high hardening coefficient and a low thermal conductivity. These properties causes problems in machining theses kind of steels, because it causes the formation of built up edges on the cutting tool the heat is not dissipated efficiently either, causing the temperature at the cutting edge to rise significantly, thus activating diffusional phenomena and accelerating the tool wear. Knowing that in many carbon steel alloys machining can causes changes in microstructure near the machined surface, generating a hard surface or even with phase transformation. It was decided to study if this phenomenon can happens also in stainless steel alloys super duplex, and with that was chosen the UNS S32760 alloy. The study was done by varying the parameters depth of cut, feed and cutting speed to generate different loads applied in the material, besides that, an apparatus was set up to monitor the current during the machining to estimate the cutting power and the force applied to shear the material. In addition, two tests were performed with high cutting speeds to verify if the heat generated by removing the material would be sufficient to cause some kind of microstructural modification in the material. For microstructural analysis was used optical microscopy and scanning electron microscope, and only optical microscopy for tool analysis. With the analysis of the tools, the objective was to determine which conditions would be more efficient comparing the tool wear, to generate a cost reduction when machining this kind of material. It was observed that, increasing the cutting power and the applied load in the material did not cause any effect in the microstructure of it. On the other hand, in the tests with high cutting speeds, was observed that near the machined region there was an imbalance in the percentages of ferrite and austenite, causing the amount of austenite phase to increase. Showing that the predominant factor in machining to cause microestrutural changes in UNS S32760 is the cutting temperature, that when reaching high enough values can induce the nucleation of the austenite from ferrite.

Key Words: Machining, Stainless steel, Depth of cut, Feed, Tool, Cutting power, Cutting strength.

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1: Corrente x Tempo, Ferramenta em vazio.....	42
Gráfico 2: Corrente x Tempo, primeiro passe na superfície bruta do material. Peça 1, $A_p = 0,05$ mm $f = 0,1$ mm/rot.....	43
Gráfico 3: Corrente x Tempo, segundo passe na superfície bruta do material. Peça 1, $A_p = 0,05$ mm $f = 0,1$ mm/rot.....	43
Gráfico 4: Corrente x Tempo, primeiro passe na superfície bruta do material. Peça 2, $A_p = 0,2$ mm $f = 0,1$ mm/rot.....	44
Gráfico 5: Corrente x Tempo, segundo passe na superfície bruta do material. Peça 2, $A_p = 0,2$ mm $f = 0,1$ mm/rot.....	44
Gráfico 6: Corrente x Tempo, primeiro passe na superfície bruta do material. Peça 3, $A_p = 0,5$ mm $f = 0,1$ mm/rot.....	45
Gráfico 7: Corrente x Tempo, segundo passe na superfície bruta do material. Peça 3, $A_p = 0,5$ mm $f = 0,1$ mm/rot.....	45
Gráfico 8: Corrente x Tempo. Ensaio 1 $A_p = 0,2$ mm, $f = 0,5$ mm/rot.....	47
Gráfico 9: Corrente x Tempo. Ensaio 2 $A_p = 0,5$ mm, $f = 0,2$ mm/rot.....	47
Gráfico 10: Corrente x Tempo. Ensaio 3 $A_p = 1$ mm, $f = 0,1$ mm/rot.....	48
Gráfico 11: Corrente x Tempo. Ensaio 4 $A_p = 1$ mm, $f = 0,2$ mm/rot.....	48
Gráfico 12: Corrente x Tempo. Ensaio 5 $A_p = 1$ mm, $f = 0,4$ mm/rot.....	49
Gráfico 13: Fração de austenita nucleada ao longo do tempo na temperatura de 600°C	60
Gráfico 14: Fração de austenita nucleada ao longo do tempo nas temperaturas de 700 , 750 e 800°C	61

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química medida nos tubos.....	35
Tabela 2: Parâmetros utilizados para a usinagem preliminar.....	37
Tabela 3: Parâmetros de corte utilizados nos ensaios para análise da carga.....	38
Tabela 4: Parâmetros de corte utilizados nos ensaios com altas velocidades de corte.....	39
Tabela 5: Valores de corrente, força e potência de corte para a usinagem preliminar dos corpos de prova.....	46
Tabela 6: Valores de corrente, potência de corte e força de corte.....	49
Tabela 7: Quantificação das fases nas micrografias dos ensaios de 1 a 7.....	58

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Passividade dos aços ao cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial.....	17
Figura 3.2: Células unitárias (A) CFC, (B) CCC.....	20
Figura 3.3: Figura esquemática dos movimentos ativos do processo de usinagem.....	23
Figura 3.4: Representação esquemática das forças envolvidas no processo de usinagem.....	25
Figura 3.5: Desgaste frontal.....	27
Figura 3.6: Desgaste de cratera.....	28
Figura 3.7: Deformação plástica da aresta de corte.....	28
Figura 3.8: Lascamento.....	29
Figura 3.9: Trincas térmicas.....	30
Figura 3.10: Trincas mecânicas.....	30
Figura 4.1: Torno Nardini LOGIC 195 III VS.....	32
Figura 4.2: Sistema de aquisição de dados utilizada para monitoramento da corrente.....	33
Figura 4.3: Microscópio ótico.....	34
Figura 4.4: Desenho Esquemático do corpo de prova.....	35
Figura 4.5: Micrografia da seção transversal do tubo como recebido, região encruada na superfície do material. Aumento de 500x. Ataque eletrolítico com ácido 60/40.....	36
Figura 4.6: Micrografia da seção longitudinal do tubo como recebido. Aumento de 200x. Ataque eletrolítico com ácido 60/40.....	36
Figura 4.7: Equipamento para aquisição do sinal de corrente instalado no torno CNC.....	38
Figura 4.8: Amostra embutida para preparação metalográfica.....	40
Figura 4.9: Imagem ilustrativa da aplicação da malha reticulada em uma micrografia a ser quantificada.....	41
Figura 5.1: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 3 $P_c = 6,986$ Kw. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 500x.....	50
Figura 5.2: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 4 $P_c = 10,211$ Kw. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 500x.....	51

Figura 5.3: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 5 $P_c = 15,585$ Kw. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 500x.....	52
Figura 5.4: Micrografia da amostra do ensaio 5 obtida no MEV, Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 5000x.....	53
Figura 5.5: Micrografia da amostra do ensaio 5 obtida no MEV, sem ataque metalográfico. Aumento 1000x.....	54
Figura 5.6: Ferramenta utilizada no ensaio 1 do 1º ao 13º passe.....	55
Figura 5.7: Ferramenta utilizada no ensaio 1 nos passes 14 e 15.....	55
Figura 5.8: Ferramenta utilizada no ensaio 2 nos passes de 1 a 5. (A) Vista superior, (B) Vista lateral.....	55
Figura 5.9: Ferramenta utilizada nos passes 1 e 2 do terceiro ensaio.....	56
Figura 5.10: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 6 $V_c = 500$ m/min. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 200x.....	57
Figura 5.11: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 7 $V_c = 800$ m/min. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 200x.....	57
Figura 5.12: <i>Property Diagram</i> do tubo de AISD UNS S32760.....	59

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Ap	Profundidade de Corte
f	Avanço
Fc	Força de Corte
I	Corrente
Ief	Corrente Eficaz
LPTS	Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem
Pc	Potência de Corte
Vc	Velocidade de corte

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	14
2	OBJETIVOS	16
2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	16
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	17
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	17
a)	<i>Ferríticos</i>	<i>18</i>
b)	<i>Martensíticos</i>	<i>18</i>
c)	<i>Austeníticos</i>	<i>19</i>
d)	<i>Endurecíveis Por Precipitação</i>	<i>19</i>
3.2	AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPER DUPLEX.....	20
3.3	USINABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SUPER DUPLEX.....	21
3.4	FUNDAMENTOS DA USINAGEM	22
3.4.1	PARÂMETROS DE USINAGEM	23
3.4.2	FORÇAS ENVOLVIDAS NA USINAGEM	24
3.4.3	POTENCIAS DE USINAGEM.....	26
3.5	DESGASTES DE FERRAMENTA	26
3.6	ENCRUAMENTO SUPERFICIAL	30
4	MATERIAIS E MÉTODOS	32
4.1	EQUIPAMENTOS.....	32
4.1.1	MAQUINA FERRAMENTA	32
4.1.2	SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS	33
4.1.3	MICROSCÓPIO ÓPTICO	33
4.2	MATERIAIS.....	34
4.2.1	CORPOS DE PROVA	34
4.2.2	FERRAMENTAS DE CORTE.....	35
4.3	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	35
4.3.1	CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE	35
4.3.2	USINAGEM PRELIMINAR DOS CORPOS DE PROVA.....	37
4.3.3	ENSAIOS PARA ANÁLISE DO EFEITO DA CARGA APLICADA	38
4.3.4	ENSAIOS COM ALTAS VELOCIDADES DE CORTE	39
4.3.5	ANALISE MICROESTRUTURAL.....	39
4.3.6	QUANTIFICAÇÃO DE FASES.....	40
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	42
5.1	USINAGEM PRELIMINAR	42
5.2	ENSAIOS PARA ANÁLISE DO EFEITO DA CARGA APLICADA	46
5.2.1	FORÇA E POTÊNCIA DE CORTE	46
5.2.2	MICROESTRUTURA	50
5.2.3	DESGASTE DAS FERRAMENTAS.....	54
5.3	ENSAIOS COM ALTAS VELOCIDADES DE CORTE.....	56
5.4	QUANTIFICAÇÃO DE FASES	58
6	CONCLUSÃO.....	62
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	63
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	64

1 Introdução

Os estudos sobre os aços inoxidáveis foram iniciados há mais de 100 anos, tanto na Inglaterra como na Alemanha. O motivo inicial por trás destas pesquisas foi o fato de os aços carbono convencionais terem uma baixa resistência a corrosão, levando assim ao desenvolvimento de ligas mais resistentes a ambientes agressivos.

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro e cromo com um teor mínimo de 10,5% de cromo, este teor foi estabelecido com base em atmosferas rurais com baixos índices de contaminação. Com o teor de 10,5% de Cr foi constatado que a liga não sofria corrosão nas condições citadas acima (CARBÓ, 2001)

Com o passar do tempo estas ligas foram evoluindo e novos elementos de liga foram adicionados além do Cr. Este crescimento foi em grande parte sustentado pelo segmento de petróleo e gás, pois o mesmo necessita de materiais que tenham um excelente desempenho em ambientes altamente corrosivos. Operações em alto mar e também condições de operação com altas pressões e temperaturas, também o contato direto com produtos químicos são alguns exemplos das condições que estes materiais devem trabalhar.

A evolução destas ligas para que atendessem as expectativas esperadas, fez com que surgissem diversos tipos de aços inoxidáveis com diferentes estruturas como os ferríticos, austeníticos, martensíticos e por último os endurecidos por precipitação. Estudos ainda mais recentes tentaram aliar o melhor das características dos aços inoxidáveis ferríticos com as melhores qualidades dos inoxidáveis austeníticos, surgindo assim os aços inoxidáveis duplex e posteriormente os chamados super duplex, estes conseguem unir boas propriedades mecânicas, como uma alta ductilidade e uma alta resistência mecânica, com uma excelente resistência a corrosão, estes atributos são causados devido ao balanceamento de quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita (NILSSON J. O. et al, 2007).

Com o surgimento e utilização destas ligas, também se faz necessário o desenvolvimento de tecnologias de fabricação como soldagem e usinagem para estes materiais. Para criação de peças com formatos específicos ou até mesmo confecção de chanfros para a soldagem, são necessários que as mesmas passem por processos de usinagem, como estas ligas são relativamente novas, existe uma escassez de pesquisas que expliquem o comportamento deste tipo de material no momento de uma usinagem. Fatores como a alta resistência mecânica, alta ductilidade e uma baixa condutividade térmica podem fazer que a ferramenta de corte tenha um desgaste prematuro, levando assim a uma baixa produtividade, devido a necessidade de se utilizar baixas velocidades de corte e de avanço para que se tenha uma vida útil da ferramenta um pouco mais elevada.

A baixa condutividade térmica presente nas ligas de aços inoxidável, faz com que a maior parte do calor gerado no processo de usinagem se acumule na aresta de corte, uma temperatura elevada nesta região ativa fenômenos difusionais e também induzem ainda mais fenômenos de abrasão e aderência. A alta ductilidade aliada com a alta temperatura na ponta da ferramenta tende a fazer com que se formem arestas postizas no gume de corte, este problema é geralmente resolvido com o aumento da velocidade de corte, mas um acréscimo nesta velocidade irá elevar ainda mais a temperatura na ponta da ferramenta, e como o material não

dissipara o calor de forma eficiente, praticamente todo ele irá se acumular na aresta de corte, impossibilitando assim eliminar a aresta postiça com um aumento da velocidade de corte.

Sabe-se que o processo de usinagem pode gerar alterações microestruturais na superfície do material. Em ligas de aço carbono de alta dureza é comum o surgimento de uma região chamada de *White layer*, esta camada é composta por uma região altamente endurecida causada por transformações microestruturais que ocorrem no material devido as altas temperaturas atingidas e o esforço aplicado pela ferramenta de corte. Por este motivo foi decidido estudar se este fenômeno, ou algo semelhante, pode ocorrer nos aços inoxidáveis super duplex (AISD).

Em adição, foi reportado por um técnico do LPTS, que na usinagem deste aço inoxidável super duplex existia um desgaste excessivo da ferramenta no primeiro corte realizado na peça, e este fenômeno não era observado nos passes seguinte. Com isso foi decidido analisar este fenômeno para tentar chegar a uma possível causa para este desgaste prematuro da ferramenta.

2 Objetivos

O presente trabalho tem como objetivo avaliar os efeitos das condições de usinagem na microestrutura da superfície usinada do AISD UNS S32760, a fim de determinar se a microestrutura da liga estudada pode sofrer encruamento ou outras transformações causadas pelo processo de usinagem.

2.1 Objetivos específicos

- Avaliar os efeitos da variação dos parâmetros, profundidade de corte, avanço e velocidade de corte, na microestrutura do AISD UNS S32760.
- Determinar a potência de corte a partir na medição da corrente no momento da usinagem.
- Realizar um estudo qualitativo, averiguando a relação entre a potência de corte e as alterações microestruturais.
- Verificar se é possível associar a potência de corte com as alterações da corrente do equipamento.

3 Fundamentação teórica

3.1 Aços inoxidáveis

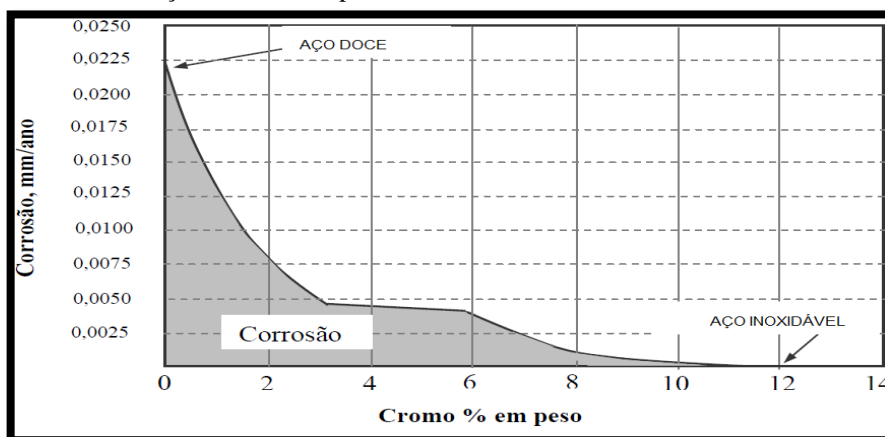
A classe dos aços inoxidáveis é assim chamada devido a sua alta resistência a corrosão, isto é obtido através da adição de elementos de liga, especialmente o cromo, que faz com que estas ligas resistam a oxidação em ambientes mais agressivos.

A motivação inicial para o estudo dessas ligas se iniciou na Inglaterra e na Alemanha por volta de 1912. O aço estudado na Inglaterra inicialmente era uma liga de Fe-Cr, com cerca de 13% de Cr, bem semelhante ao que chamamos atualmente de 420. Já o estudado na Alemanha também continha níquel na sua composição sendo este muito semelhante ao 302 que contém uma microestrutura austenítica (CARBÓ, 2001).

Apesar do nome os aços inoxidáveis não são completamente imunes a corrosão. Dependendo do meio corrosivo a sua proteção pode falhar e uma escolha inadequada do tipo de aço inoxidável pode fazer com que ele apresente resultados inferiores até mesmo quando comparado a um aço carbono comum (SILVA, MEI, 2010).

O papel do cromo como elemento de liga é de extrema importância pois, considerando uma atmosfera industrial, à medida que o teor de Cr aumenta, a suscetibilidade a corrosão do material diminui, passando de um material de alta corrosibilidade para um material altamente resistente (CHIAVERINI, 2002), a figura 3.1 ilustra este fenômeno.

Figura 3.1: Passividade dos aços ao cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial.



Fonte: Santos, 2016

O que faz os aços inoxidáveis tão resistentes a corrosão é a formação da chamada camada passiva, que surge quando o cromo se liga ao oxigênio formando uma camada extremamente estável e impermeável ao oxigênio.

A microestrutura presente nestes tipos de aço tem um efeito dominante sobre as suas propriedades, tanto mecânicas como de resistência a corrosão, sendo assim a classificação dos aços inoxidáveis é feita a partir da sua microestrutura a temperatura ambiente. Os elementos de

liga presente tem efeito direto no tipo de microestrutura que será formada, elementos como o cromo são chamados de estabilizadores da ferrita então um maior teor de cromo, irá afetar diretamente o diagrama de equilíbrio aumentando o campo ferrítico. Já o níquel é um estabilizador da austenita e tem um efeito importante aumentando o campo austenítico do diagrama e dependendo da sua quantidade como elemento de liga pode fazer com que se tenha austenita a temperatura ambiente (SILVA, MEI, 2010).

Atualmente os aços inoxidáveis são classificados em cinco grupos: a) Ferríticos; b) Martensíticos; c) Austeníticos; d) Endurecíveis por precipitação; e) Ferrítico – Austenítico (Duplex e Super Duplex). As propriedades de cada um destes serão discutidas em seguida.

a) Ferríticos

São ligas formadas basicamente por Fe-Cr e tem uma microestrutura ferrítica em todas as temperaturas, como não passam pelo campo austenítico não são endurecíveis pelo tratamento térmico de têmpera. Tem uma estrutura cristalina do tipo CCC e contém um teor de cromo maior do que os aços inoxidáveis Martensíticos (SILVA, MEI, 2010).

Os teores de Cromo variam entre 11 e 30% e o teor de carbono é mantido abaixo de 0,1% de forma a eliminar totalmente o campo de estabilidade da austenita. São aços que tem uma limitada resistência mecânica. No estado recozido o limite de escoamento varia entre 275 e 350 Mpa (Davis, 1994).

Os aços ferríticos tem uma limitada resistência a corrosão quando comparados aos austeníticos mais comuns. Da mesma forma, são limitados na tenacidade, conformabilidade e soldabilidade em comparação aos austeníticos.

