

PROJETO DE PESQUISA

**EFEITO DE LAMINAÇÃO CRIOGÊNICA NA TRANSFORMAÇÃO DE
FERRITA EM AUSTENITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM AÇO
INOXIDÁVEL SUPERDÚPLEX**

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Candidata: Flávia Regia Pucci

flaviarpucci@hotmail.com

Início: março de 2019

Conclusão prevista: fevereiro de 2021

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM

Área de concentração: Materiais e Processos

Centro Universitário FEI

RESUMO DO PROJETO

Trabalhos deste grupo de pesquisa mostram que a aplicação de deformação plástica a frio em aço inoxidável dúplex leva a redução da fração de ferrita presente, indicando a possível ocorrência nestes aços de uma transformação de ferrita em austenita induzida por deformação, independente do modo de deformação aplicado, semelhante a uma transformação martensítica reversa. Cria-se então a possibilidade de uma Transformação Martensítica Reversa Induzida por Deformação (TMRID), em contraponto a transformação martensítica induzida por deformação (TMID) comumente observada em alguns aços inoxidáveis austeníticos, onde a austenita se transforma em martensita. Assim, considerando a ocorrência de TMRID em aços inoxidáveis dúplex, e a possível influência da temperatura nesta transformação, o objetivo deste projeto de pesquisa é avaliar a influência do grau de deformação e da temperatura de trabalho a frio na TMRID de austenita em ferrita em um aço inoxidável superdúplex, comparando-se material deformado com diferentes deformações a temperatura ambiente, a aproximadamente -40 °C e a -196 °C.

Palavras-chave:

1. Aço inoxidável superdúplex.
2. Transformação de fases.
3. Transformação martensítica reversa.
4. Quantificação de fases.
5. Difração de raios-X.

Introdução

Aços com teores de cromo livre na matriz superiores a 11% tem a capacidade de formar película superficial aderente, não porosa e auto-regenerativa, chamada de película passiva; tal película, protegendo o aço da ação de agentes corrosivos (atmosfera, meios aquosos ou orgânicos), confere grande resistência à corrosão: estes aços, deste modo, recebem a denominação inoxidáveis. Além disso, a adição de outros elementos de liga (como molibdênio, níquel e nitrogênio) aumenta ainda mais a resistência à corrosão ^[1].

Alguns elementos, como cromo, silício e molibdênio, tem a capacidade de atuar como estabilizadores da fase ferrita (de estrutura cristalina cúbica de corpo centrado); outros, como níquel, manganês, cobre, carbono e nitrogênio, são estabilizadores da austenita (cúbica de faces centradas). Assim, a introdução de elementos com o intuito de aumentar a resistência à corrosão leva a estabilização de uma ou outra fase, resultando em diferentes comportamentos mecânicos ^[2].

Os aços inoxidáveis com altos teores de elementos estabilizadores da austenita (ou com alto níquel equivalente, segundo a formulação de *Schaeffler* ou *DeLong* ^[2]) são chamados de austeníticos, por apresentar esta fase estável em temperaturas até mesmo inferiores à ambiente. Tais aços apresentam grande ductilidade e tenacidade, além de boa soldabilidade ^[3], no entanto apresentam elevado custo principalmente devido ao níquel adicionado, e são muito susceptíveis à corrosão sob tensão^[4]. Já os aços que apresentam altos teores de elementos estabilizadores da ferrita (ou de alto cromo equivalente), por analogia, são chamados de ferríticos. Os aços que recebem esta denominação, tendo a ferrita como fase predominante, apresentam ductilidade e tenacidade menores que as apresentadas pelos austeníticos, além de transição de fratura dúctil-frágil, sendo contudo imunes à corrosão sob tensão. Além disso, possuem normalmente baixo custo ^[4].

