

Alteração na fração volumétrica das fases presentes na superfície do aço inoxidável duplex SAF 2205 antes e após fresamento

Carlos Eduardo dos Santos, carloseduardo@cefetmg.br¹

José Rubens Gonçalves Carneiro, joserub@pucminas.br²

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG – Avenida Amazonas, 5253 – Nova Suíça – Belo Horizonte – MG – CEP. 30480-000

²Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – Puc Minas – Avenida Dom José Gaspar, 500 – Coração Eucarístico - Belo Horizonte – MG – CEP. 30535-901

Resumo: Este trabalho apresenta um estudo da microestrutura superficial do aço inoxidável duplex SAF 2205 após o fresamento de topo. As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex têm uma relação direta com a fração volumétrica das fases austenita e ferrita, que são alteradas quando submetidas a elevadas temperatura e deformações plásticas. A usinagem por fresamento realiza o corte pela força cisalhante, gerando na sua sub superfície deformações e orientações microestruturais dos grãos em função da direção de corte que podem ser influenciadas pela velocidade de corte (V_c) e avanço (f). O objetivo deste estudo foi analisar a transformação volumétrica nas fases ferrita e austenita ocorrida por deformação plástica induzida pelo fresamento e a formação de algum composto intermetálico durante o aporte térmico induzido pelo fresamento. Estas alterações microestruturais foram correlacionadas com a tensão residual gerada. A caracterização por difração de raio X - (DRX) por meio da metodologia Rietveld e refinamento computacional foi utilizado para quantificação volumétrica das fases. O DRX também foi utilizado para quantificação da tensão residual gerada pela metodologia $\sin^2\psi$. Em todas as condições analisadas a comparação foi realizada por meio do material solubilizado a 1050°C sem usinagem que obteve uma estrutura equilibrada com percentual de $\pm 50\%$ entre as fases. Os resultados encontrados foram inseridos em uma matriz estatística utilizando a metodologia de DOE (Design of experiments) experimentos fatoriais de superfície resposta completo por meio da qual foi verificado a interação entre as variáveis de corte e suas respectivas respostas no experimento.

Palavras-chave: Austenita, Ferrita, Deformação, Fresamento e fração volumétrica.

1. INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis duplex são materiais de baixo teor de carbono e cromo elevado conforme ilustrado na tabela 1, possuem microestrutura composta por austenita e ferrita; tenacidade intermediária entre os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos e maior resistência a corrosão sob tensão além de maior ductilidade. A estrutura duplex não segue uma regra linear na distribuição de ferrita e austenita. na matriz podem haver frações destas fases que são capazes de reduzir ou elevar o limite de escoamento, porém o alto teor de cromo piora a usinabilidade deste material.

Tabela 1: Composição química dos aços inoxidável duplex

Material	AISI	ASTM	C	Cr	Ni	Mo	N
Duplex	2205	S31803	0.03	22-23	4.5-6.5	3.0-3.5	2
Duplex	2304	S32305	0.03	21-24	3.0-5.5	0.05-0.2	2.5
Duplex	2507	S32750	0.03	24-26	6.0-8.0	0.24-0.32	1.2

Segundo Ulrich (2011), os aços duplex austeníticos e ferríticos são utilizados para aplicações estruturais quando pretende elevar a resistência mecânica estrutural, de desgaste e corrosão. Com isto a sua aplicação tem crescido nas indústrias químicas e principalmente no petróleo e gás com a fabricação de tubos de exploração em águas profundas incluindo a extração do pré sal.

Diante disso, torna-se fundamental conhecer a implicação destas transformações volumétrica das fases presentes para garantir a eficiência do material em relação as suas propriedades mecânicas. Neste contexto, Nilsson (1992) menciona que a combinação entre os valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita na deformação dos aços inoxidáveis dúplex formam uma combinação ótima de propriedades mecânicas. O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis dúplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas (SENATORE et al., 2007).

É sabido que a deformação plástica promove alongamento da austenita conforme ilustrado na figura 1, observado por Forgas Jr (2016), onde foi realizado deformações de 10%, 20% e 30% comparando em uma amostra de aço inoxidável duplex 2205 solubilizada a 1000 °C sem deformação.