São ligas utilizadas em aplicações envolvendo ácido nítrico, eletrodomésticos, cubas e utensílios de cozinha e laboratórios, balcões frigoríficos, aplicações em temperatura elevada e sistemas de exaustão de automóveis (MODENESI, 2001).

b) Martensíticos

Esta liga de Fe-Cr apresentam uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Apresentam um teor de cromo entre 11 e 18% e diferentemente dos ferríticos, tem um teor de carbono acima de 0,1%. Esta composição faz com que a liga intercepte o campo austenítico no diagrama de fases sendo, portanto endurecíveis por tratamento térmico de têmpera.

Algumas ligas mais recentes foram desenvolvidas com um teor de carbono abaixo de 0,1% e baixíssimos teores de elementos residuais, fazendo com que a liga, mesmo com a baixa quantidade de carbono, ainda intercepte o campo austenítico e seja endurecível por tempera. A probabilidade de formação de carboneto de cromo é reduzida ainda mais nestas ligas pela baixa quantidade de carbono (SILVA, MEI, 2010).

Os aços inoxidáveis martensíticos apresentam microestrutura ferrítica no estado recozido e limite de escoamento com cerca de 275 MPa. Usualmente, é nesta condição que são usinados, conformados ou trabalhados a frio. Nestas condições com uma estrutura ferrítica não apresentam boa resistência a corrosão atmosférica. Isto se deve ao tratamento de recozimento

que é realizado a uma temperatura de aproximadamente 760°C, nesta temperatura o C e o Cr no aço se combinam para formar carboneto de cromo, Cr_{23}C_6 . Com isso grande parte do cromo da solução é precipitado na forma de carbonetos e o material não resiste a corrosão atmosférica (CARBÓ, 2001).

A resistência mecânica obtida pelo tratamento térmico depende do teor de carbono da liga. Após resfriamento rápido em ar ou em líquido, passam para a forma martensítica e seu uso em geral é feito no estado temperado e revenido, quando é obtida a melhor resistência à corrosão (DAVIS, 1994).

c) Austeníticos

Os aços austeníticos tem na sua composição de 16 a 30% de cromo, e neles existe uma adição de níquel como elemento de liga entre 8 e 35%, o níquel é um elemento conhecido por ser um estabilizador da austenita e ele faz que a estrutura do aço seja predominantemente austenítica a temperatura ambiente.

Possuem uma versatilidade de utilização muito grande, podendo ser utilizados em aplicações com altas temperaturas e também em condições criogênicas. O fato da estrutura austenítica não sofrer uma transição dúctil-frágil possibilita esta gama de aplicações, que dificilmente são conseguidas com outros materiais (CARBÓ, 2001).

Elementos de liga como molibdênio, cobre, silício, alumínio, titânio e nióbio podem ser adicionados para conferir certas características, tais como melhoria da resistência à corrosão e oxidação (ASM, 2005).

Os aços austeníticos em geral tem um teor de carbono inferior a 0,08%. Quando são submetidos a temperaturas entre 425 e 850°C, o carbono e o cromo se combinam e precipitam na forma de carboneto de cromo ao longo dos contornos de grão. Este fenômeno é conhecido como sensitização e faz com que a região do contorno de grão fique rica em cromo e as suas adjacências sejam empobrecidas do mesmo, deixando-as sem uma resistência a corrosão adequada.

d) Endurecíveis Por Precipitação

Estas ligas contem de 12 a 17% de Cr, de 4 a 8% de níquel e de 0 a 2% de molibdênio. Podem ser austeníticos ou Martensíticos e são tratados termicamente por envelhecimento, sendo os martensíticos mais comumente encontrados.

Dependendo do tratamento térmico apresentam boa ductilidade e tenacidade, sua resistência a tração pode atingir 1700Mpa, apresenta boa soldabilidade e resistência a corrosão.

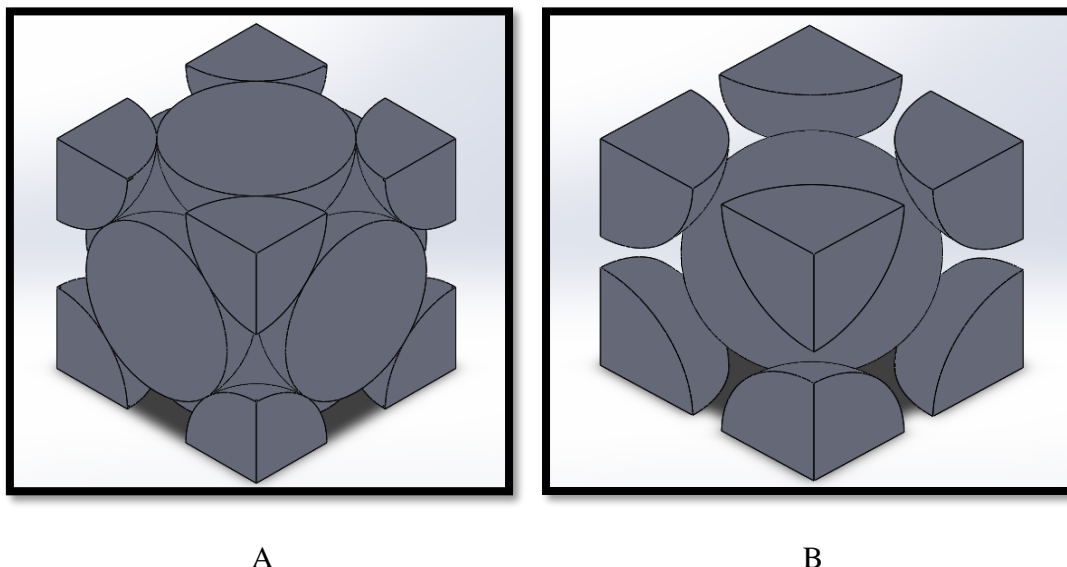
3.2 Aços Inoxidáveis Duplex e Super Duplex

Os aços inoxidáveis duplex e super duplex são basicamente uma combinação de composição entre os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Além de cromo, ferro e níquel estas ligas contêm também o molibdênio na sua composição e até 0,3% de nitrogênio em peso (GAMARRA, 2017).

Estes aços combinam de forma favorável as propriedades dos inoxidáveis ferríticos e austeníticos, tendo assim uma elevada resistência mecânica, boa tenacidade, ótima resistência a corrosão em diversos meios e uma excelente resistência a corrosão sob tensão e fadiga. Estas propriedades são obtidas através de um aumento nos teores de cromo e molibdênio em relação aos austeníticos, e com um aumento no teor de nitrogênio que, como soluto intersticial, tem um efeito positivo sobre a resistência mecânica (SILVA, MEI, 2010).

A microestrutura resultante deste tipo de aço é bifásica, sendo formada por uma matriz ferrítica e pela fase austenita, com frações volumétricas aproximadamente iguais a 50% para cada uma das fases. Consistindo assim de uma matriz composta por células unitárias do tipo CCC (Ferrita), e de uma fase composta por células unitárias do tipo CFC (Austenita) (Ver Figura 3.2), coexistindo no mesmo material.

Figura 3.2: Células unitárias (A) CFC, (B) CCC



Fonte: Elaborada pelo autor

Os aços inoxidáveis super duplex (AISD) já são uma evolução dos aços duplex (AID) que surgiu ao longo dos anos. A diferença de composição entre os dois está apenas nos teores de Cr, Mo, N e Ni, os três primeiros são utilizados para determinar o chamado PRE (*Pitting Resistance Equivalent*). De modo simples, o PRE é uma forma de comparar de maneira genérica, a resistência a corrosão de diferentes aços inoxidáveis. Ele pode ser calculado de acordo com a equação 1.

$$\text{Eq. 1} \quad PRE = \%Cr + 3,3 * (\%Mo + 0,5 * \%W) + (16 * \%N)$$

O que caracteriza a resistência a corrosão por pite é a capacidade que o metal tem de se passivar, ou seja, formar um filme contínuo e aderente de óxidos capaz de impedir a penetração de oxigênio no metal. A avaliação da resistência à corrosão por pite de um metal pode ser feita de diversas maneiras (SENATORE, 2007).

Com o valor do PRE pode-se determinar se um aço é duplex ou super duplex, um PRE entre 20 e 40 indica que se trata de um AID, já aços com um PRE acima de 40 são considerados AISD (CHARTER, 2010). Isso significa que os AISD resistem mais a ataques químicos, principalmente aqueles provocados por soluções aquosas contendo íons halogênios (elementos pertencentes à família 7A da tabela periódica), destacando-se dentre eles o íon cloreto, muito frequente na água do mar (MARTINS, 2006).

Os aços inoxidáveis duplex e super duplex tem uma boa estabilidade química em ambientes altamente salinos como a água do mar, sendo os super duplex ainda mais resistentes a estes ambientes que os duplex, por isso são amplamente utilizados pelas indústrias do ramo de petróleo que se utiliza de plataformas instaladas em alto mar.

3.3 Usinabilidade dos Aços Inoxidáveis Super Duplex

A usinabilidade deve ser compreendida como um sistema de propriedades que dependem de interações complexas entre os materiais da peça e da ferramenta, do fluido e das condições de corte. Dessa forma Trent e Wright, (2000) sugerem que usinabilidade não é apenas uma propriedade, mas o “modo” do material se comportar durante a usinagem. Assim, usinabilidade é muito mais uma função de testes, nos quais a melhoria da mesma é caracterizada por pelo menos um dos seguintes fatores:

- Aumento da vida da ferramenta;
- Maior taxa de remoção de material;
- Melhoria do acabamento superficial;
- Melhor controle do cavaco;
- Diminuição das forças de usinagem.

Assim, de modo geral, usinabilidade é uma grandeza tecnológica que expressa um conjunto de propriedades de usinagem de um material em relação a outro tomado como padrão (DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2014).

Alguns trabalhos relacionados com usinagem de aços inoxidáveis mostram a dificuldade na usinagem desses materiais, como forças elevadas, formação de cavacos longos, vibração e conseqüentemente, problemas no acabamento da superfície, avarias excessivas como lascamento e quebra da ferramenta, geralmente atribuída a uma alta adesão e abrasão na interface cavaco-ferramenta, formação de aresta postiça e maiores áreas de contato (KORKUT et al., 2004; NOMANI et al., 2013).

Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados difíceis de usinar. A formação de aresta postiça de corte (APC) e desgaste irregular ocorrem frequentemente nas operações de

usinagem destes aços. Porém, do ponto de vista da usinagem, as dificuldades aumentam consideravelmente quando se usinam aços inoxidáveis duplex e super duplex, pois a usinabilidade do material frequentemente é relacionada ao seu PRE (GAMARRA, 2017). Os aços inoxidáveis duplex modernos tendem a ser mais difíceis de usinar em virtude dos altos teores de austenita e nitrogênio, além do aumento de elementos ligantes, diminuindo rápida e significativamente a usinabilidade desses aços (PARO, HÄNNINEN, KAUPPINEN, 2001).

As características dos aços inoxidáveis que exercem grande influência na usinabilidade incluem (TRENT, WRIGTH, 2000; MACHADO et al., 2015):

- Alta taxa de encruamento;
- Elevada ductilidade;
- Elevada resistência à fratura (tenacidade);
- Baixa condutividade térmica;
- Altos valores de resistência mecânica;
- Tendência à formação de arestas postigas de corte.

Os aços inoxidáveis duplex e super duplex tem uma estrutura bifásica composta de aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, esta estrutura contribui para induzir vibrações durante o processo de usinagem. O fato destas fases estarem aleatoriamente distribuídas ao longo do material e cada uma delas possuir características e propriedades distintas, sendo assim cada umas destas fases contribuem de forma diferente para a formação do cavaco e remoção do material (BORDINASSI, 2006).

Os AISD também são produzidos com teores baixíssimos de enxofre, e este é um dos elementos que contribuem para melhoras na usinabilidade pela formação de pequenas partículas de sulfeto de manganês que ajuda na quebra do cavaco e diminuem o coeficiente de atrito. Sem estas partículas o atrito entre a ferramenta e a peça é bem elevado e com isso a geração de calor durante o corte é muito alta (IMOA, 2014).

Por todas estas razões, os AISD são os que apresentam a menor usinabilidade entre todas as ligas de aços inoxidáveis. Tendo a tendência de gerar cavacos longos e grande deformação plástica, estes fatos fazem com que mesmo em altas velocidades de corte o material ainda forma APC e com isso aumentando ainda mais a dificuldade para a remoção do material.

3.4 Fundamentos da Usinagem

Uma operação de usinagem é entendida como, uma operação que confere à peça a forma, as dimensões ou o acabamento, ou ainda uma combinação de dois ou mais destes itens, e na realização destas operações é produzido cavaco (FERRARESI, 2006)

Atualmente os processos de usinagem tem uma importância fundamental na confecção de peças acabadas. Dar acabamento final de produtos advindos de outros processos, como a fundição por exemplo, ou até mesmo para uma preparação intermediária para processos posteriores. Processos de usinagem tem por característica a precisão dimensional e são

utilizados sempre que se necessita de tolerâncias dimensionais bem pequenas, da ordem de décimos ou até mesmo milésimos de milímetros.

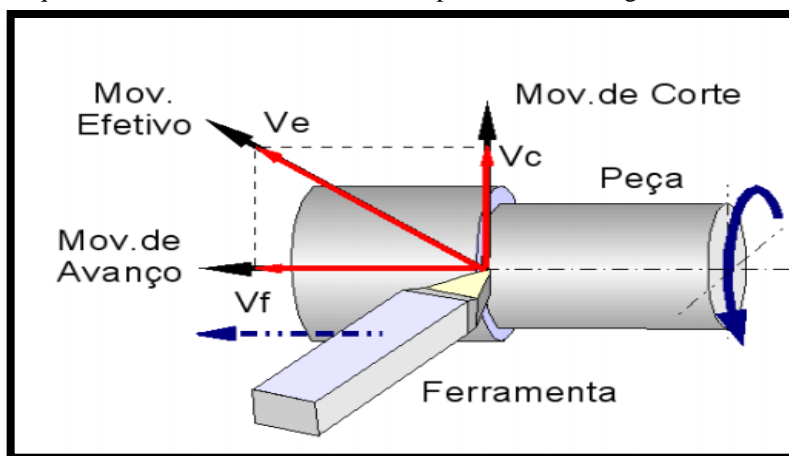
A usinagem de uma peça se dá através da remoção de material (cavaco) por uma ferramenta de corte. O processo ocorre por meio de movimentos relativos entre o material a ser usinado e a aresta cortante (FERRARESI, 2006). Estes movimentos estão representados na figura 3.3 e são classificados da seguinte forma:

Movimento de corte: É aquele que quando isolado, ou seja, sem o movimento de avanço, gera apenas uma única remoção de cavado.

Movimento de avanço: Quando isolado este movimento não efetua nenhuma remoção de cavaco, mas associado ao movimento de corte ele causa uma remoção contínua de cavaco ao longo de várias revoluções.

Movimento efetivo de corte: É o resultante da união entre os movimentos de corte e de avanço quando realizados ao mesmo tempo.

Figura 3.3: Figura esquemática dos movimentos ativos do processo de usinagem



Fonte: <http://sites.poli.usp.br/d/pmr2202/arquivos/aulas/PMR2202-AULA%20RS1.pdf> (Disponível em 30/06/2019)

3.4.1 Parâmetros de usinagem

Os parâmetros de usinagem, também conhecidos como parâmetros de corte, irão determinar as condições escolhidas na máquina para que seja efetuada a usinagem do material. Aqui serão abordados sucintamente os principais parâmetros utilizados para o processo de torneamento.

a) Avanço

É o espaço percorrido pela ferramenta ao longo de uma revolução. No torneamento este parâmetro é escolhido na máquina e a sua unidade é mm/revolução.

b) Velocidade de Corte

A velocidade de corte é um parâmetro diretamente relacionado com a rotação, ou velocidade angular, do equipamento. A velocidade tangencial na ponta da aresta cortante é a chamada velocidade de corte e é dada em m/min.

c) Velocidade de Avanço

É a velocidade instantânea com que a ferramenta se movimenta na direção do movimento de avanço. Sendo esta medida em mm/min.

d) Profundidade de Corte

É o quanto a ferramenta penetra na peça, perpendicularmente ao sentido de avanço. No torneamento uma retirada de 0,5 mm de profundidade de corte, acarreta numa redução de 1 mm no diâmetro da peça.

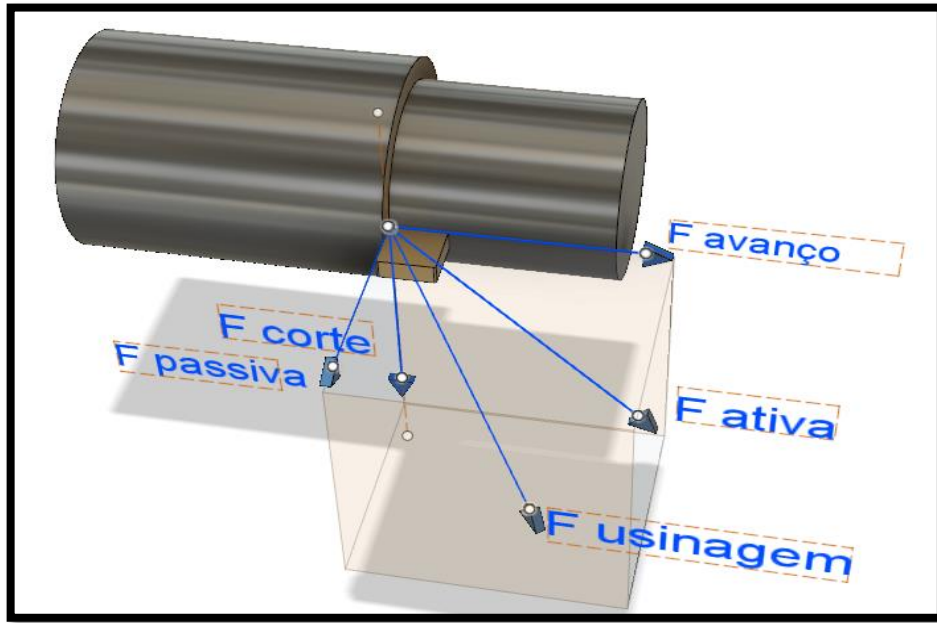
3.4.2 Forças Envolvidas na Usinagem

A complexidade das forças envolvidas no processo de usinagem é extremamente grande, e devido a isso, mesmo com os esforços dos pesquisadores, a indústria de um modo geral ainda se baseia em dados empíricos obtidos por fabricantes de máquinas e ferramentas (Barbosa, 2014).

O conhecimento das forças atuantes nos processos de usinagem é de fundamental importância, pois elas afetam a potência de corte, a capacidade de obtenção de tolerâncias apertadas, a temperatura de corte e o desgaste da ferramenta (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000).

A resultante de todas as forças envolvidas na usinagem é chamada de força de usinagem F_u , ela é a representação da soma de todas as forças que atuam sob a aresta da ferramenta. Para a força de usinagem é difícil até mesmo determinar a sua direção e sentido, devido aos diversos componentes que tem influência sobre ela, como a velocidade de corte, velocidade de avanço e a geometria da ferramenta. Sendo assim, é mais fácil se trabalhar com as suas componentes que tem as suas direções conhecidas (Ver Figura 3.4), sendo mais fácil analisar as suas influências no processo.