Da necessidade de se obter um aço inoxidável que combine as qualidades de aços ferríticos e austeníticos, particularmente grande resistência à corrosão aliada a altas resistência mecânica e tenacidade, surgem os aços inoxidáveis dúplex, constituídos normalmente por frações volumétricas iguais de austenita e ferrita, através do correto balanço entre os elementos ^[4]. Produzidos através de sistema AOD (descarburização por sopro combinado de oxigênio e argônio), apresentam muito baixo teor de carbono, sendo praticamente imunes a sensitização; além disso, desenvolvimentos recentes tornaram possível o aumento do teor de nitrogênio nos aços inoxidáveis, e particularmente nos dúplex, levando a aumentos consideráveis de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão ^[3].

O superdúplex UNS S32760, também conhecido pelo seu nome comercial Zeron 100, é constituído por uma microestrutura de aproximadamente 50% de austenita e 50% de ferrita. Apresenta elevada resistência mecânica com excelente resistência à corrosão em ambientes marinhos, caracterizada pelo número PREN (pitting resistance equivalent number, calculado como $[\text{PREN}=(\% \text{Cr})+3,3.(\% \text{Mo})+16.(\% \text{N})]$), e que na classe dos aços superdúplex é de no mínimo 40. Esta classe de aços inoxidáveis foi desenvolvida com o objetivo de satisfazer os requisitos de resistência a corrosão por pites e sob tensão em ambientes com cloretos^[5].

Os aços inoxidáveis dúplex são compostos basicamente por ferro, cromo e níquel, além de elementos com comportamento semelhante a estes dois últimos, gerando o conceito de cromo e níquel equivalente ^[2]; assim, o estudo da metalurgia física destes aços pode ter início com a análise do sistema ternário Fe-Cr-Ni.

Trabalhos como os de **PUGH** e **NISBET** [6] revelam as fases presentes neste sistema em função da temperatura, quando considerados apenas os três elementos puros, através de diagramas pseudo-binários e seções isotérmicas do diagrama ternário. Mais recentemente, encontram-se na literatura [7] dados detalhados deste sistema ternário, com algumas de suas isoterms apresentadas nas Figuras 1 a 4.

Basicamente quatro fases sólidas são encontradas no ternário Fe-Cr-Ni. Três são soluções sólidas, a saber: austenita (γ), de estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC); ferrita (α), cúbica de corpo centrado (CCC) e α' , também CCC, porém rica em cromo. A quarta fase sólida é um intermetálico denominado sigma (σ), de estrutura tetragonal, extremamente duro, frágil e não magnético [7].

Usualmente para ligas ferrosas denomina-se por ferrita δ todo sólido de estrutura CCC formado na solidificação; no entanto, muitos autores que estudaram o sistema Fe-Cr-Ni [2,6,8] convencionaram a utilização de α para qualquer ferrita formada por reações dependentes de difusão, fazendo distinção apenas à martensita, cuja formação independe de difusão. A martensita pode ser denominada α' , distinguindo-a da fase formada por difusão, mas causando alguma confusão quando há necessidade de fazer menção a fase CCC α' de alto cromo mencionada anteriormente. Assim, a nomenclatura da ferrita e/ou martensita precisa ser contextualizada com o modo de formação.

Nota-se nas seções isotérmicas das Figura 1 a 4 a existência de composições onde a presença de ferrita e austenita é possível; assim, o desenvolvimento de estrutura dúplex ferrita-austenita pode se dar pela correta escolha de composição, e da execução de tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido. Isto justifica o modo de processamento mais comum dos aços inoxidáveis dúplex trabalhados: conformação a quente entre 1300°C e 900°C, obtendo uma estrutura de bandas alternadas de ferrita e austenita, seguido de tratamento isotérmico de solubilização entre 1000°C e 1200°C, seguido de resfriamento em água [7], para obter-se o balanço volumétrico desejado entre as fases. Microestrutura típica de um aço inoxidável dúplex SAF 2205 assim produzido encontra-se na Figura 5.