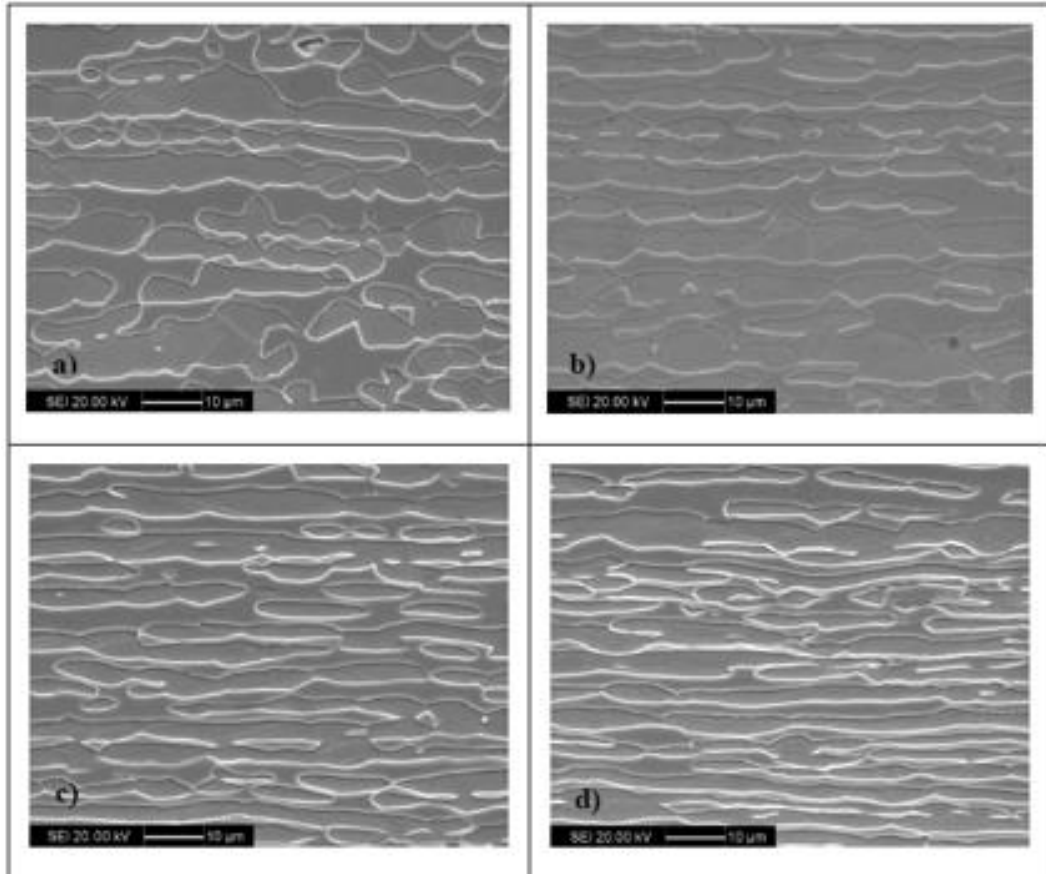


Figura 1: Deformação no aço duplex 2205 a) 0%, b) 10%, c) 20%, d) 30%, Forga Jr (2016).

Fabricar peças por fresamento em aço inoxidável duplex, exige rigor na escolha dos parâmetros de corte para evitar deformações e tensões induzidas pelas forças cisalhantes presente no processo, que podem ser capazes de alterar o balanço superficial volumétrico das fases austenita e ferrita, acarretando perda de resistência mecânica da peça.

1.1 Deformação por fresamento

O processo de fresamento possui uma característica de corte interrompido que contribui de forma mais intensa a deformação plástica induzida por cisalhamento, onde ocorre uma variação térmica entre a interface ferramenta e peça. Melo et al. (2003) observaram que a elevação de temperatura no fresamento está relacionando com o aumento dos parâmetros de corte, interligado com o aumento de área ou atrito, elevando também a potência necessária para a usinagem.

O desgaste da aresta de corte influencia as deformações nas superfícies usinadas, Li (2013) justifica que o desgaste de flanco máximo (V_b) não deve ultrapassar 0,2mm, apesar de não apresentar variações significativas de rugosidade em suas pesquisas, porém baixas taxas de avanço (f) e profundidade (a_p) são capazes de deformar parcialmente a superfície, afirmando ainda que parte do calor gerado no fresamento se mantém na peça, não sendo totalmente dissipado pela ferramenta e refrigeração, além deste aporte térmico contribuir para a redução da dureza na sub-superfície usinada.