Figura 3.4: Representação esquemática das forças envolvidas no processo de usinagem



Fonte: Elaborada pelo autor

Abaixo serão descritas cada uma das componentes da força de usinagem.

a) Força ativa (F_t)

A força ativa é a projeção da força de usinagem no plano de trabalho.

b) Força passiva (F_p)

A força passiva é a projeção da força de usinagem sobre uma perpendicular ao plano de trabalho.

c) Força de corte (F_c)

É a projeção da força de usinagem que é dada sobre a direção de corte, determinada pela velocidade de corte, esta força tem influência direta na potência de corte que será abordada mais à frente.

d) Força de avanço (F_f)

É a projeção da força de usinagem que é dada sobre a direção de avanço.

Existe também uma componente chamada de força de apoio (F_{ap}), que é a projeção da F_u sobre a direção perpendicular a direção de avanço, situada no plano de trabalho. Para o caso do torneamento, que está representado na figura 3.4, esta força se confunde com a força de corte.

3.4.3 Potencias de usinagem

A máquina-ferramenta é quem fornece a potência necessária para que a usinagem ocorra, a energia fornecida pelo motor é utilizada para rotacionar o eixo arvore e também para movimentar a ferramenta de corte, gerando assim os movimentos de corte e de avanço.

A potência total de usinagem pode ser calculada pelo somatório das potencias de corte e de avanço, e cada uma destas é obtida com o produto das componentes da força de usinagem com as suas componentes da velocidade de corte correspondente (FERRARESI, 2006). Com isso temos que a potência de corte é dada pela equação 2 e a de avanço pela equação 3.

$$\text{Eq. 2} \quad P_c = \frac{F_c * V_c}{60} \quad [W]$$

$$\text{Eq. 3} \quad P_f = \frac{F_f * V_f}{60} \quad [W]$$

Segundo Ferraresi (2006), a força de corte é 4,5 vezes maior que a força de avanço e com isso temos que a relação entre P_c e P_f fica em função do diâmetro da peça e do avanço selecionado, sendo diretamente proporcional ao diâmetro e inversamente ao avanço (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000). O avanço para o caso do torneamento varia geralmente entre os valores de 0,05 a 1 mm/rot, já o diâmetro da peça pode ser de alguns milímetros até alguns metros, tornando assim a relação P_c/P_f muito grande, ou seja, a potência de corte é muitas vezes superior à potência de avanço, fazendo com que a potência de avanço possa ser desprezada.

3.5 Desgastes de ferramenta

É comum nos processos de usinagem que, durante o corte a ferramenta perca o seu rendimento e passe a apresentar maiores dificuldades na remoção do material, dependendo do nível de desgaste da ferramenta a mesma pode vir a falhar e tornar-se inutilizável. A falha de uma ferramenta ocorre quando o desgaste da mesma é tão grande que prejudica a sua capacidade de remover material (CHILDS et al, 2000).

São consideradas avarias na ferramenta as quebras, trincas, sulcos distribuídos em forma de pente e as deformações plásticas, que ocorrem na aresta de corte durante a usinagem (FERRARESI, 2006). Estes desgastes são consequências da ação de grandes forças de usinagem no momento do corte.

Os principais tipos de desgaste de ferramenta serão listados abaixo:

a) Desgaste frontal (ou de flanco)

É causado pelo atrito entre a peça e a superfície de folga da ferramenta. É bastante comum e pode ser observado em todo processo de usinagem. Este tipo de desgaste deteriora o acabamento superficial da peça, devido a modificação da aresta de corte original (Ver Figura 3.5). Um aumento da velocidade de corte estimula o surgimento e ampliação deste tipo de desgaste.

Figura 3.5: Desgaste frontal

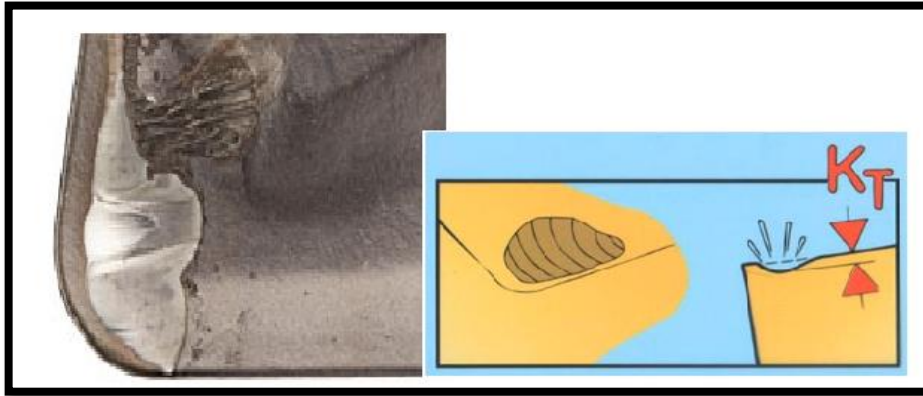


Fonte: <https://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/materials/pages/wear-on-cutting-edges.aspx>
(Acessado em 11/082019)

b) Desgaste de cratera

Ocorre na superfície de saída da ferramenta e é causado pelo atrito entre a mesma e o cavaco, tem origem química sendo gerada por reações entre o material da peça e a ferramenta (Ver Figura 3.6). Tem o seu efeito ampliado com o aumento da velocidade de corte, pois este parâmetro tem uma grande influência sobre a temperatura de corte, um aumento na temperatura propicia que as reações químicas ocorram com maior velocidade. Ferramentas de metal duro com revestimento reduzem bastante a chance de surgimento de crateras. O crescimento desse tipo de desgaste ao ponto de ocorrer um encontro com o desgaste de flanco, leva a quebra da ferramenta de corte.

Figura 3.6: Desgaste de cratera



Fonte: Adaptada de <https://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/materials/pages/wear-on-cutting-edges.aspx> (Acessado em 11/082019)

c) Deformação plástica da aresta de corte

Como o nome já diz, este tipo de desgaste faz com que ocorra uma deformação plástica na aresta cortante (Ver Figura 3.7). Ocorre devido a pressão aplicada na ponta da ferramenta juntamente com as altas temperaturas na região do corte. Faz com que se perca o controle do cavaco e deteriora o acabamento superficial da peça.

Figura 3.7: Deformação plástica da aresta de corte

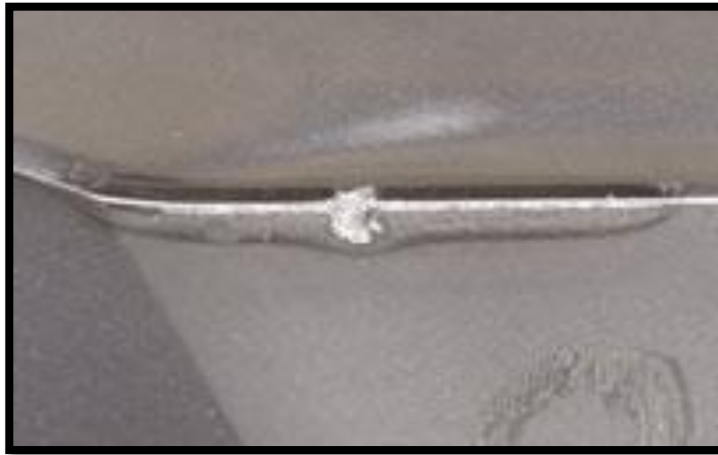


Fonte: <https://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/materials/pages/wear-on-cutting-edges.aspx> (Acessado em 11/082019)

d) Lascamento

Nos desgastes de flanco e de cratera, pequenas partículas eram retiradas da ferramenta ao longo do tempo, já no lascamento partículas maiores são retiradas de uma só vez (Ver Figura 3.8). É causado por sobrecargas de tensões trativas que podem ocorrer no meio da usinagem por diversos fatores como, vibração, inclusões de areia na peça, dentre outros.

Figura 3.8: Lascamento

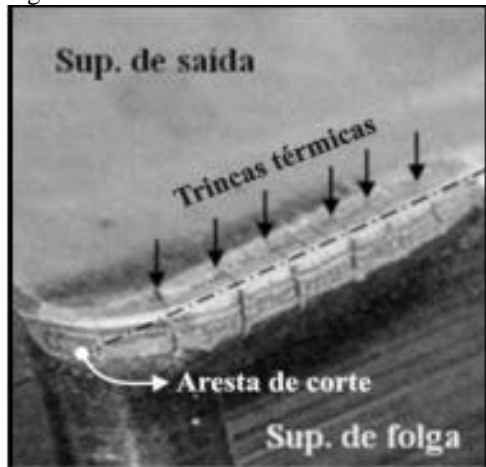


Fonte: <https://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/materials/pages/wear-on-cutting-edges.aspx>
(Acessado em 11/082019)

e) Trincas

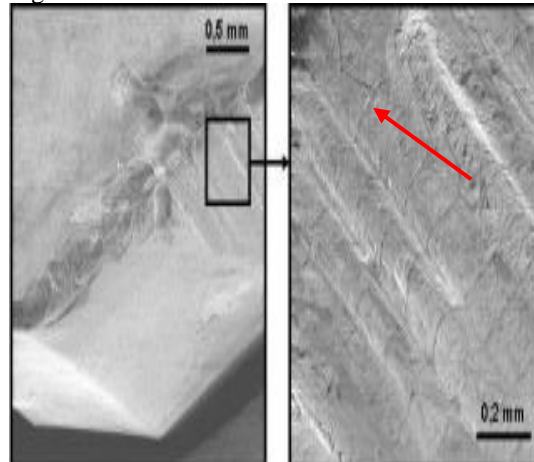
Este tipo de avaria nas ferramentas pode vir de duas fontes distintas, a primeira é devido a variações da temperatura na aresta de corte, e a segunda é por uma variação dos esforços mecânicos. Os dois tipos podem ser diferenciados pela direção da trinca que surge na ferramenta, as de origem térmica são perpendiculares a aresta de corte, já as de origem mecânica são paralelas a aresta (Ver Figura 3.9 e 3.10).

Figura 3.9: Trincas térmicas



Fonte: (Lima, Melo, 2013)

Figura 3.10: Trincas mecânicas



Fonte: (Melo, 2001)

3.6 Encruamento superficial

O encruamento é um fenômeno pelo qual um material dúctil se torna mais duro e mais resistente quando ele é submetido a uma deformação plástica (Callister, 2002). Este aumento na resistência se dá devido aos obstáculos que dificultam o movimento das discordâncias, como contornos de grão por exemplo, e o aumento da densidade de discordâncias decorrente da deformação.

Devido a multiplicação das discordâncias causadas pela deformação, a distância média entre elas diminui, ficando assim posicionadas próximas umas às outras. Na média a interação discordância-discordância são repulsivas, fazendo com que o resultado global seja a dificuldade de movimentação das discordâncias causado pelas outras. Com o aumento da densidade das mesmas, esta dificuldade no movimento se torna ainda maior e o fenômeno macro que vemos como resultado é o aumento da resistência do material.

A geração e a interação das discordâncias durante o encruamento causam um aumento da energia interna, o que leva a uma diminuição da resistência à corrosão sob tensão e introduz a possibilidade do aparecimento de trincas (DIETER, 1976).

Os aços inoxidáveis austeníticos são conhecidos devido a sua difícil usinabilidade, o encruamento destas ligas tem sido reconhecido como uma importante característica responsável por esta dificuldade, este fenômeno também é observado em ligas de níquel. Existem relatos de que o tamanho de grão da austenita tem influência na formação de martensita por tensão induzida e o encruamento é acentuado com o aumento do tamanho de grão dos aços inoxidáveis austeníticos, resultando em uma degradação da usinabilidade destas ligas (JIANG, 1997).

Em 2004, Saoubi realizou medições de microdureza em camadas superficiais encruadas após o processo de usinagem em aços inoxidáveis austeníticos e duplex. Foi

verificado que a severidade do encruamento superficial foi maior nos inoxidáveis austeníticos do que nos duplex.

Existem poucos estudos relacionados ao endurecimento superficial causado em decorrência da usinagem em aços inoxidáveis super duplex, sendo difícil assim determinar quais os parâmetros de usinagem terão uma maior influência ou se terão alguma influência, e se o teor dos elementos de liga, que fazem com que ele se diferencie de um aço inoxidável austenítico, tem algum efeito sobre o encruamento superficial.

4 Materiais e Métodos

Neste capítulo serão descritos os equipamentos e materiais utilizados, assim como a metodologia empregada nos ensaios e análises feitas ao longo deste trabalho. Todos os procedimentos foram realizados no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC). O LPTS conta com um setor de usinagem que possui um torno e um centro de usinagem CNC, para a usinagem dos corpos de prova para projetos de pesquisa.

4.1 Equipamentos

Nesta seção serão descritos os equipamentos utilizados para a realização de todo o procedimento prático.

4.1.1 Máquina Ferramenta

O equipamento utilizado para a usinagem dos corpos de prova foi um torno CNC da fabricante Nardini, modelo LOGIC 195 III VS, mostrado na figura 4.1, com comando Fanuc. O equipamento possui uma torre traseira com suporte para oito ferramentas e placa de fixação com acionamento pneumático.

Figura 4.1: Torno Nardini LOGIC 195 III VS.



Fonte: Autor

4.1.2 Sistema de Aquisição de dados

O Sistema de aquisição de dados é um equipamento utilizado pelo LPTS para a obtenção do sinal de corrente e tensão no momento da soldagem, ele é acoplado via cabo USB na fonte e ligado a um programa de computador chamado SAP. Este equipamento foi adaptado para a utilização no torno CNC, com o auxílio de uma garra para medição de corrente. O Mesmo foi ligado a uma das fases do motor elétrico do torno CNC, obtendo assim o sinal de corrente e transmitindo para o computador ligado ao sistema pelo programa SAP (Ver Figura 4.2)

Figura 4.2: Sistema de aquisição de dados utilizada para monitoramento da corrente



Fonte: Autor

4.1.3 Microscópio Óptico

A obtenção das micrografias e das imagens do desgaste das ferramentas foram feitas em um microscópio óptico, modelo Axio Observer. Z1m, da fabricante Zeiss (Ver Figura 4.3). O microscópio tem um aumento de até 1250 vezes e conta com conexão a um computador específico e um software que faz ligação com a câmera do microscópio para a obtenção de imagens.

Figura 4.3: Microscópio ótico



Fonte: Autor

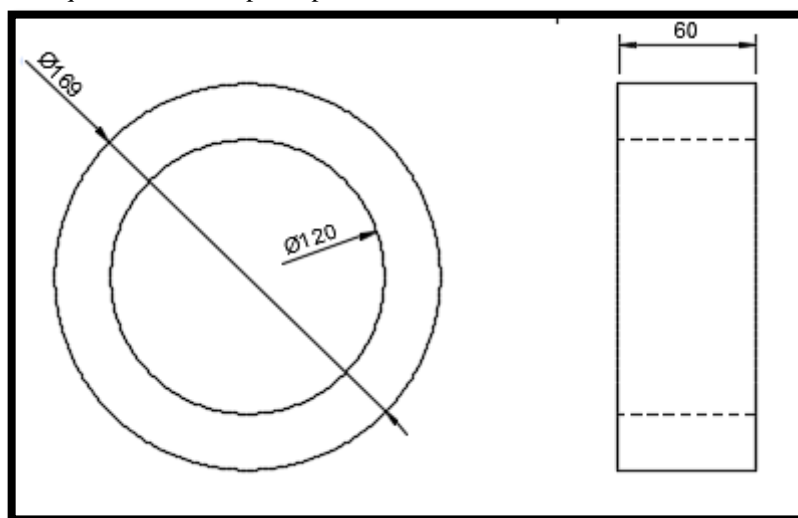
4.2 Materiais

Neste item serão descritas informações a respeito dos corpos de prova e ferramentas utilizadas no experimento.

4.2.1 Corpos de prova

O material utilizado para a confecção dos corpos de prova foi um aço inoxidável super duplex UNS S32760, comercialmente conhecido como Zeron 100. O mesmo foi fornecido pelo LPTS, no formato de tubos com diâmetro externo de 169 mm. Todos os corpos de prova foram retirados do mesmo tubo para que não houvesse grandes variações na composição química. Foram cortados com 63 mm de comprimento e posteriormente passaram pelo processo de faceamento para que fosse reduzido para 60 mm. (Ver Figura 4.4).

Figura 4.4: Desenho Esquemático do corpo de prova



Fonte: Autor

4.2.2 Ferramentas de corte

Apenas um tipo de pastilha intercambiável foi usado em todo o experimento, a mesma era de metal duro e com a geometria ISO TNMG 16 04 08 e classe M, específica para aços inoxidáveis. A pastilha possui uma geometria triangular com quebra cavaco e um ângulo de folga de 0° , revestimento a base de nitreto de titânio e alumínio e óxido de cromo com alumínio, $TiAlN + AlCr_2O_2$.

4.3 Planejamento experimental

Nesta seção será descrito todo o procedimento prático desde a usinagem preliminar dos corpos de prova, até os ensaios finais com o objetivo de analisar o encruamento e transformações microestruturais causadas no material decorrente do processo de usinagem.

4.3.1 Caracterização do metal de base

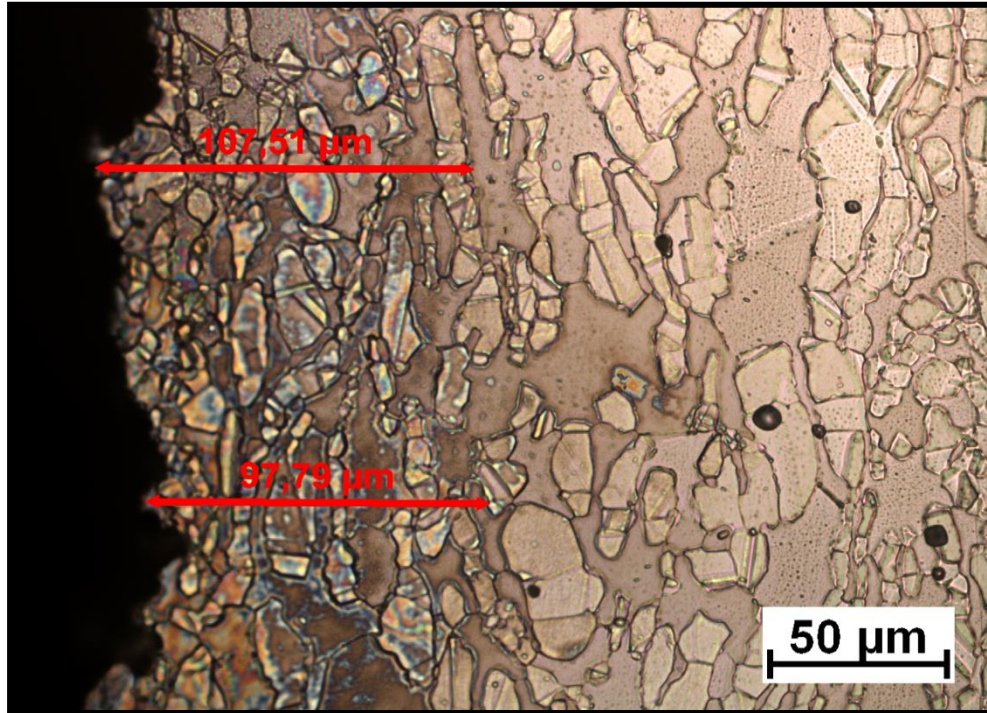
Nesta seção será descrito todo o procedimento prático desde a usinagem preliminar dos corpos de prova, até os ensaios finais com o objetivo de analisar o encruamento e transformações microestruturais causadas no material decorrente do processo de usinagem.

Foi feita a caracterização do metal de base para verificar a sua microestrutura e utilizar como comparação com as micrografias feitas após os ensaios. Foi possível constatar que a superfície apresenta uma região encruada advinda do processo de fabricação do tubo. As figuras 4.5 e 4.6 mostram as sessões transversal e longitudinal da parede do tubo e a Tabela 1 mostra a média da composição química medida no tubo.

Tabela 1: Composição química medida nos tubos

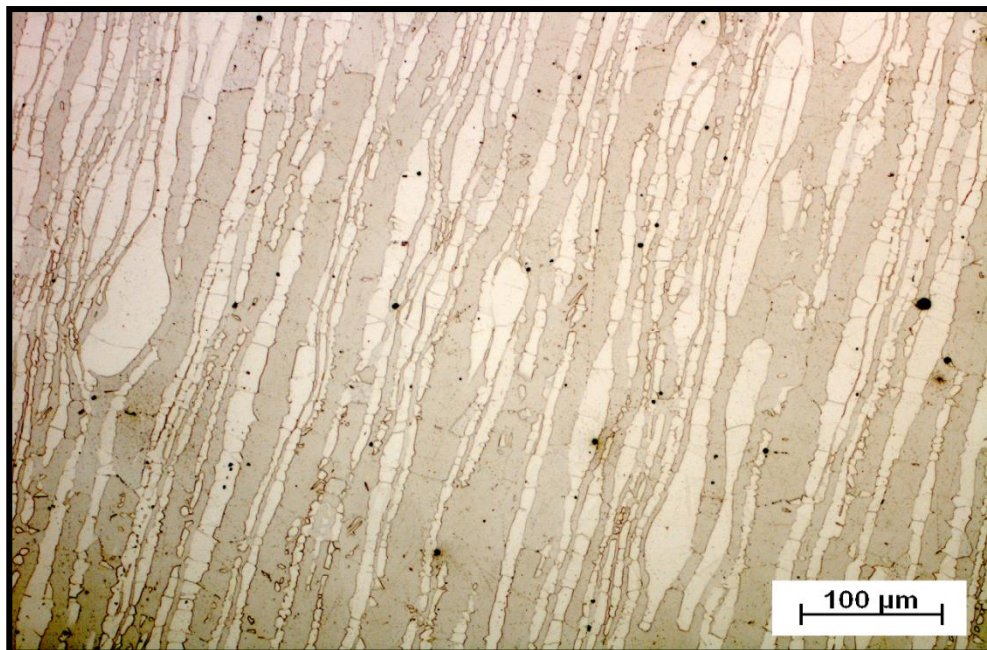
V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Nb	Mo	W
0,089	25,303	0,761	61,26	0,167	7,37	0,723	0,023	3,720	0,548

Figura 4.5: Micrografia da seção transversal do tubo como recebido, região encruada na superfície do material. Aumento de 500x. Ataque eletrolítico com ácido 60/40



Fonte: Autor

Figura 4.6: Micrografia da seção longitudinal do tubo como recebido. Aumento de 200x. Ataque eletrolítico com ácido 60/40



Fonte: Autor

4.3.2 Usinagem preliminar dos corpos de prova

A usinagem preliminar foi analisada em três corpos de prova para verificar o possível motivo do desgaste excessivo da ferramenta no primeiro passe. Foram realizados dois passes com ferramentas novas e profundidade de corte (A_p) variando conforme mostrado na Tabela 2. Não foi utilizado fluido de corte. O primeiro passe se destinava a retirar a primeira superfície do material e o segundo seria usado de comparação para analisar as potências de corte, afim de verificar ambos os comportamentos na retirada da primeira e da segunda superfície. A corrente era medida em todos os instantes, com o auxílio do sistema de aquisição de dados, para que fosse medido a corrente na máquina em vazio e no momento do corte. Nesta parte foram usadas arestas de cortes novas para cada usinagem em cada corpo de prova.

Os parâmetros de corte utilizados foram determinados com base nos que já eram utilizados no LPTS para a usinagem deste tipo de material. Que por sua vez foram baseados em tabelas fornecidas pela fabricante das ferramentas e modificada de acordo com observações experimentais para um melhor rendimento das pastilhas.

Tabela 2: Parâmetros utilizados para a usinagem preliminar

Corpo de prova	V_c [m/min]	f [mm/rot]	A_p [mm]
1	50	0,1	0,05
2	50	0,1	0,2
3	50	0,1	0,5

Com o sistema de aquisição de dados, foi montada um método para monitorar a corrente do motor ao longo da usinagem de forma a captar o sinal de corrente de uma das fases do motor e com isso determinar as variações da potência de corte que ocorreriam na usinagem dos tubos. Ao mesmo tempo o sistema foi conectado via usb a um computador para que os dados fossem transmitidos e salvos neste computador (Ver Figura 4.7)

Figura 4.7: Equipamento para aquisição do sinal de corrente instalado no torno CNC.



Fonte: Autor

Após a usinagem dos dois passes com a medição da corrente, todos corpos de prova foram novamente usinados para que o seu diâmetro final fosse de 166 mm.

4.3.3 Ensaios Para Análise do Efeito da Carga Aplicada

Nesta fase dos ensaios, cinco corpos de prova foram utilizados, apenas uma ferramenta seria usada para todo o processo de usinagem, diferente das usinagens feitas anteriormente. A relação de parâmetros profundidade de corte e avanço foi selecionada de modo a manter o tempo de corte igual para os ensaios 1, 2 e 3. Nos ensaios 4 e 5 a profundidade de corte seria mantida constante e seria variado o avanço, fazendo que o tempo de corte fosse diferente dos ensaios 1, 2 e 3. A variação dos parâmetros tinha o único objetivo de variar a potência de corte e a carga aplicada no material e com isto verificar se esta variação influenciaria na formação de alguma alteração microestrutural superficial no AISD S32760. A Tabela 3 mostra os parâmetros de corte utilizados nesta fase de ensaios.

Tabela 3: Parâmetros de corte utilizados nos ensaios para análise da carga

Corpo de prova	Vc [m/min]	f [mm/rot]	Ap [mm]
1	50	0,5	0,2
2	50	0,2	0,5
3	50	0,1	1,0
4	50	0,2	1,0
5	50	0,4	1,0

Ao todo seriam removidos 6 mm do diâmetro de cada um dos corpos de prova, sendo assim, para o primeiro corpo de prova seriam necessários 15 passes, para o segundo corpo de prova 6 cortes seriam executados e para os corpos de prova 3, 4 e 5 apenas 3 passes seriam necessários.

Para cada um dos ensaios as ferramentas foram utilizadas até a falha. Para garantir a integridade do último corte e não correr o risco de a ferramenta falhar durante o mesmo, a aresta de corte foi trocada para a realização do 15º passe no primeiro ensaio, do 6º passe no segundo ensaio e do 3º passe nos ensaios 3, 4 e 5 respectivamente.

Os valores de corrente obtidos foram utilizados para estimar a potência e a força de corte nos cálculos posteriores.

Por último, foram retiradas amostras de cada um dos corpos de prova para que fosse feito a análise metalográfica e verificação das modificações microestruturais na superfície usinada.

As ferramentas utilizadas nos ensaios 1, 2 e 3 seriam separadas para análise do desgaste, apenas essas três seriam analisadas pois estes três parâmetros resultavam no mesmo tempo total de usinagem e com isso as três poderiam ser comparadas para determinar que condições teriam um melhor rendimento da ferramenta.

4.3.4 Ensaios com altas velocidades de corte

Em adição, foram feitos dois ensaios com velocidades de corte elevadas, para verificar se grandes aumentos na temperatura de corte acarretariam em algum tipo de modificação microestrutural nas proximidades da face usinada. Estes ensaios serão denominados ensaios 6 e 7. Os dois ensaios foram feitos com os parâmetros indicados na Tabela 4. A corrente do equipamento não foi monitorada nestes dois procedimentos.

Tabela 4: Parâmetros de corte utilizados nos ensaios com altas velocidades de corte

Corpo de prova	Vc [m/min]	f [mm/rot]	Ap [mm]
6	500	0,05	1,0
7	800	0,05	1,0

4.3.5 Análise Microestrutural

Após a usinagem dos corpos de prova, amostras foram retiradas de cada um deles para que fossem verificadas no microscópio ótico. As amostras retiradas foram embutidas e após isso passaram pelos processos de lixamento e polimento até a granulometria de 1µm (Figura 4.8). Após o polimento das amostras, as mesmas passaram por um ataque eletrolítico com o ácido 60/40 (60% H₂O e 40% HNO₃).

Tendo sido feitos os ataques, as amostras foram levadas ao microscópio ótico para análise das suas respectivas microestruturas. Ao todo foram sete amostras, cinco dos ensaios para análise do efeito da carga aplicada e duas dos ensaios com altas velocidades de corte, para

verificação do efeito da temperatura. Na amostra do ensaio 5 também foi feita uma análise utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Figura 4.8: Amostra embutida para preparação metalográfica



Fonte: Autor

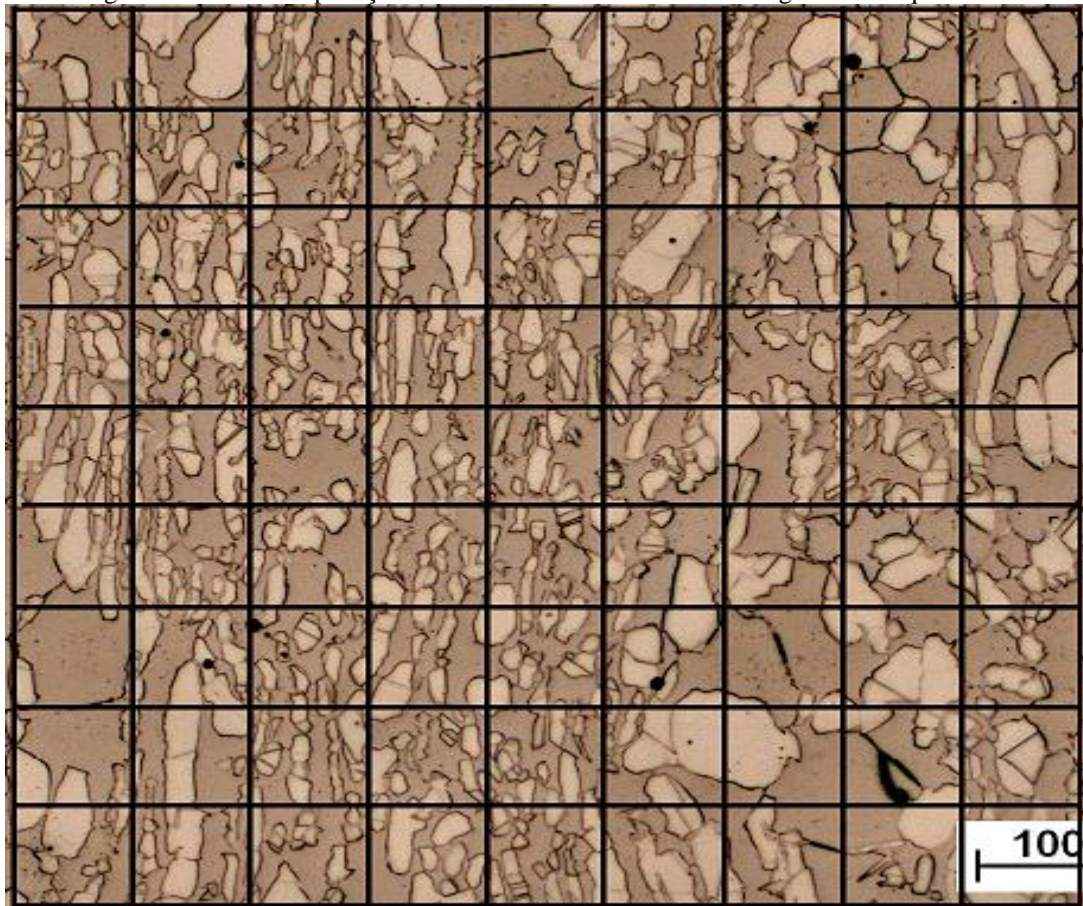
4.3.6 Quantificação de Fases

Para determinar se as condições de usinagem causaram alguma alteração do balanceamento entre as fases ferrita e austenita que compõem o AISD UNS S32760, foi feita uma quantificação de fases utilizando o método de contagem de pontos em uma malha reticulada descrito na norma ASTM E562. Neste método se faz a contagem da quantidade de pontos que se encontram em determinada fase em relação a quantidade total de pontos da malha.

Foram traçadas malhas em três micrografias para cada ensaio, duas com aumento de 500x e uma com aumento de 200x. Foram feitas sete quantificações para determinar o percentual de fases no material como recebido para estimar também a composição de fases da região sem efeito da usinagem, para isso foram utilizadas 3 micrografias no plano longitudinal e 4 no plano transversal, todas com aumento entre 200 e 500 vezes.

As malhas utilizadas tinham um total de 100 pontos, como mostrada na figura 4.9, os pontos eram contados manualmente e divididos entre as fases ferrita e austenita e ao final da contagem eram divididos cada um por 100 e assim obtido o percentual de cada uma das fases.

Figura 4.9: imagem ilustrativa da aplicação da malha reticulada em uma micrografia a ser quantificada



Fonte: Autor

5 Resultados e Discussões

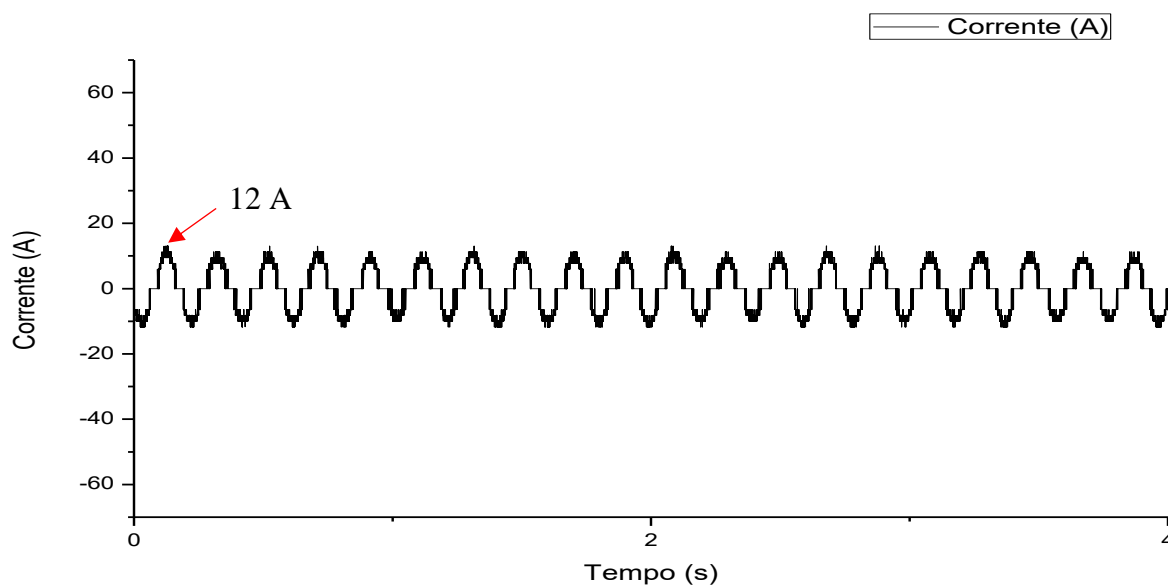
Neste item serão descritos os resultados obtidos na usinagem preliminar, dos ensaios para análise do efeito da carga aplicada, dos ensaios com altas velocidades de corte e também da quantificação de fases.

5.1 Usinagem Preliminar

As usinagens foram realizadas seguindo os parâmetros indicados na Tabela 2. O gráfico 1 mostra o comportamento da corrente quando o torno está rodando em vazio, ou seja, a placa está rodando, mas a ferramenta não está cortando nenhum material.

Todos os gráficos de corrente x tempo mostrados neste trabalho tratam da corrente total do equipamento e não da corrente específica associada especificamente ao corte.

Gráfico 1: Corrente x Tempo, Ferramenta em vazio.



Os gráficos 2 e 3 são respectivamente do primeiro e do segundo corte na primeira peça, $A_p = 0,05$ mm, $V_c = 50$ m/min e $f = 0,1$ mm/rot.

Gráfico 2: Corrente x Tempo, primeiro passe na superfície bruta do material. Peça 1, $A_p = 0,05$ mm $f = 0,1$ mm/rot.

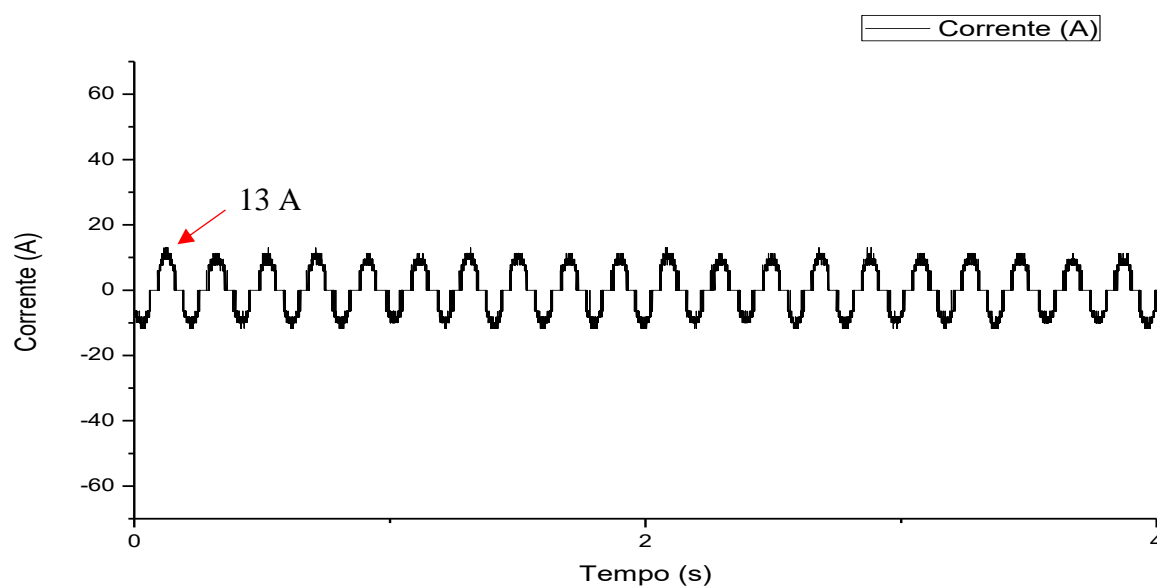
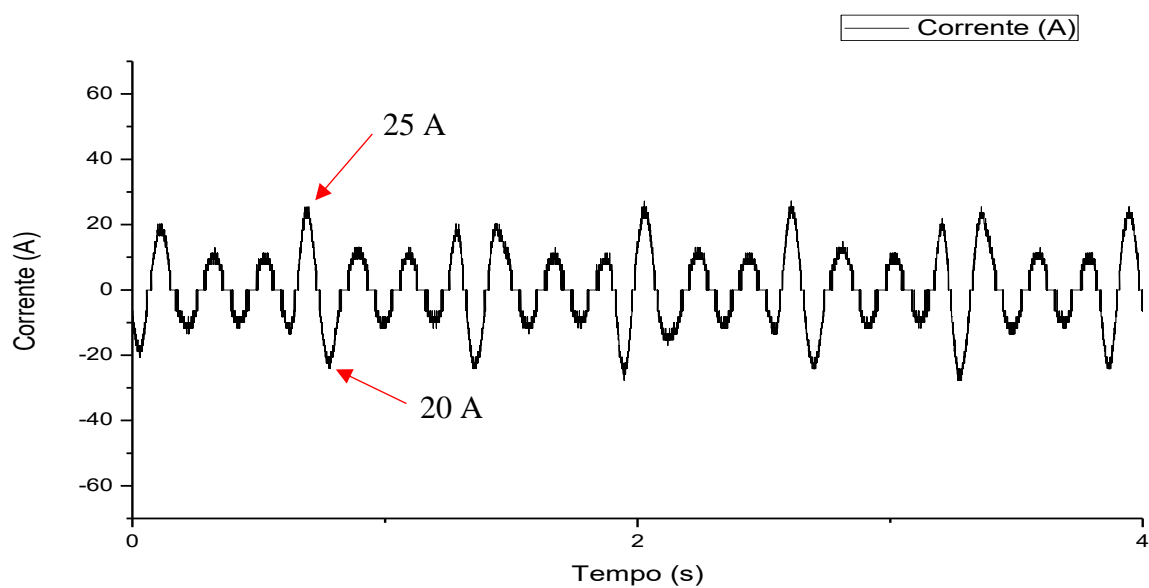


Gráfico 3: Corrente x Tempo, segundo passe na superfície bruta do material. Peça 1, $A_p = 0,05$ mm $f = 0,1$ mm/rot.