De acordo com Krolczyk (2013) a microdureza é um resultado diretamente ligado a velocidade de corte (V_c), variável que mais influencia o calor gerado na zona de usinagem, conduzido para a superfície da peça por

meio da ferramenta de corte, influenciando a deformação superficial da microestrutura, uma vez que a fração volumétrica da austenita é sensivelmente alterada pela temperatura (YOUNG, 2014).

Maurotto (2017) mostrou a evidência do avanço de corte em deformar um aço inoxidável austenítico durante o fresamento conforme ilustrado na figura 2, aumentando o nível de tensão na sub superfície induzindo a formação de uma terceira fase metaestável e de maior dureza nas ilhas de austenita.



Figura 2: Adptado Maurotto (2017) a) Avanço 0,15mm b) Avanço 0,35mm

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A Metodologia estatística DOE (*Design of Experiments*) foi utilizada como ferramenta estatística na análise das características das variáveis de corte com grau de 95% de confiabilidade. O experimento fatorial completo utilizado incluindo todas as possíveis combinações dos fatores Vc e fz está ilustrado na Tabela 2, definindo de forma aleatória a ordem dos ensaios para todos os tratamentos possíveis, com intuito de eliminar as influências externas ou tenderem de maneiras iguais nos testes. Esta técnica não cria complicações, mas evita alguns vícios de execução.

O planejamento foi realizado sem réplica em função do tempo dispendido em cada ensaio e caracterização do mesmo. O experimento baseou em três fatores, sendo:

- Fator Vc – 5 níveis
- Fator fz – 2 níveis
- Fator ap – 1 nível

Totalizando 10 ensaios, verificando todas as interações entre os fatores e como variável resposta temos a fração volumétrica de cada fase nos ensaios de DRX e tensão residual.

Tabela 2 - Planejamento experimental inicial

Ordem aleatória	Ordem Ensaios	Tip. Pt	Blocos	Vc (m/min)	fz (mm/aresta)	ap (mm)
3	1	1	1	130	0,16	1
5	2	1	1	190	0,16	1
8	3	1	1	190	0,08	1
7	4	1	1	100	0,08	1
2	5	1	1	100	0,16	1
1	6	1	1	160	0,16	1
10	7	1	1	160	0,08	1
9	8	1	1	210	0,16	1
8	9	1	1	130	0,08	1
2	10	1	1	210	0,08	1

As amostras foram cortadas a partir de um tubo mecânico em máquina de corte metalográfica e usinadas com as dimensões de 20 x 12 x 10mm, na sequencia as amostras foram solubilizadas a 1050°C em forno tipo mufla com tempo de encharque de 1h, resfriando em água a temperatura de 20°C.

A deformação por fresamento nas amostras após a solubilização foram realizadas em um centro de usinagem Discovery 560 utilizando uma fresa de topo intercambiável com 3 insertos BDMT 11T308 classe M, e refrigeração por jorro com óleo sintético na concentração de 10%. O sentido do corte ocorreu na direção do alongamento das ilhas de austenitas conforme ilustrado na Figura 3, considerando que estas ilhas possuem geometria volumétrica alongada devido ao processamento de laminação do tubo durante sua fabricação.