Os gráficos 4 e 5 são respectivamente do primeiro e do segundo corte na segunda peça, $A_p = 0,2$ mm, $V_c = 50$ m/min e $f = 0,1$ mm/rot.

Gráfico 4: Corrente x Tempo, primeiro passe na superfície bruta do material. Peça 2, $A_p = 0,2 \text{ mm}$ $f = 0,1 \text{ mm/rot.}$

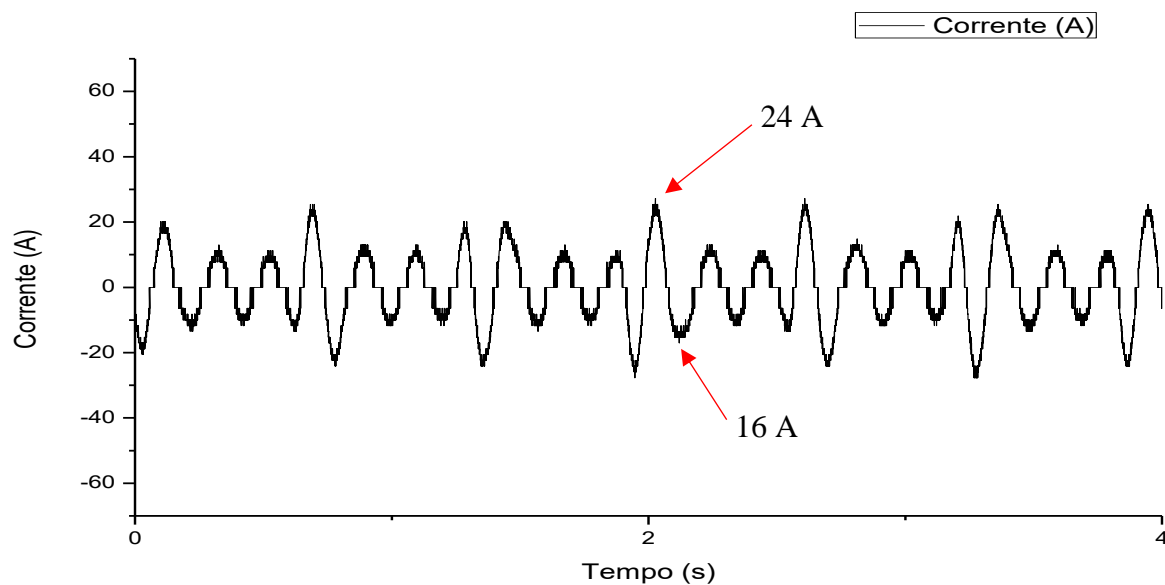
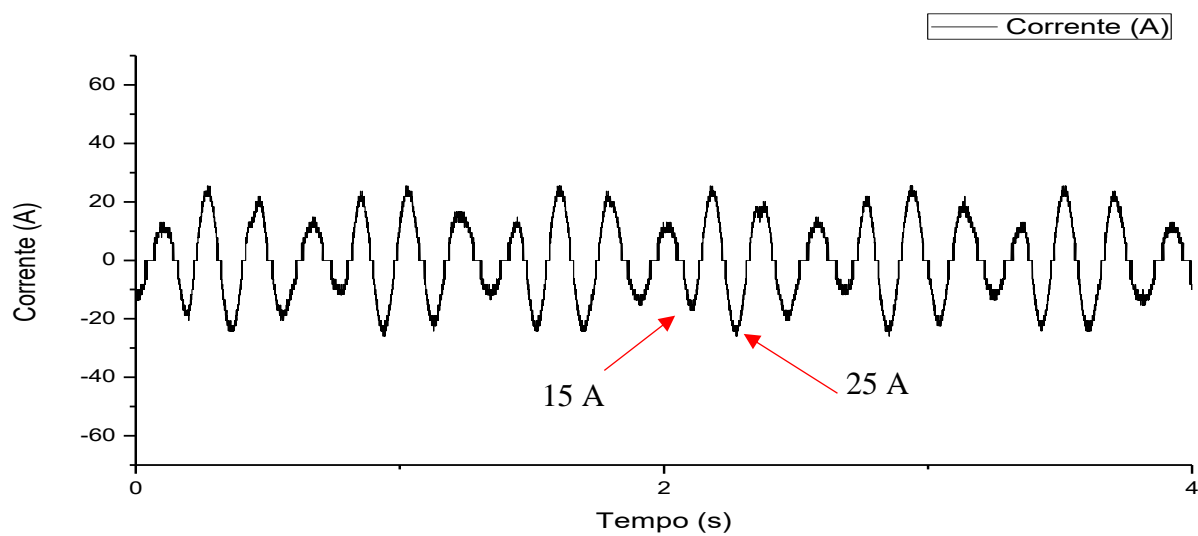


Gráfico 5: Corrente x Tempo, segundo passe na superfície bruta do material. Peça 2, $A_p = 0,2 \text{ mm}$ $f = 0,1 \text{ mm/rot.}$



Os gráficos 6 e 7 são respectivamente do primeiro e do segundo corte na terceira peça, $A_p = 0,5 \text{ mm}$, $V_c = 50 \text{ m/min}$ e $f = 0,1 \text{ mm/rot.}$

Gráfico 6: Corrente x Tempo, primeiro passe na superfície bruta do material. Peça 3, $A_p = 0,5$ mm $f = 0,1$ mm/rot.

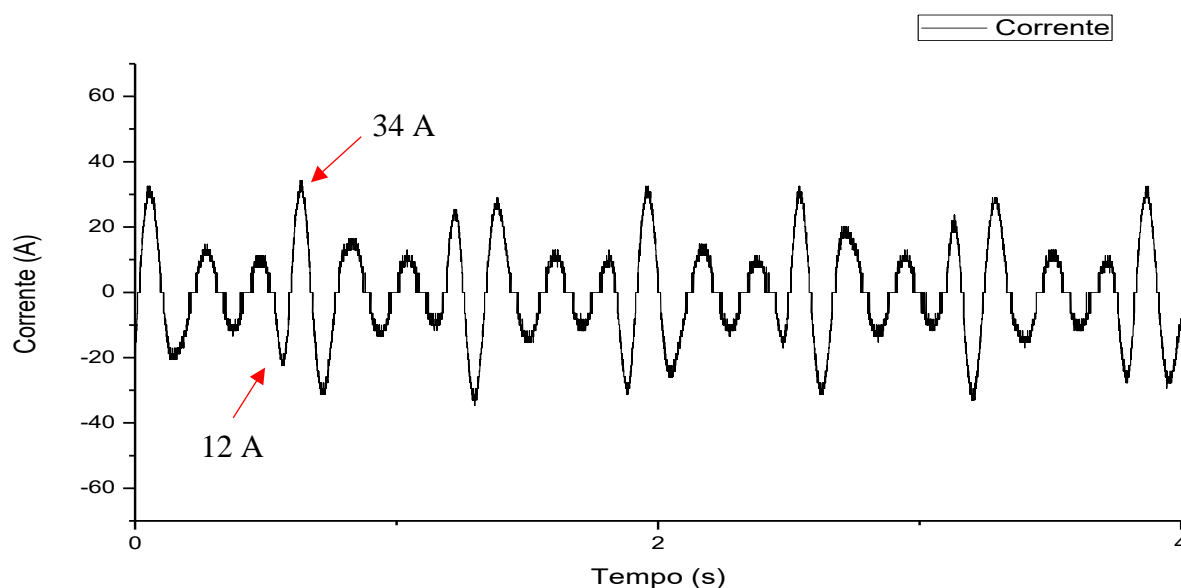
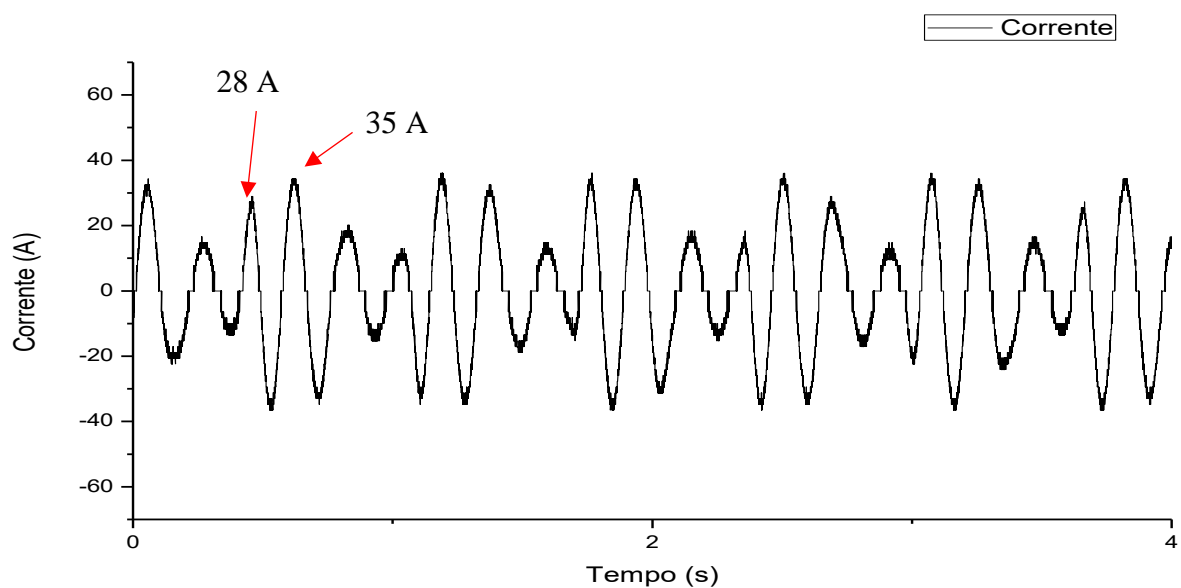


Gráfico 7: Corrente x Tempo, segundo passe na superfície bruta do material. Peça 3, $A_p = 0,5$ mm $f = 0,1$ mm/rot.



Em todos os gráficos é possível perceber uma grande variação na corrente, causadas pela variação na profundidade de corte durante a usinagem, estas variações geram grandes mudanças na potência de corte e consequentemente na força de corte aplicada, fazendo com que a ferramenta sofra um esforço de fadiga com o aumento e redução da carga.

Como se pode notar pelos gráficos, este método de análise é sensível a variações no esforço de corte, tanto que devido a intermitência do corte podíamos ver picos de correntes maiores sempre acompanhados de picos com uma intensidade mais leve, estes últimos representando os pontos de entrada e de saída da ferramenta. Sendo assim, este método poderia ser utilizado para verificar a existência de inclusões que estivessem causando desgastes excessivos ou até mesmo quebrando ferramentas, inclusões macroscópicas que muitas vezes

causam estes problemas são encontradas no ferro fundido, sendo estes defeitos oriundos do processo de fabricação.

A Tabela 5 mostra os valores calculados para a potência e a força de corte baseadas nos picos de corrente mostrados nos gráficos e na tensão nominal do motor, sendo denominados de pico 1 e pico 2, o maior valor de corrente do gráfico e o valor mais baixo que estivesse acima de 12 A respectivamente.

Tabela 5: Valores de corrente, força e potência de corte para a usinagem preliminar dos corpos de prova

	Peça 1				Peça 2			Peça 3		
	I _{ef} [A]	P _c [KW]	F _c [KN]		I _{ef} [A]	P _c [KW]	F _c [KN]	I _{ef} [A]	P _c [KW]	F _c [KN]
Corte 1	Pico 1	9,192	0,269	0,322	16,971	4,56	5,472	24,042	8,36	10,032
	Pico 2	-	-	-	11,314	1,52	1,824	18,385	5,32	6,834
Corte 2	Pico 1	17,678	3,493	4,192	17,678	4,94	5,928	24,749	8,74	10,488
	Pico 2	14,142	2,150	2,580	10,607	1,14	1,368	23,335	7,98	9,576

O fato de existir um desgaste excessivo da ferramenta na primeira retirada de material, como foi reportado pelo técnico da usinagem, provavelmente advém de o fato dos tubos serem muito irregulares, gerando assim estas grandes variações na força de corte, como foi mostrado na Tabela 5, estas variações são prováveis causadoras de trincas mecânicas na aresta de corte, prejudicando assim a sua vida útil e podendo levar a uma falha precoce da ferramenta.

5.2 Ensaios Para Análise do Efeito da Carga Aplicada

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos a partir da usinagem dos corpos de prova utilizando diferentes parâmetros e consequentemente diferentes cargas aplicadas no material, com o objetivo de gerar diferenças na microestrutura da superfície usinada. Serão determinadas as forças e potências de corte para cada situação, também serão analisadas as seções transversais dos tubos depois da usinagem.

5.2.1 Força e Potência de Corte

Abaixo serão mostrados os gráficos da corrente no momento da usinagem e também os valores da potência e da força de corte associada a cada parâmetro utilizado nos ensaios 1, 2 e 3, 4 e 5

Gráfico 8: Corrente x Tempo. Ensaio 1 $A_p = 0,2$ mm, $f = 0,5$ mm/rot.

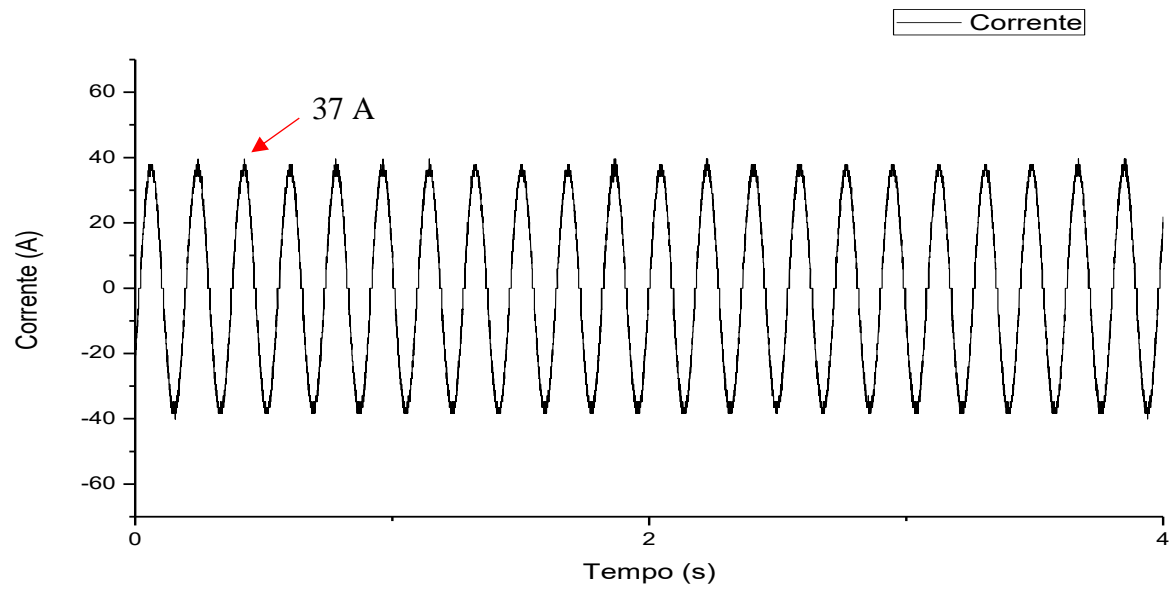


Gráfico 9: Corrente x Tempo. Ensaio 2 $A_p = 0,5$ mm, $f = 0,2$ mm/rot.

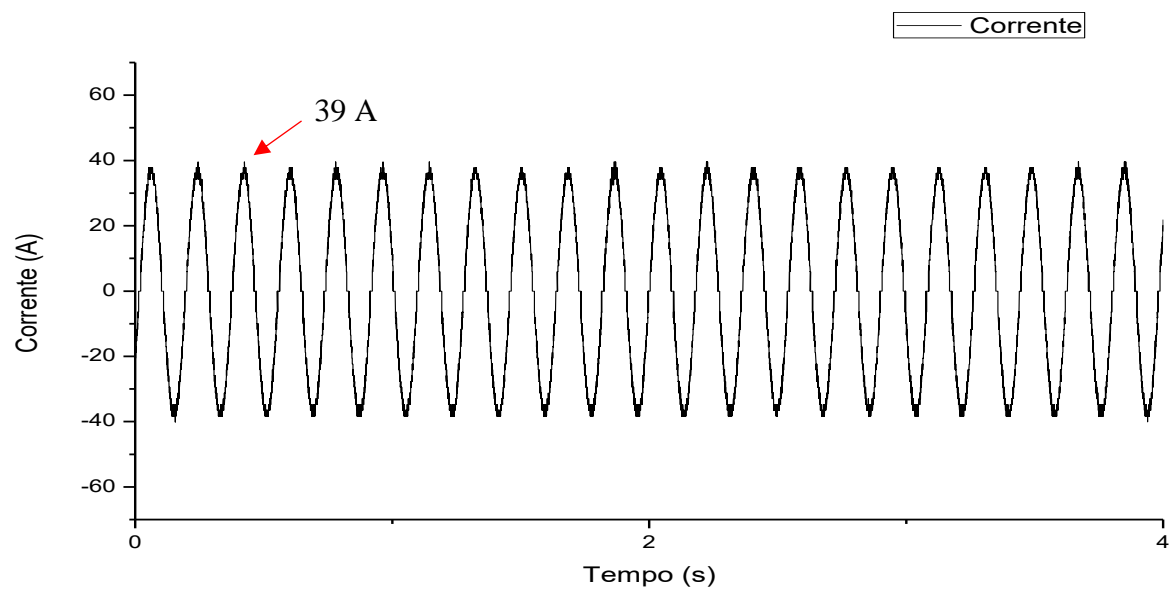


Gráfico 10: Corrente x Tempo. Ensaio 3 $A_p = 1$ mm, $f = 0,1$ mm/rot.

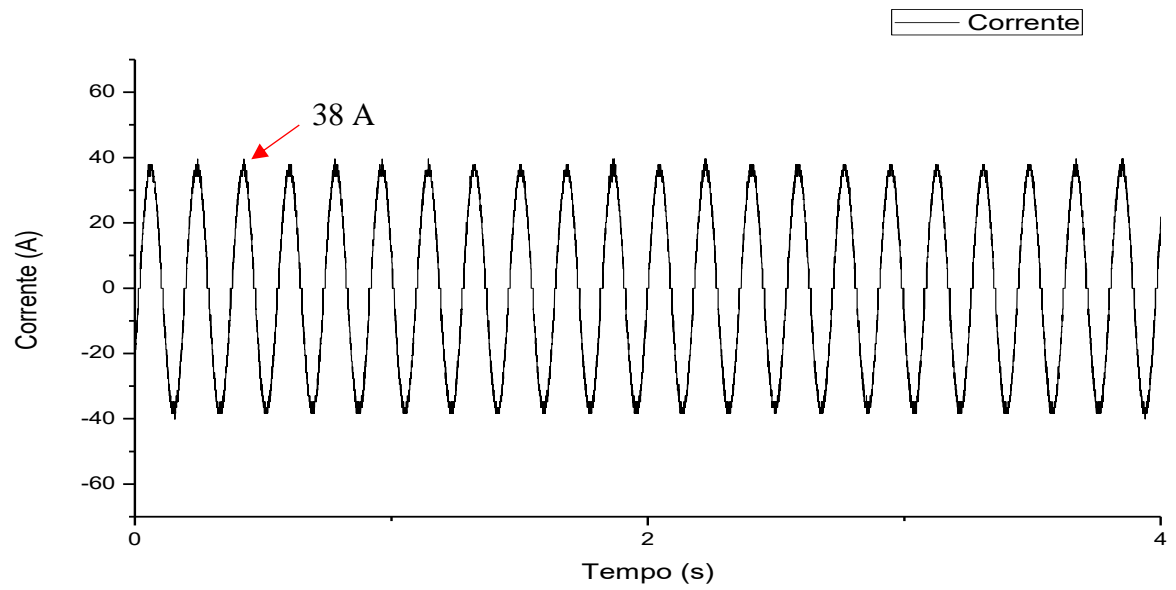


Gráfico 11: Corrente x Tempo. Ensaio 4 $A_p = 1$ mm, $f = 0,2$ mm/rot.

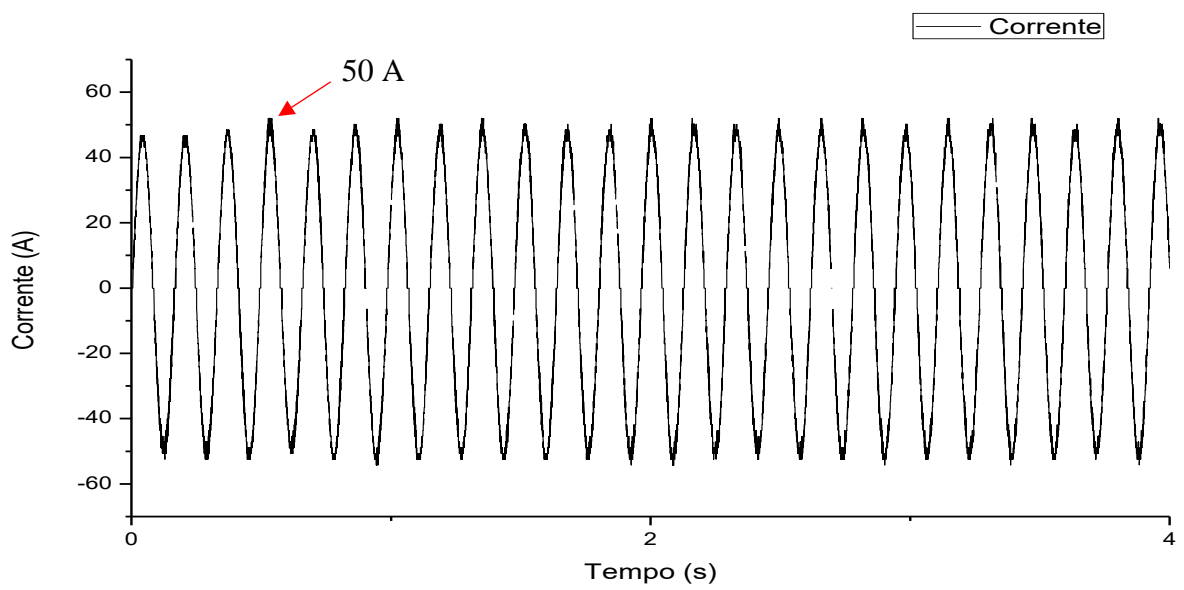
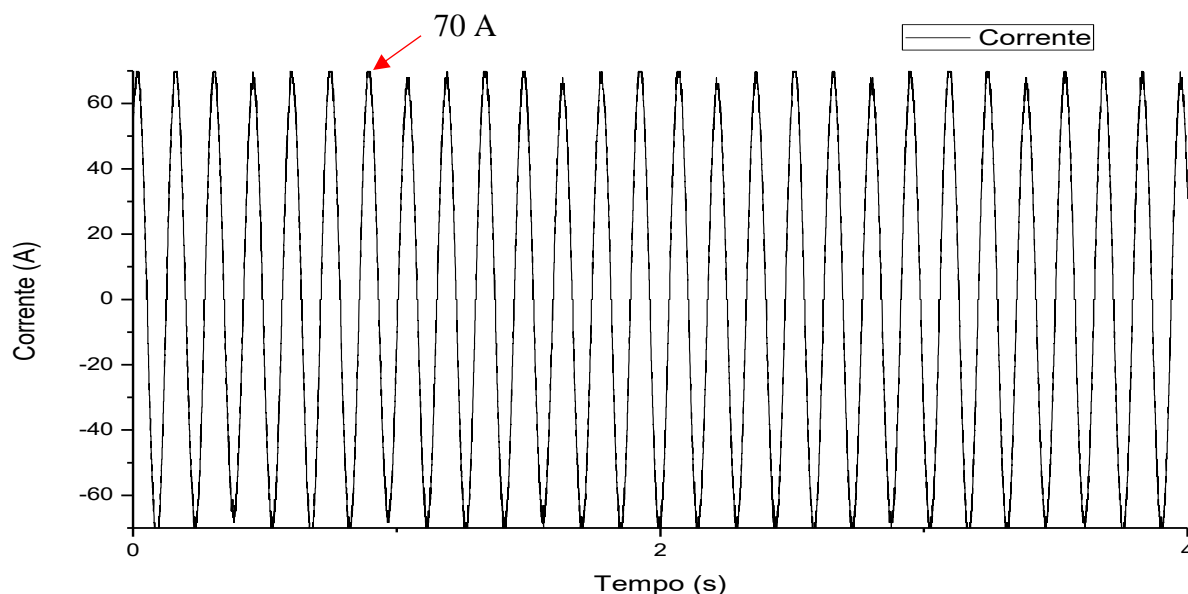


Gráfico 12: Corrente x Tempo. Ensaio 5 $A_p = 1 \text{ mm}$, $f = 0,4 \text{ mm/rot.}$ 

Diferentemente dos gráficos anteriores, pode-se notar que os picos de corrente não variam de forma significativa, mostrando que a força de corte não teve variações no momento das usinagens, como acontecia nos gráficos da usinagem preliminar onde existia uma grande variação na profundidade de corte ao longo da circunferência do tubo.

A Tabela 6 mostra os valores obtidos para a potência e a força de corte nos cinco ensaios, calculados a partir da corrente eficaz aplicada dos picos de corrente obtidos nos gráficos anteriores.

Tabela 6: Valores de corrente, potência de corte e força de corte.

	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	Ensaio 4	Ensaio 5
$I_{ef} [A]$	26,16295	27,57716	26,87006	35,35534	49,49747
$P_c [KW]$	6,718	7,255	6,986	10,211	15,585
$F_c [KN]$	8,061017	8,705899	8,383458	12,25275	18,70156

Nos gráficos 8, 9 e 10 a corrente teve uma variação mínima, fazendo com que a potência de corte nos três ensaios fossem praticamente as mesmas. O fato da combinação de profundidade de corte e avanço terem sido escolhidas de modo a manter o tempo de corte constante, fez com que a área de corte também fosse mantida constante nos três ensaios e a consequência disso foi uma variação mínima na potência de corte.

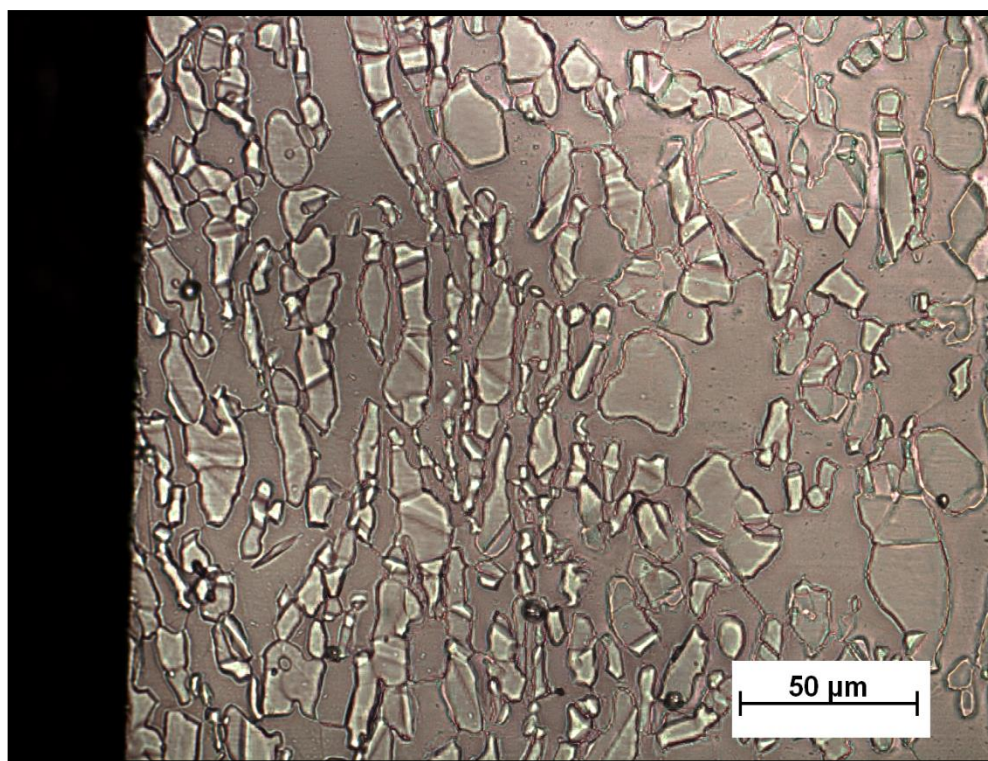
Nos gráficos 11 e 12 nota-se um aumento significativo da corrente e consequentemente da força e da potência de corte, no gráfico 12 é possível perceber que a

corrente atinge valores de quase duas vezes os obtidos nos gráficos 8,9 e 10. A potência de corte também aumenta significativamente a partir do terceiro ensaio, indo de 6,986 KW para 10,211 KW no quarto ensaio, e chegando a 15,585 KW no último ensaio.

5.2.2 Microestrutura

Nos ensaios 1, 2 e 3 não foi encontrada nenhuma alteração microestrutural, como a potência de corte nas três condições era praticamente a mesma, a microestrutura encontrada nas três amostras também são muito semelhantes, e com isso apenas uma será colocada no trabalho para evitar repetições. A figura 5.1 mostra a microestrutura obtida no ensaio 3.

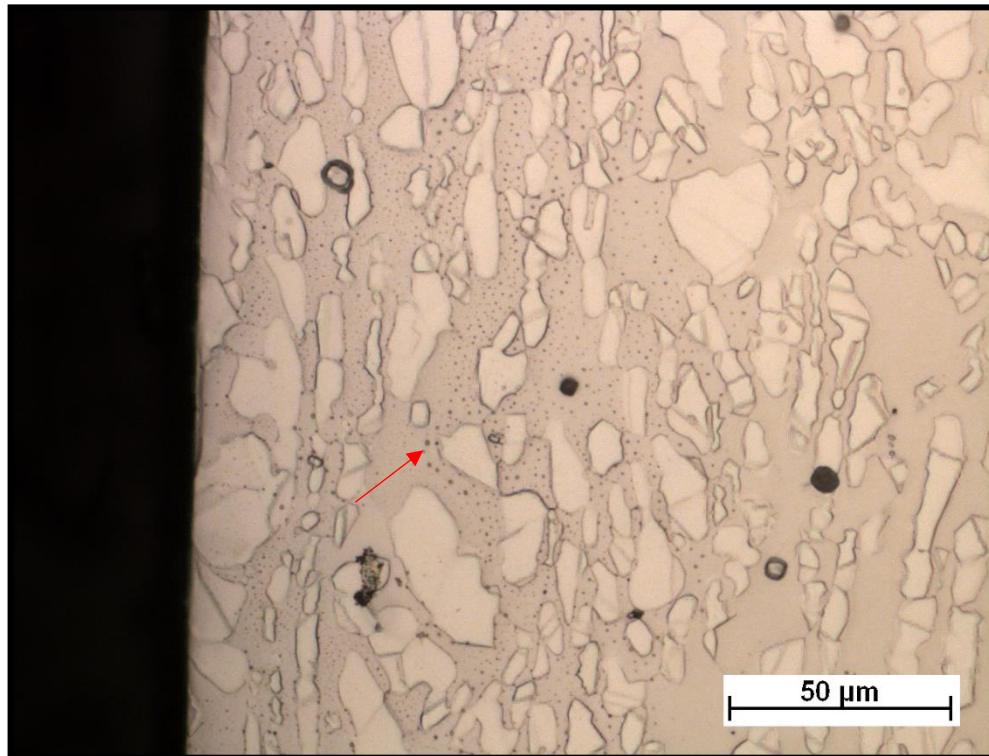
Figura 5.1: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 3 $P_c = 6,986$ KW. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 500x



Fonte: Autor

No quarto ensaio, em que a potência de corte teve um valor significativamente superior aos três anteriores, notou-se o aparecimento de pequenos pontos de corrosão localizada ao longo da região ferrítica nas proximidades da superfície usinada. Os pontos de corrosão surgiram em algumas partes da amostra, sempre nas proximidades da superfície usinada, mas não chegavam a aparecer de forma uniforme ao longo de toda a região.

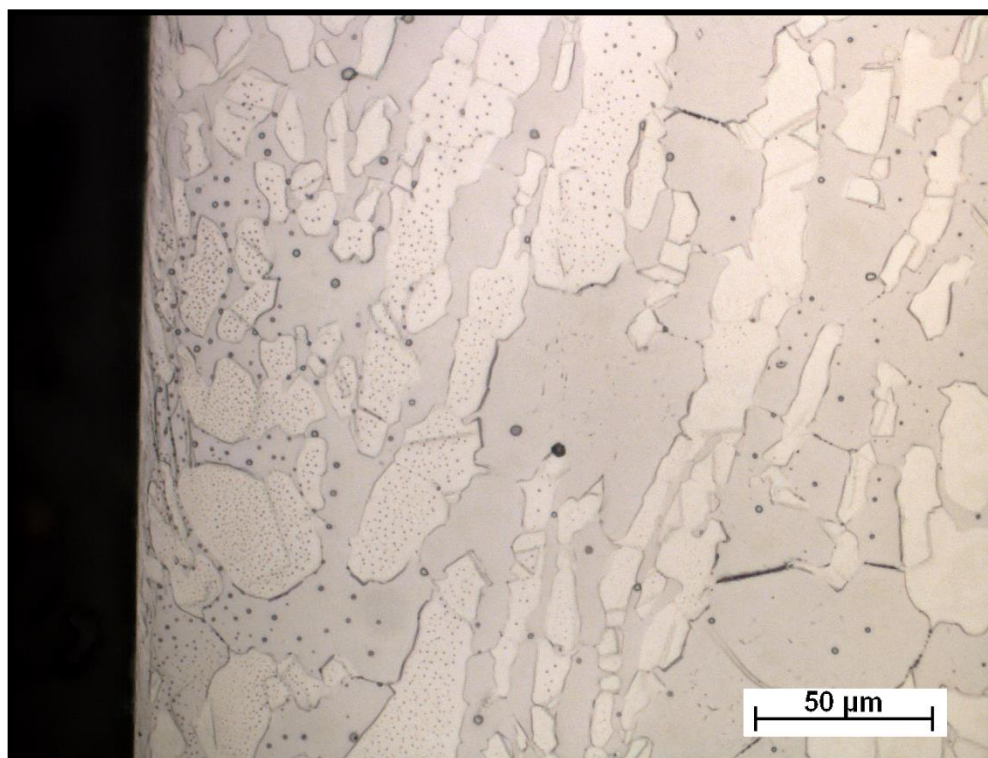
Figura 5.2: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 4 $P_c = 10,211$ KW. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 500x



Fonte: Autor

No quinto ensaio foi observado novamente o surgimento de pontos de corrosão localiza, mas desta vez surgiram tanto na região ferrítica quanto austenítica e em quantidade bem maior do que na amostra do ensaio 4.

Figura 5.3: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 5 $P_c = 15,585$ KW. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 500x

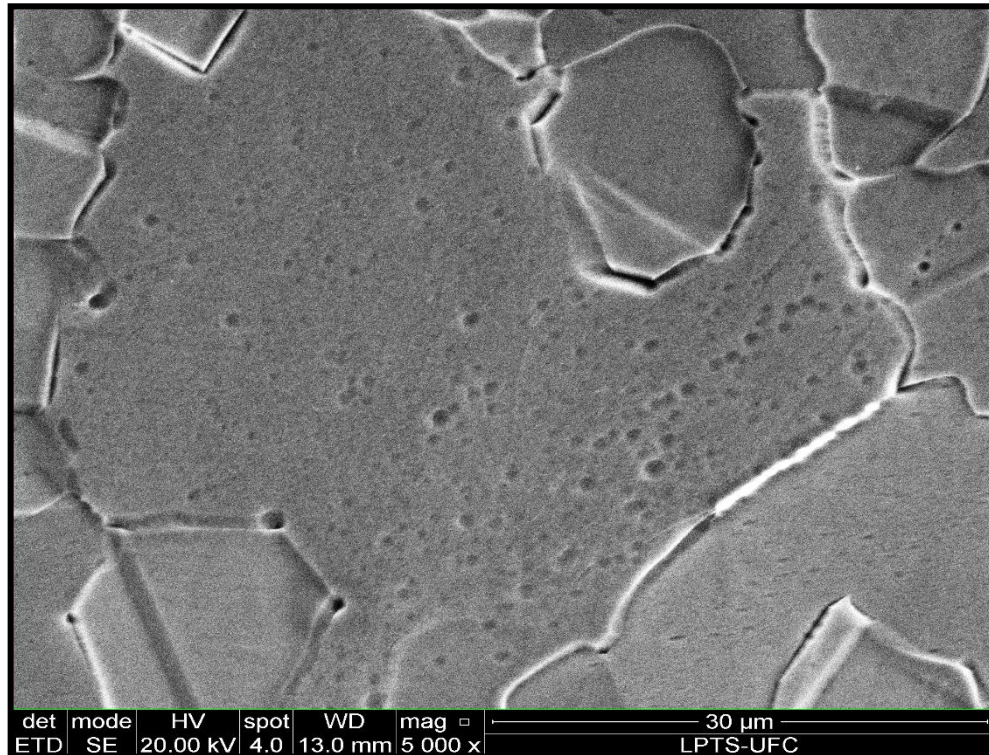


Fonte: Autor

Decidiu-se levar a amostra do ensaio 5 para o MEV e verificar a causa provável destes pontos de corrosão localizada.