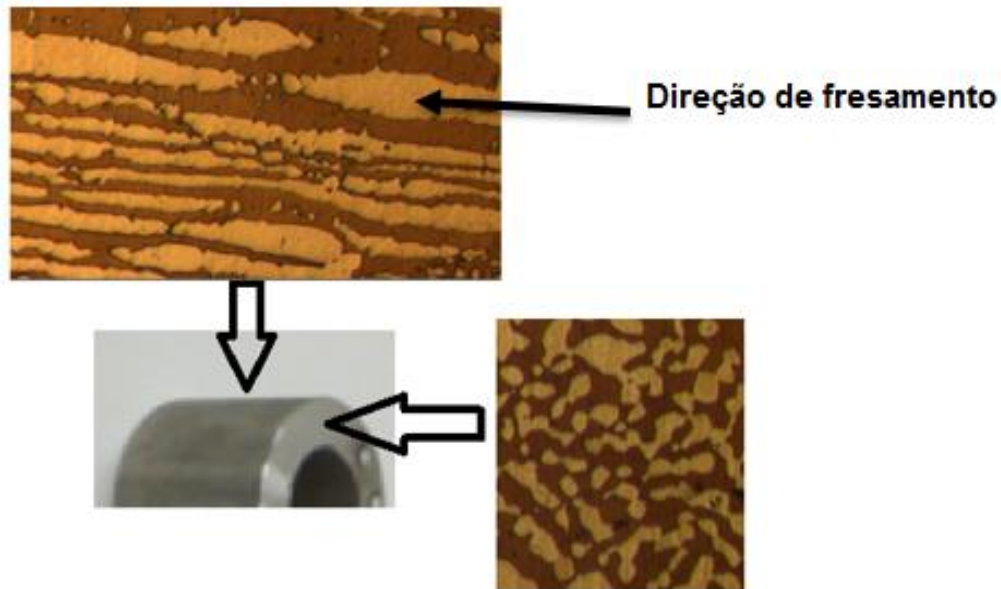


Figura 3: Direção do corte por Fresamento

Para confirmar as fases presentes na microestrutura e quantificar a fração volumétrica da ferrita e austenita, utilizou-se a técnica do somatório das áreas dos picos de difração pelo método Rietveld. Os ensaios foram realizados em um difratômetro Shimadzu XRD-7000 sendo os parâmetros utilizados ilustrados na Tabela 3. A contagem do percentual foi realizada por refinamento das curvas por meio do software MAUD (*Material Analysis Using Diffraction*), observando sempre o parâmetro SIG menor que 2 e o RW menor que 15.

Tabela 3 - Parâmetros de varredura por DRX

Parâmetros	Variáveis	Unidade
Radiação	Cu-K α	
Voltagem do tubo	40	KV
Corrente	30	mA
Modo de varredura	Contínuo	
Espaçamento	0,02°	
Velocidade de varredura	2	Graus/minuto
Tempo de varredura por ponto	5	segundos
Ângulo inicial (2 θ)	35	Graus
Ângulo final (2 θ)	90	Graus

A tensão residual foi caracterizada nas mesmas faces das amostras após a difração de raios-X pelo método $\sin^2\psi$. A varredura foi realizada nas fases α – ferrita e γ – austenita seguindo os ângulos (156,07° para α) e (128° para γ) indicados na norma ASTM E2860 -12, realizando a varredura no sentido perpendicular as estrias de fresamento. Os valores de $\sin^2\psi$ adotados foram (0, 0.2, 0.4, 0.6 e 0.8), porém para a fase γ , o difratômetro não conseguiu varrer o $\sin^2\psi$ de 0.8 por limitações físicas do sensor de fim de curso. A varredura foi realizada de 150° a 158° para a fase α e 125° a 132° para a fase γ .

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para comparação dos resultados, a amostra padrão somente solubilizada sem usinagem apresentou uma microestrutura duplex de ferrita e austenita e seus respectivos picos de difração, o difratograma da Figura 4 ilustra as fases presentes e a micrografia após a revelação por reagente Beraha I, a base de $\text{H}_2\text{O} + \text{HCl} + \text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$, sendo que este reagente ataca a ferrita deixando na coloração avermelhada, é possível também visualizar as ilhas alongadas de austenitas na cor branca.