No microscópio eletrônico de varredura não foram encontrados indícios de precipitados nas proximidades da superfície, levando a crer que as regiões corroídas pontualmente nas imagens obtidas no microscópio ótico foram causadas pelo ataque metalográfico. A diferença no tamanho das amostras ou até mesmo algumas variações da corrente e da distância entre as peças e o catodo no momento do ataque, podem ter feito com que as amostras dos ensaios 4 e 5 corroessem mais do que as outras, gerando assim as regiões em que o ataque metalográfico criou as micro crateras observadas no microscópio ótico. A figura 5.4 mostra a micrografia obtida no MEV da amostra do ensaio 5.

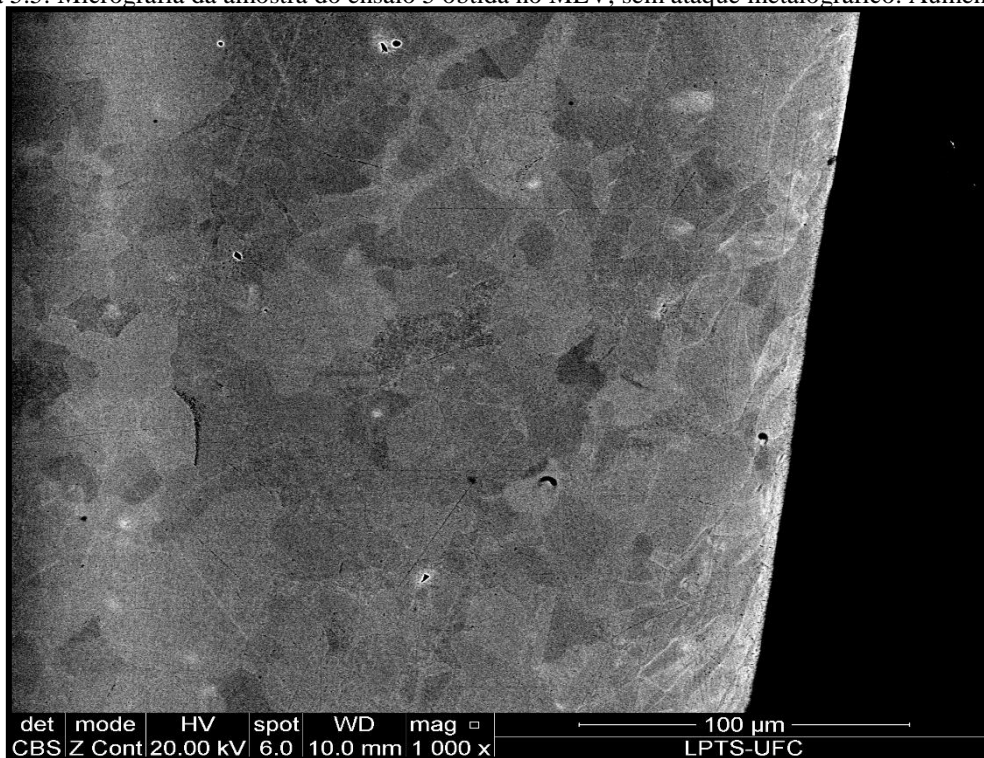
Figura 5.4: Micrografia da amostra do ensaio 5 obtida no MEV, Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 5000x



Fonte: Autor

A figura 5.5 apresenta a mesma amostra do ensaio 5, mas sem o ataque metalográfico, não são observados nenhum tipo de precipitado, corroborando assim a hipótese de que as regiões corroídas nas amostras 4 e 5 foram falhas no ataque metalográfico.

Figura 5.5: Micrografia da amostra do ensaio 5 obtida no MEV, sem ataque metalográfico. Aumento 1000x



Fonte: Autor

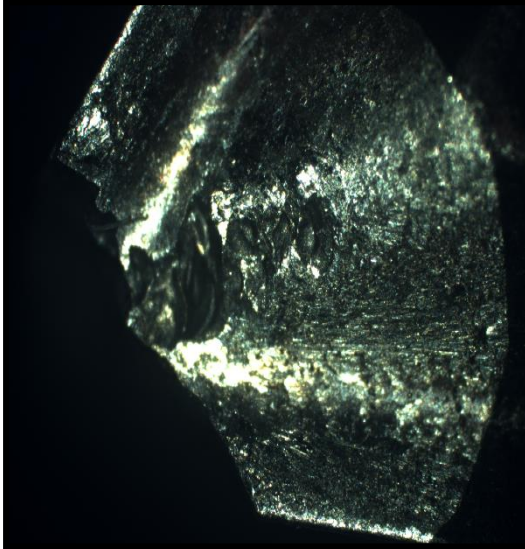
Foi constatado que nos ensaios feitos, a carga aplicada no material pelo processo de usinagem não teve nenhum efeito de modificação estrutural no material, e apesar da liga ter uma alta ductilidade, não foram encontrados nenhum indicio de encruamento nas proximidades da superfície usinada.

5.2.3 Desgaste das Ferramentas

Todas as ferramentas analisadas apresentaram formação de arestas postiças de corte, mostrando que o aço inoxidável super duplex UNS S32760 têm uma característica de usinabilidade semelhante aos aços inoxidáveis austeníticos, fazendo que o cavaco se acumule no gume da ferramenta e prejudique a sua capacidade de corte.

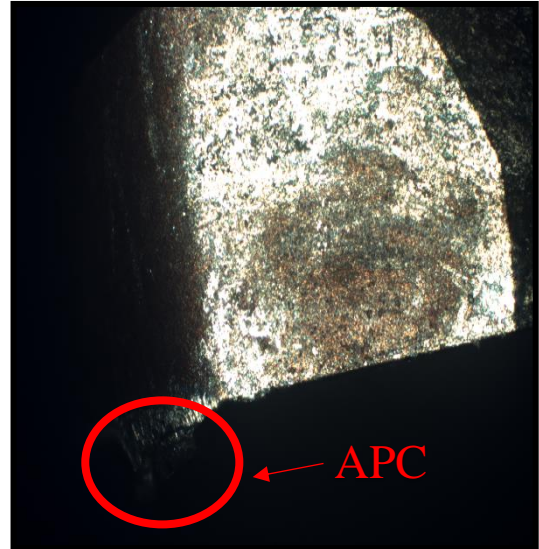
Dentre as ferramentas que foram analisadas, apenas a ferramenta do ensaio 1, com $A_p = 0,2$ mm e $f = 0,5$ mm/rot, chegou a falhar em operação (Ver Figura 5.6), esta ferramenta falhou no 13º passe, conseguindo remover 5,2 mm no diâmetro da peça. A ferramenta utilizada nos passes 14 e 15 apresentou a formação de uma aresta postiça de corte (Ver Figura 5.7)

Figura 5.6: Ferramenta utilizada no ensaio 1 do 1º ao 13º passe, Superfície de saída da ferramenta.



Fonte: Autor

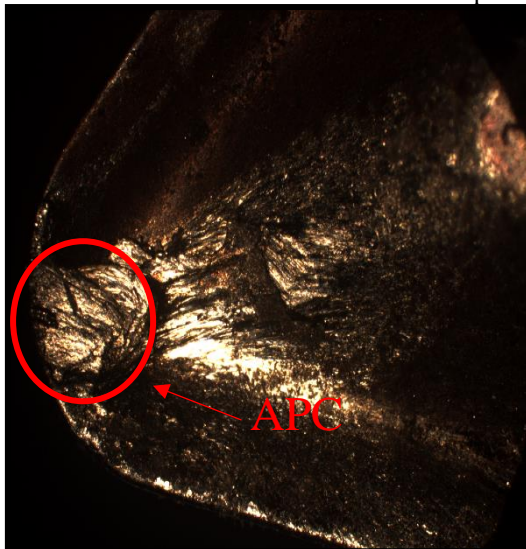
Figura 5.7: Ferramenta utilizada no ensaio 1 nos passes 14 e 15, Superfície de folga da ferramenta.



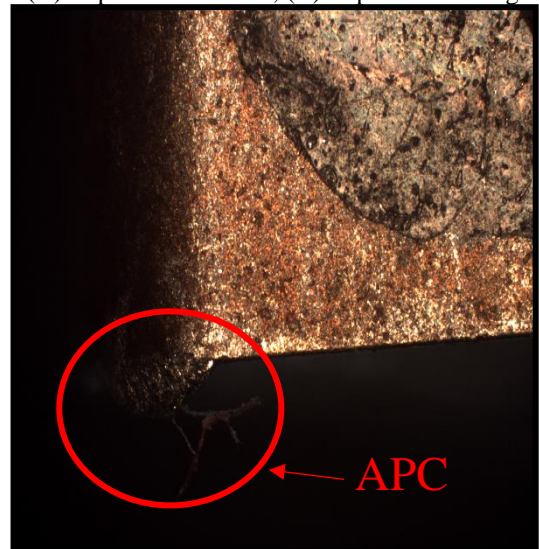
Fonte: Autor

A ferramenta utilizada nos passes de 1 a 5 no ensaio dois, com $A_p = 0,5$ e $f = 0,2$, não apresentou desgastes significativos, não sendo detectados nem desgastes de entalhe nem crateras. Foi possível detectar por microscopia ótica apenas incrustações do material da peça e a formação de uma aresta postiça no gume da ferramenta (Ver Figura 5.8).

Figura 5.8: Ferramenta utilizada no ensaio 2 nos passes de 1 a 5. (A) Superfície de saída, (B) Superfície de folga



(A)

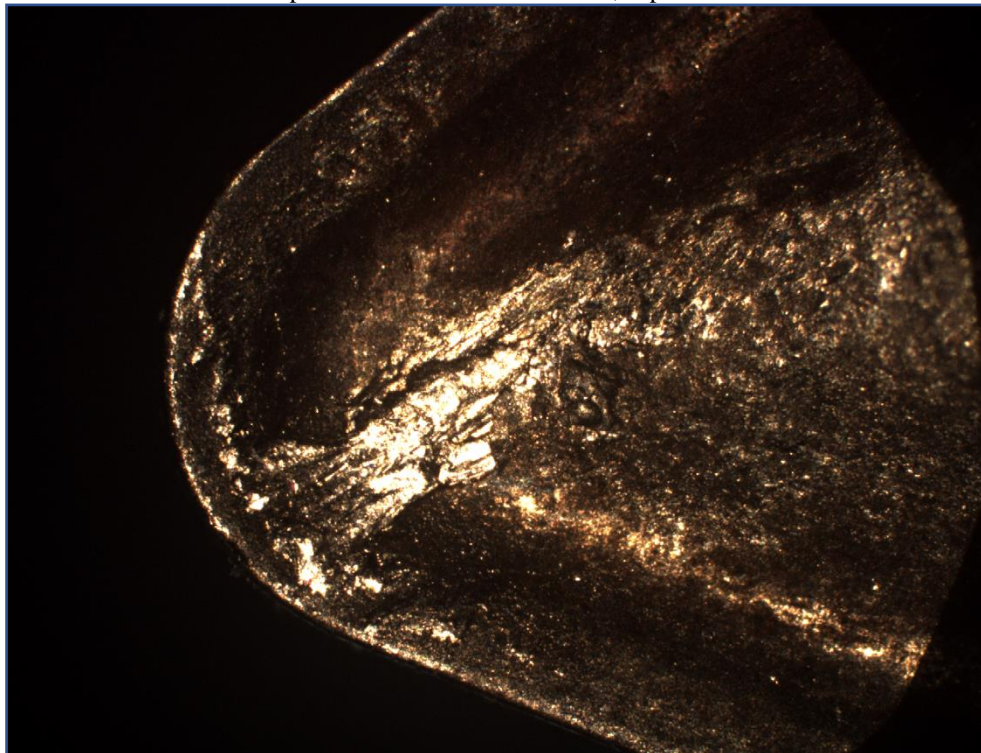


(B)

Fonte: Autor

A figura 5.9 mostra a ferramenta utilizada nos passes 1 e 2 do terceiro ensaio, com $A_p = 1 \text{ mm}$ e $f = 0,1 \text{ mm/rot.}$

Figura 5.9: Ferramenta utilizada nos passes 1 e 2 do terceiro ensaio, superfície de saída da ferramenta.



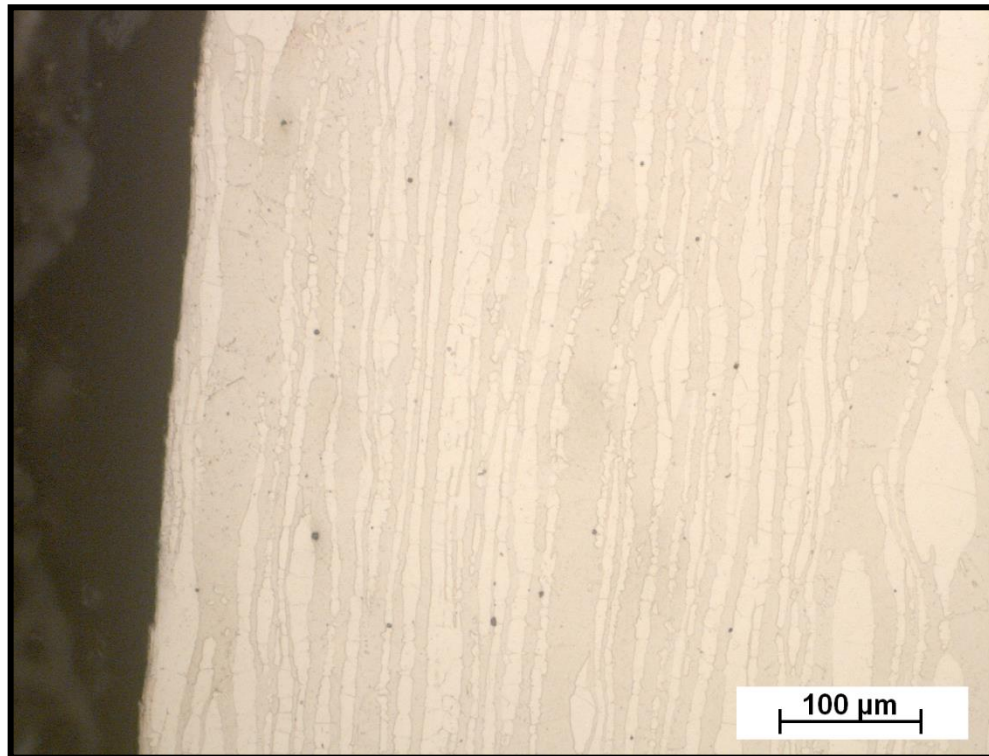
Fonte: Autor

Foi constatado que o rendimento das ferramentas na usinagem do UNS S32760, teve uma melhora com a utilização de maiores profundidades de corte e avanços mais baixos. As ferramentas dos ensaios 2 e 3 removeram praticamente a mesma quantidade de material que a ferramenta do primeiro ensaio, porém estas não apresentaram desgastes significativos, e suas respectivas arestas de corte ainda estavam em boas condições para continuar a usinagem. Enquanto a ferramenta utilizada no primeiro ensaio que utilizava uma baixa profundidade de corte e um avanço mais elevado, teve um desgaste excessivo chegando a falhar durante o corte do material.

5.3 Ensaios com altas velocidades de corte

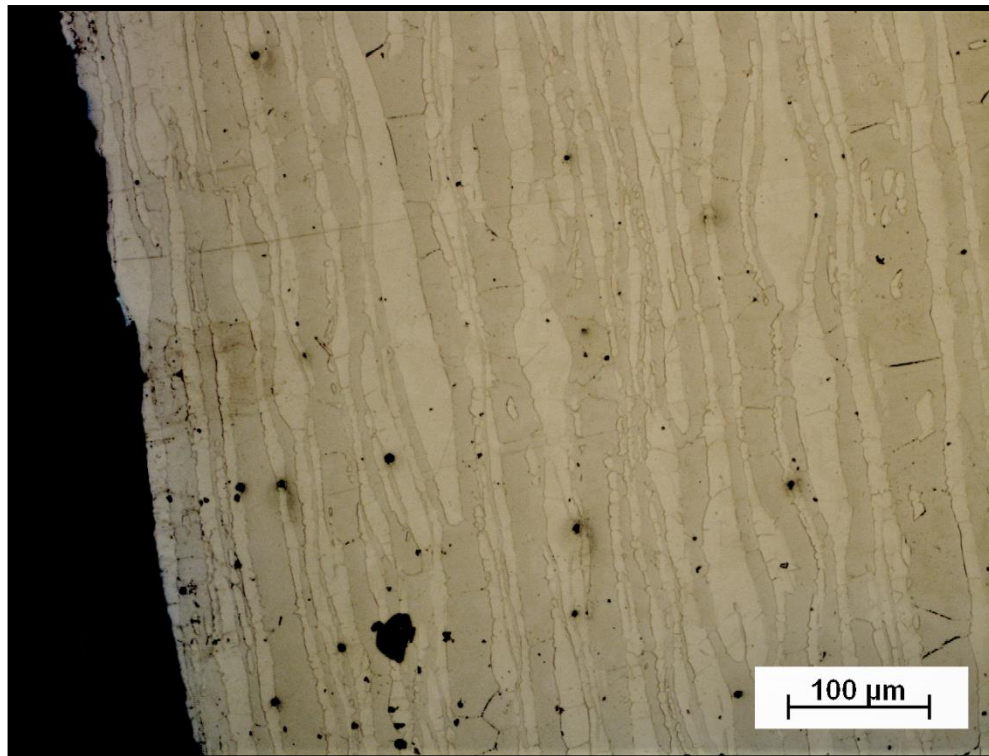
Tanto no ensaio 6 quanto no 7 a região usinada atingiu temperaturas altíssimas, fazendo com que o cavaco saísse de forma incandescente. As figuras 5.10 e 5.11 mostram as micrografias da seção longitudinal, obtidas das amostras dos ensaios 6 e 7 respectivamente. Comparando-as com as micrografias obtidas da caracterização do metal de base, foi observado uma leve redução no espaçamento das lamelas de austenita nos dois ensaios, com isso decidiu-se fazer a quantificação de fases para verificar se realmente existiu alguma alteração no balanço de fases da liga.

Figura 5.10: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 6 $V_c = 500$ m/min. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 200x



Fonte: Autor

Figura 5.11: Micrografia da superfície usinada, Ensaio 7 $V_c = 800$ m/min. Ataque metalográfico feito com ácido 60/40. Aumento 200x



Fonte: Autor

5.4 Quantificação de Fases

A Tabela 7 mostra os resultados das quantificações feitas nas 28 micrografias, juntamente com a porcentagem média de fases obtidas em cada um dos ensaios.