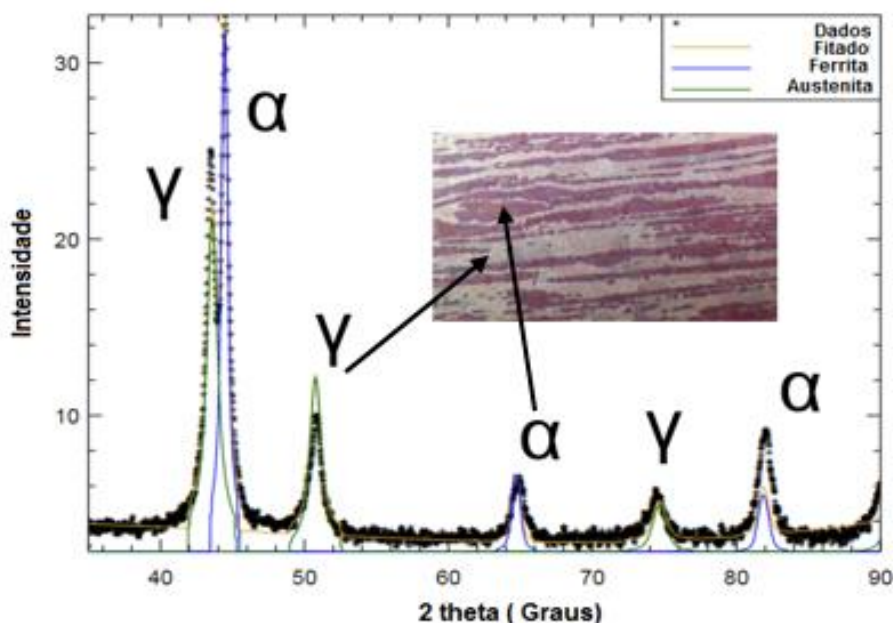


Figura 4: Difratograma da amostra solubilizada sem deformação

Esta amostra foi submetida a contagem de fração volumétrica das fases e apresentou em sua estrutura 49% de Austenita e 51% de Ferrita e tensão residual compressiva de -388,3 MPa na austenita e -512,35 MPa na ferrita.

A Tabela 4 apresenta o resultado da contagem percentual de fração volumétrica das fases e a tensão residual gerada das amostras deformadas pós fresamento, analisando 5 valores de Velocidade de corte e 3 valores de avanço.

Tabela 4 - Resultado do percentual da fração volumétrica e tensão residual

Ensaio	Vc (m/min)	f (mm)	γ (%)	α (%)	γ (Mpa)	α (Mpa)
1	210	0,08	47,08	52,91	6,09	278,2
2	130	0,16	45,96	54,03	50,04	397,01
3	100	0,08	50,88	49,11	-48,66	237,65
4	160	0,08	47,16	52,83	0,35	364,12
5	210	0,16	43,06	56,93	36,83	428,06
6	130	0,08	45,29	54,7	37,22	197,65
7	100	0,16	43,55	56,44	69,73	325,69
8	160	0,16	42,83	57,16	-16,93	243,9
9	190	0,16	47,9	52,09	29,4	336,25
10	190	0,08	50,57	49,42	-76,8	95,46

Os resultados obtidos analisados no planejamento experimental Doe Fatorial por meio das curvas dos efeitos principais das variáveis velocidade de Corte (Vc) e avanço (f) na modificação percentual volumétrica da fase ferrítica mostrou que há uma tendência de aumento da estereologia quantitativa da fase com o aumento da Vc, perdendo um pouco o seu efeito entre as velocidades de 160 e 190 m/min.

O avanço de corte foi preponderante no aumento do percentual de ferrita, sendo plausível justificar a transformação da austenita em algum constituinte, conforme relatado por (Young, 2014), no duplex é possível ocorrer a transformação martensítica induzida por deformação plástica, podendo ser o fenômeno capaz de explicar parte de alguma transformação. O aumento do (f) não seguiu a mesma tendência na região de Vc de 160 a 190 m/min que apresenta uma alteração no comportamento da curva. Comparando os resultados com a amostra solubilizada sem deformação, a variação das fases não ultrapassou 10% nas condições mais críticas, com Vc de 160 m/min e f 0,16mm.

Analisando a interação entre os fatores, é possível afirmar que o avanço (f) é realmente mais significativo para promover o desequilíbrio das fases, não possuindo interações entre si que justifiquem analisar ambas de forma independente. Avanços mais elevados e Vc mais baixas tendem a aumentar o percentual de ferrita conforme apresentado na Figura 5.

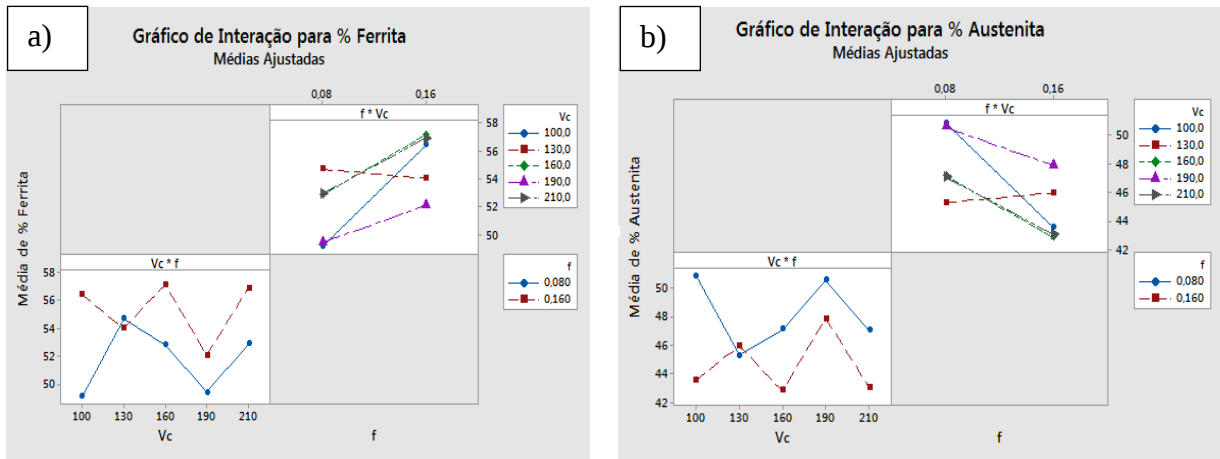


Figura 5: Interação V_c x f (a) Ferrita; (b) Austenita

Em aços duplex o equilíbrio de tensão das fases responderá de forma diferente a deformação, sendo um dos motivos da diferença de propriedades mecânicas, segundo Nomani (2014) a expansão térmica por exemplo pode causar pré-deformações onde a austenita fica sob tensões trativas e a ferrita sob tensões compressivas. Este procedimento é justificado parcialmente pelos resultados encontrados, a expansão térmica deixou as ilhas austeníticas em tensões trativas em algumas amostras e redução da tensão compressiva nas demais, sendo o avanço (f) o principal fator para expandir as ilhas de ferrita e alterar seu campo de tensões. A figura 6 apresenta as interações dos parâmetros de corte na tensão residual gerada posterior ao fresamento.

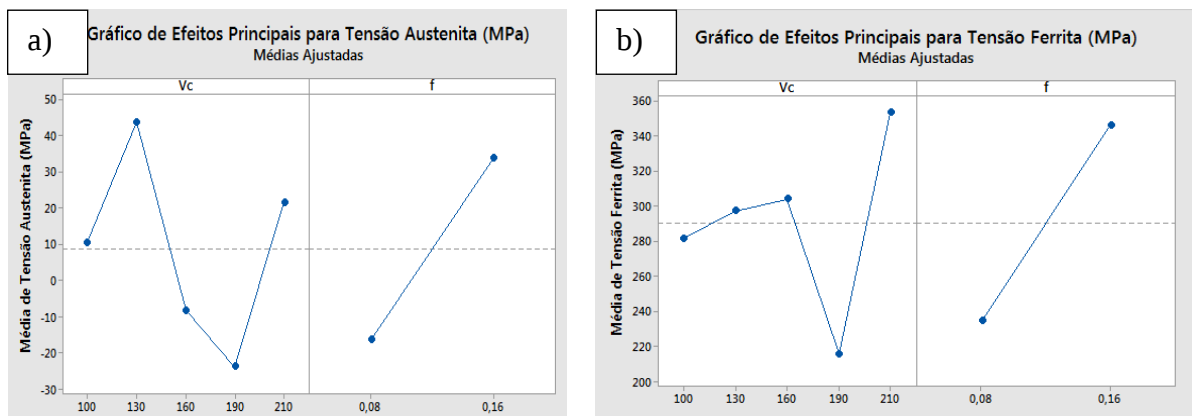


Figura 6: Efeitos da V_c e f (a) Austenita ; (b) Ferrita

Em todas as condições analisadas, as fases presentes são austenita e ferrita conforme comprovado pela difração de raios-X.

O processo de solubilização se mostrou eficiente para equilibra quantitativamente as fases que anteriormente poderiam estar desequilibradas por algum processo de fabricação.

A usinagem por fresamento é capaz de induzir deformações que desequilibram a fração volumétrica entre as fases na superfície do material.

O avanço (f) é a variável que apresentou mais imperativa na variação volumétrica das fases. Maiores avanços (f) aumenta a fração de ferrita no aço inoxidável duplex SAF 2205.

A usinagem por fresamento causa variação da tensão residual, sendo que a expansão térmica da austenita se comporta de forma diferente da ferrita, podendo ser uma explicação para este desequilíbrio de tensões.