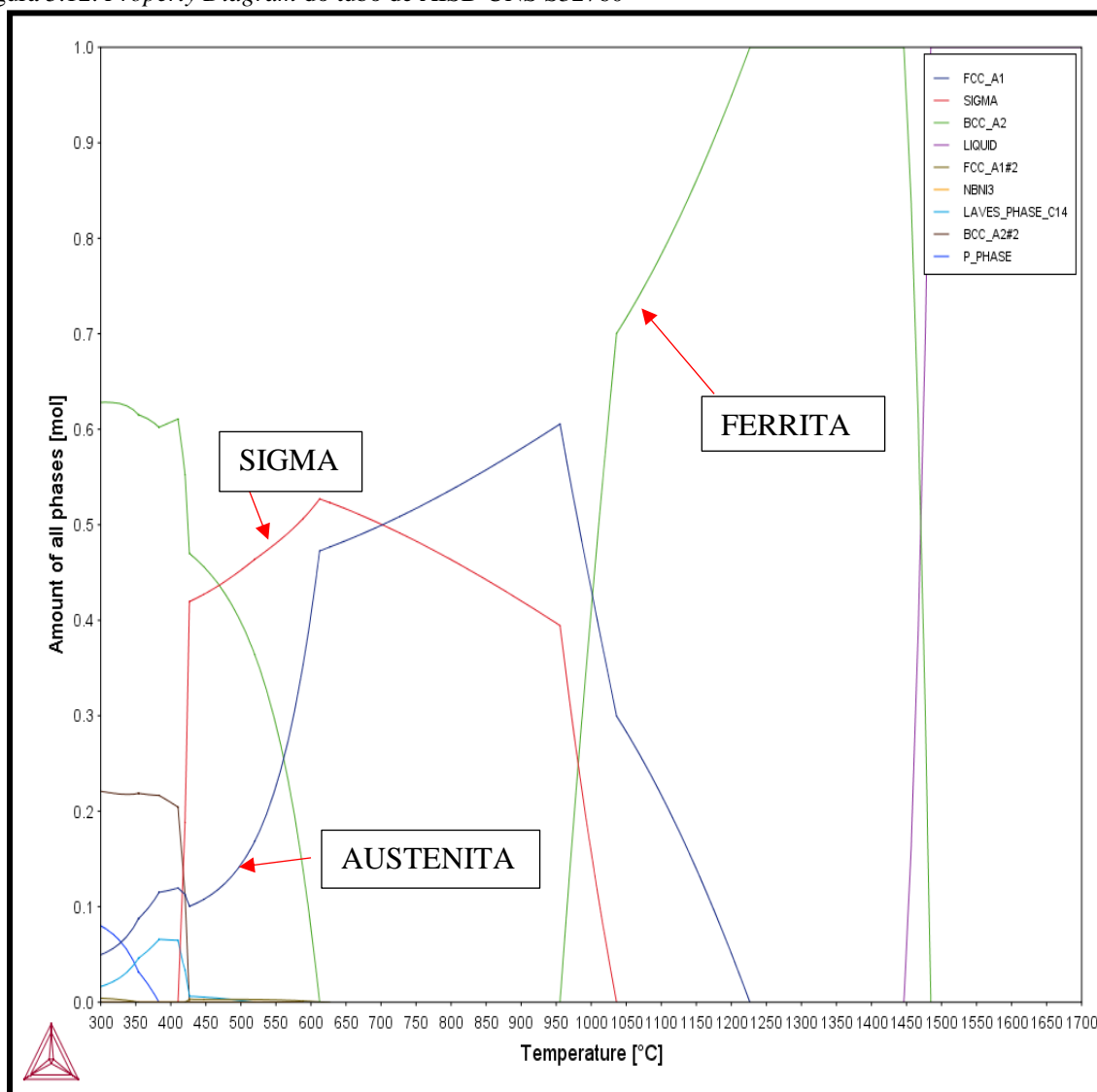
Tabela 7: Quantificação das fases nas micrografias dos ensaios de 1 a 7.

	% Ferrita	% Austenita	% Média Ferrita	% Média Austenita
Material Recebido	52	48	49,6	50,4
	51	49		
	51	49		
	49	51		
	47	53		
	48	52		
	49	51		
Ensaio 1	49	51	49,0	51,0
	48	52		
	50	50		
Ensaio 2	51	49	50,0	50,0
	50	50		
	49	51		
Ensaio 3	50	50	49,3	50,7
	49	51		
	49	51		
Ensaio 4	49	51	48,0	52,0
	48	52		
	47	53		
Ensaio 5	50	50	48,7	51,3
	49	51		
	47	53		
Ensaio 6	41	59	42,3	57,7
	42	58		
	44	56		
Ensaio 7	38	62	40,0	60,0
	41	59		
	41	59		

Verificou-se que nos ensaios de 1 a 5 não houve nenhuma alteração no balanço de fases, todos apresentaram resultados próximos a 50% de ferrita e 50% de austenita, porcentagem esperada para ligas de AISD. Já nos ensaios 6 e 7, que foram os que a região usinada atingiu as maiores temperaturas, houve uma modificação no balanço de fases ferrita e austenita, fazendo com que a porcentagem de austenita aumentasse nas proximidades da superfície usinada. Em zonas afastadas da superfície foi verificado que o balanço de fases não teve alteração e continuava com os valores médios iguais ao do material recebido, mostrado na Tabela 7.

O aumento da quantidade de austenita presente nas adjacências da superfície usinada, indica que o material atingiu uma temperatura alta suficiente para cruzar uma linha de transformação austenítica no seu diagrama de equilíbrio. Com a austenita sendo a fase mais estável na temperatura atingida, foi possível que esta fase pudesse crescer às custas da região ferrítica e com isso alterasse o balanço de fases. A figura 5.12 mostra o *Property Diagram* do material utilizado, feito com o software Thermocalc e utilizando a composição química medida no tubo, indicada na Tabela 1.

Figura 5.12: *Property Diagram* do tubo de AISD UNS S32760



Fonte: Autor

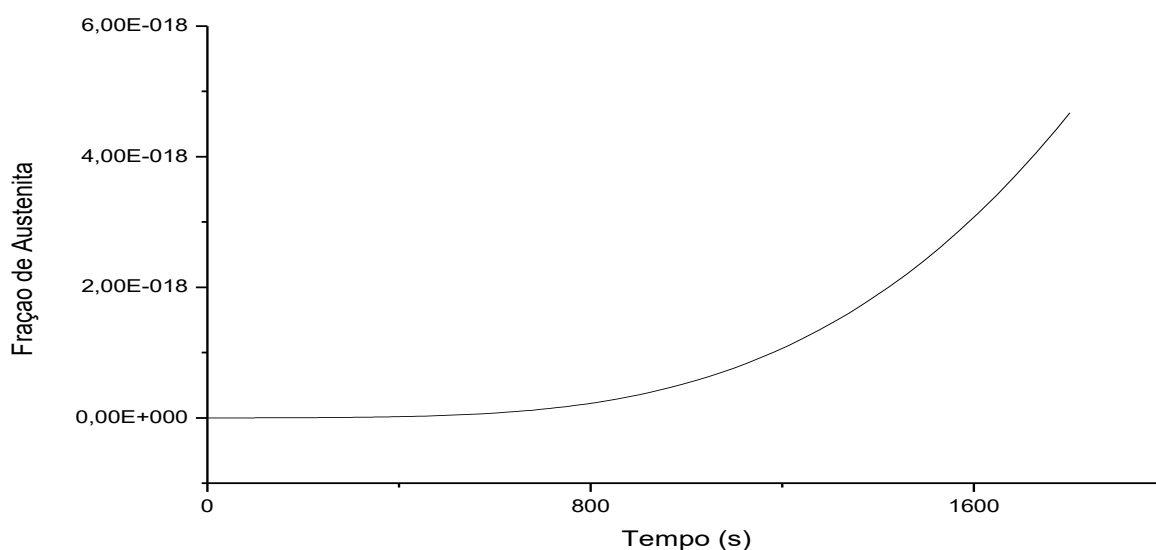
Este diagrama mostra a proporção das fases em equilíbrio a uma determinada temperatura, vale ressaltar que ele considera uma situação de equilíbrio, ou seja todas as transformações tem tempo suficiente para ocorrerem. Mas ainda assim é possível tirar informações uteis do diagrama, é possível notar que em baixas temperaturas a fração de austenita é mínima, mas à medida que a temperatura aumenta a austenita se torna mais estável e a sua fração tende a aumentar, enquanto a fração de ferrita diminui. No intervalo entre 400 e 600°C a fração de austenita estável dá um salto, indo de aproximadamente 10% para quase 50%, com isso é possível começar a entender o motivo do aumento da fração de austenita. A fase sigma mostrada no gráfico pode ser desconsiderada, pois a mesma precisa de bastante tempo para se formar, e com isso não teria como esta fase se surgir durante o aquecimento proveniente do processo de usinagem.

Nota-se pela figura 5.12 que a partir de 300°C a fração de austenita já tende a aumentar, mas isso se for considerado apenas o fator temperatura e que o tempo fosse longo o suficiente para que as transformações ocorressem. Na usinagem com altas velocidades de corte o material tem um aumento de temperatura muito rápido e um resfriamento igualmente veloz.

Foi observado no experimento quando o cavaco removido saía de forma incandescente, mostrando que o cavaco atingiu temperaturas próximas da ordem de 1000° C, mas o mesmo não aconteceu com o metal de base, levando a hipótese de que a maior parte do calor é transferida para o cavaco, e assim não era possível estimar a que temperatura o metal de base chegou aproximadamente.

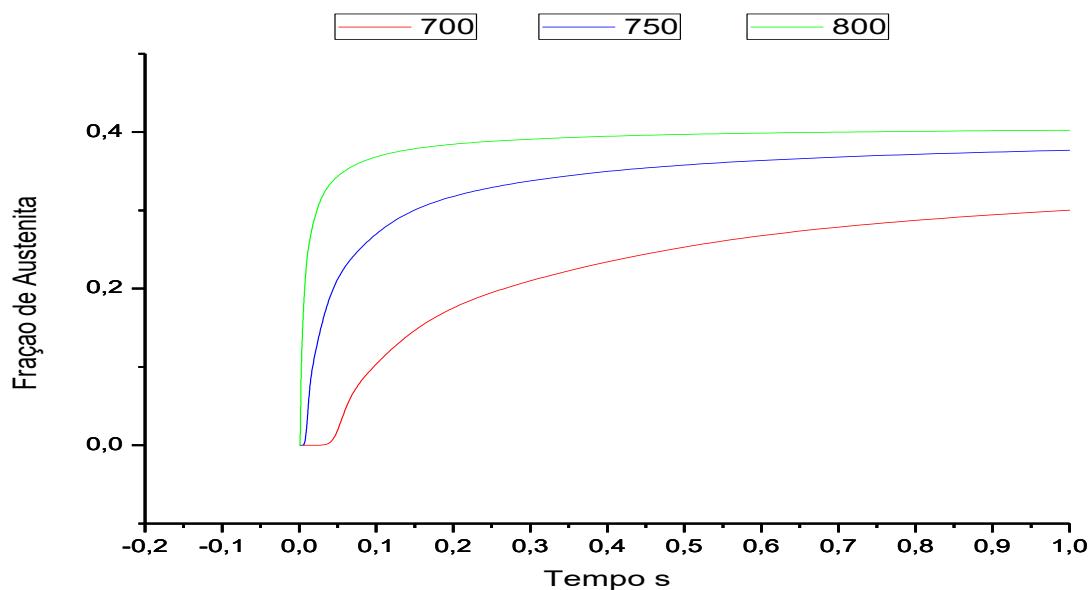
Sabendo que a velocidade com que a austenita cresceria seria determinado pela termodinâmica, foram feitos gráficos de precipitação da austenita a partir da matriz ferrítica, também com o auxílio do Thermocalc, para que fosse possível estimar a temperatura atingida pela região nas proximidades da usinagem. O gráfico 13 mostra a fração de austenita formada a partir da ferrita ao longo do tempo na temperatura de 600° C.

Gráfico 13: Fração de austenita nucleada ao longo do tempo na temperatura de 600°C



Nota-se que mesmo em uma temperatura que a austenita tem estabilidade para nuclear ainda assim demora muito tempo para que isso ocorra. Como o aquecimento da zona próxima a superfície usinada foi muito rápido, isto leva a crer que a região atingiu temperaturas acima de 600°C. Com o auxílio do Thermocalc percebeu-se que a partir da temperatura de 700°C a curva da fração de austenita nucleada tinha um comportamento totalmente diferente. O gráfico 14 mostra o comportamento de nucleação da austenita a partir da ferrita nas temperaturas de 700, 750 e 800°C.

Gráfico 14: Fração de austenita nucleada ao longo do tempo nas temperaturas de 700, 750 e 800°C



Pela figura 5.12 é possível verificar que a fração de austenita estável neste intervalo de 700 a 800°C é de aproximadamente 50 %. Destes 50 % que podem se formar, 20 % se formam em menos de 0,2 s na temperatura de 700 °C, e na temperatura de 800 °C se formam 40% em menos de 0,2 s, como é mostrado no gráfico 14. Sendo assim, é possível estimar que a temperatura nas adjacências da superfície usinada chegou a valores da ordem de pelo menos 700°C, e com isso foi possível a austenita nuclear a partir da ferrita e alterar o balanço de fases.

6 Conclusão

Verificou-se no presente trabalho que:

- A variação da potência de corte e da carga aplicada para a usinagem do UNS S32760 não causaram nenhum tipo de alteração microestrutural no material, que pudesse ser vista com microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.
- Os ensaios com altas velocidades de corte mostraram que as altas temperaturas, provenientes do processo de usinagem, podem fazer com que seja provocado um desbalanceamento de fases nas proximidades da superfície usinada, criando assim uma região com uma fração de austenita maior do que a existente anteriormente.
- Foi possível concluir que o fator primordial para a ocorrência de alterações microestruturais no UNS S32760 é a temperatura de corte e não a carga aplicada no material
- O desgaste excessivo que ocorre na ferramenta no primeiro passe da usinagem dos tubos de AISD utilizados, provavelmente ocorre pelo fato dos tubos terem uma superfície muito irregular, gerando assim um esforço de fadiga na ferramenta que pode causar trincas mecânicas na aresta de corte.
- A utilização de parâmetros com a combinação de um avanço baixo e uma profundidade de corte mais elevada apresentam melhores rendimentos das ferramentas de corte, podendo reduzir os custos na usinagem de ligas como a estudada neste trabalho.

7 Sugestões Para Trabalhos Futuros

- Estudar até que ponto o balanço de fases pode ser alterado pelo processo de usinagem e a extensão da região que irá ser afetada pelo calor gerado no corte.
- Um estudo mais aprofundado sobre o desgaste da ferramenta com uma quantidade maior de combinações de profundidade de corte e avanço.
- Realizar ensaios de corrosão para determinar como a usinagem pode alterar a resistência a corrosão nas proximidades da superfície.
- Utilizar um strain gage para medir a força de corte na ferramenta e comparar os valores obtidos com o método de cálculo a partir da corrente medida no equipamento.
- O monitoramento da corrente com um sistema de aquisição de dados é sensível a ponto de detectar variações na profundidade de corte com isso, seria possível utilizar este método de monitoramento para verificar as variações na força de corte e tentar fazer uma ligação entre o nível de variação e o surgimento de trincas mecânicas na aresta de corte.
- Realizar usinagens com altas velocidades de corte utilizando fluido de corte, e verificar a ocorrência ou não do desbalanceamento de fases.
- Utilizar um analisador de corrente para determinar a força de corte.

8 Referências Bibliográficas

BARBOSA, P, A. Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços inoxidáveis. Tese de Doutorado, Escola politécnica de São Paulo, São Paulo, 2014.

BORDINASSI, E. C. Contribuição ao estudo da integridade superficial de um aço inoxidável superduplex após torneamento. Tese de Doutorado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos. 201 pag. ed. rev. São Paulo, 2006.

CALLISTER, WILLIAM D. Jr. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 5ª edição. Rio de Janeiro: LTC, 2000.

CARBÓ, H M; Aço Inoxidável-Aplicações e Especificação, Acesita, p.1-2, 2001.

CHATER, J.; The European market for duplex stainless steels”, Duplex Steel World, page1-4, www.stainless-steel-world.net, 2010.

CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. Associação Brasileira de Metais, 1977.

DAVIS, J.R. Stainless Steel. USA: American Society for Metals, 345p. (p.6), 1994.

DIETER, G. E., Mechanical Metallurgy, Editora McGraw-Hill, p. 203-206, 1976.

DINIZ, A, E; MARCONDES, F, C.; COPPINI, N, L. Tecnologia da usinagem dos materiais. 3 ed. São Paulo: Artiliber Editora, 2002.

FERRARESI, D.; Fundamentos da usinagem dos metais. Ed. Edgard Blücher Ltda., 12ª reimpressão, São Paulo, Brasil, 2006.

GAMARRA, J. R.; Estratégias de usinagem no torneamento de aço inoxidável super duplex (UNS S32750), Dissertação de mestrado, Universidade estadual de Campinas, 2017

GRAVALOS, M. T., Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico, Dissertação de mestrado, Universidade estadual de Campinas, 2008

JIANG, L.; ROOS, A.; LIU, P.; The influence of austenite grain size and its distribution on chip deformation and tool life during machining of AISI 304L, *Journal of Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 28A, n° 11, p. 2415, 1997.

KOYEE, R; HEISEL, U; SCHMAUDER, S; EISSELER, R; - Experimental Investigation and Multiobjective Optimization of Turning Duplex Stainless Steels - *International Journal of Manufacturing Engineering* - Volume 2014, p.13, 2014.

LIMA, R, O, C; MELO, A, C, A.; Análise do desgaste e das avarias em insertos de metal duro após o fresamento com ar quente. 7º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação Maio, 2013.

LOUREIRO, D.; Influência da geometria da ferramenta e das condições de usinagem nas características de superfícies torneadas da liga 625 de Ni, Dissertação de mestrado, Campinas, 2015.

MARTINS, M.; “Caracterização microestrutural-mecânica e resistência a corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM 890/890 M Grau 6a”- Tese de Doutorado, Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, São Paulo, 2006.

MELO, A. C. A., 2001, “Estudo das Trincas de Origem Térmica Geradas em Ferramentas de Metal Duro Durante o Fresamento Frontal” (Study on Thermal Cracks Generated in Cemented Carbide Tools During Face Milling), PhD thesis, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, 173 pgs [In Portuguese].

Metals Handbook – Machining, 1989, 9ª ed., “ASM International”, Vol. 16.

NILSSON, J.O.; CHAI, G.; KIVISÄKK, U.; **Recent development of duplex stainless steels.** R&D Centre, Sandvik Materials Technology. Sweden, 2007.

SANTOS, L. L.; Influência do revenimento nas propriedades/características de superfície do aço CA6-NM nitretado por plasma. Dissertação de mestrado, Curitiba, 2016

SENATORE, M ; FINZETTO, L ; PEREA, E ; Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. R. Esc. Minas, Ouro Preto, 60(1): p.175-181, 2007

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. 3. ed. Sumaré: Blucher, 2010. 646 p.

SILVA, M. B.; MACHADO, A. Some observations on wear and damages in cemented carbide tools. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering · September 2006.

SHAW M. C. Metal Cutting Principles. New York: Orford University Press, 2005.

STOETERAU, R. L.; Notas de aula; <http://sites.poli.usp.br> - Acessado em 08/08/2019

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K.; Metal Cutting. 4 ed. Woburn: Butterworth-Heinemann. 446 p. 2000.

<https://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/materials/pages/wear-on-cutting-edges.aspx> (Acessado em 11/082019)

http://www.grima.ufsc.br/cnc/transparencias/usinagem/Aula7_DesgasteDeFerramentas_v1.pdf (Acessado em 12/08/2019)