A variação em módulo da tensão residual antes e após a usinagem ocorreu nos maiores avanços e velocidades de corte.

4. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem generosamente a PUC Minas pelos recursos técnicos concedidos. Ao CEFET MG, pela disponibilidade dos laboratórios do DEMAT necessários para realização deste trabalho. A CAPES pelo incentivo financeiro por meio do programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da PUC Minas.

5. REFERÊNCIAS

- ASTM E 2860-12 – Standard Test Method for Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction for Bearing Steels. – American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 2012.
- Forjas Junior, Arnaldo. Transformação de ferrita em austenita induzida por deformação plástica no aço inoxidável duplex UNS S31803. 2016, 132f. Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeronáutica e Mecânica, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2016.
- Krolczyk G. et al. Microhardness and Surface Integrity in Turning Process of Duplex Stainless Steel (DSS) for Different Cutting Conditions. Journal of Materials Engineering and Performance. V23. 859-866. 2014.
- Li, Wei. et al. Superior surface integrity by sustainable dry hard milling and impact on fatigue. CIRP Annals - Manufacturing Technology. V62. 567–570, 7p. 2013.
- Maurotto, A. et al. Effects of machining abuse on the surface properties of AISI 316L stainless steel. International Journal of Pressure Vessels and Piping. V151. 35e44, 9p. 2017.
- Nilsson, J. O. Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology. V. 8 p. 685-700, 1992.
- Melo, A. C. A. et al. Estudo da variação da temperatura de corte no fresamento frital. In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2., 2003, Uberlândia: UFU, 2003. 1CD-ROM.
- Nomani, Junior, BEng, MEngSt. Built-up Edge Mechanisms in the Machining of Duplex Stainless Steels. 2014. 165f. Tese (Doutorado) – Universidade Deakin, 2014. Vitória, Austrália.
- Ullrichd. et al. Stacking fault model of ϵ -martensite and its DIFFaX implementation. J Appl Crystallogr, V44, 779-787, 9p. 2011.
- Young Há, Heon. et al. Interpretation of the relation between ferrite fraction and pitting corrosion resistance of commercial 2205 duplex stainless steel. Corrosion Science. V89. 154–162, 8p. 2014.
- Senatore, M et al. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. Rev. Esc. Minas v.60 n.1 Ouro Preto jan./mar. 2007.

6. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluídos neste trabalho.

CHANGE IN THE VOLUMETRIC FRACTION OF THE PHASES PRESENT ON THE SURFACE OF DUPLEX STAINLESS STEEL SAF 2205 BEFORE AND AFTER MILLING.

Carlos Eduardo dos Santos, carloseduardo@cefetmg.br¹
 José Rubens Gonçalves Carneiro, joserub@pucminas.br²

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG – Avenida Amazonas, 5253 – Nova Suíça – Belo Horizonte – MG – CEP. 30480-000

²Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – Puc Minas – Avenida Dom José Gaspar, 500 – Coração Eucarístico - Belo Horizonte – MG – CEP. 30535-901

Abstract. This paper presents a study of the surface microstructure of duplex stainless steel SAF 2205 after top milling. The mechanical properties of duplex stainless steels have a direct relationship with the volumetric fraction of the austenite and ferrite phases, which are altered when subjected to plastic deformations and temperature high. The milling process performs cutting by shear force, generating in its sub surface deformations and microstructural orientations of the grains as a function of the cutting direction that can be influenced by the shear rate (V_c) and feed rate (f). The objective of this study was to analyze the volumetric transformation in the ferrite and austenite phases caused by plastic deformation induced by milling and the formation of some intermetallic compound during the thermal input induced by milling. These microstructural changes were correlated with the generated residual stress. X - ray diffraction (XRD) characterization using the Rietveld methodology and computational refinement was used for volumetric quantification of the phases. The DRX was also used to quantify the residual voltage generated by the $\sin^2$ method methodology. In all the analyzed conditions the comparison was carried out by means of the material solubilized at 1050°C without machining that obtained a balanced structure with a percentage of $\pm 50\%$ between the phases. The results were inserted into a statistical matrix using the DOE (Desing of experiments) methodology, complete surface factorial experiments, through which the interaction between the cut variables and their respective responses in the experiment was verified.

Keywords: Austenite, Ferrite, Deformation, Milling and volumetric fraction.