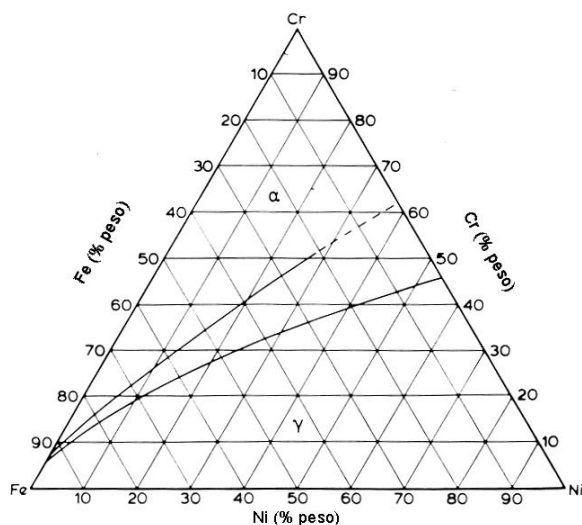


Figura 1. Seção isotérmica a 1300°C do ternário Fe-Cr-Ni [8].

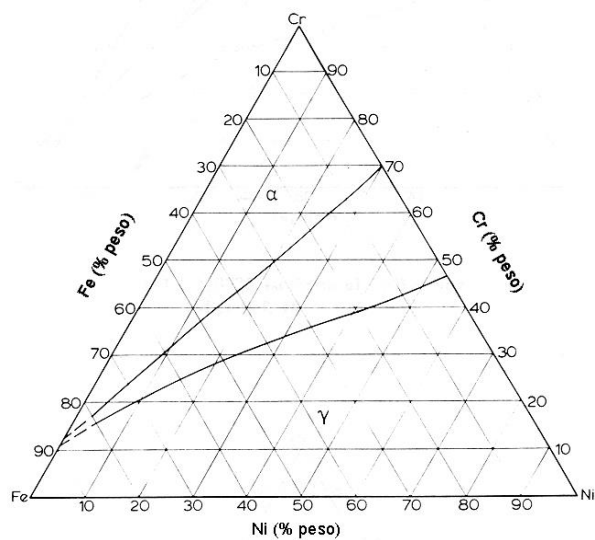


Figura 2. Seção isotérmica a 1200°C do ternário Fe-Cr-Ni [8].

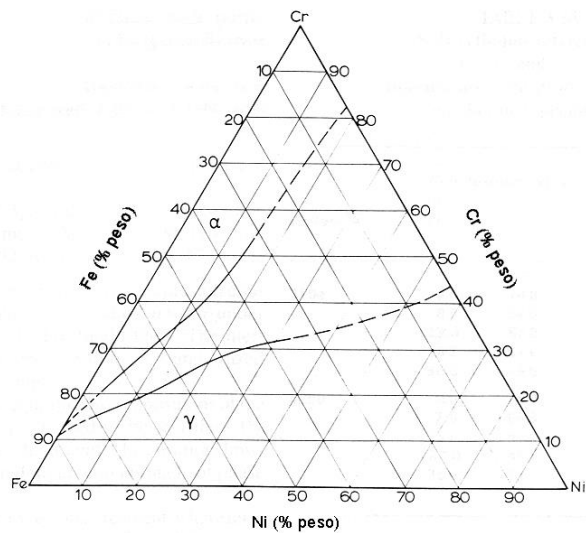


Figura 3. Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni [8].

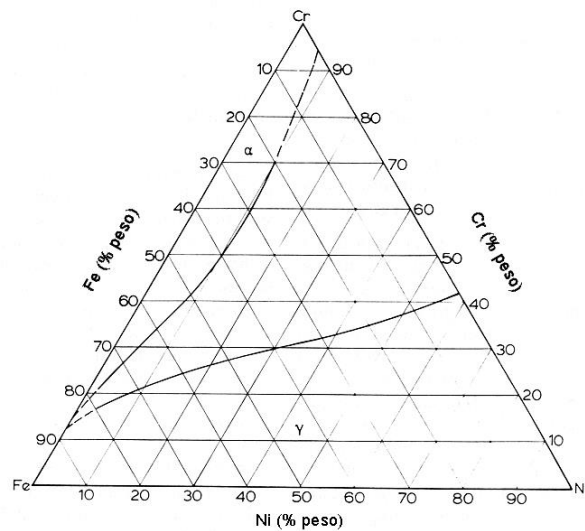


Figura 4. Seção isotérmica a 1000°C do ternário Fe-Cr-Ni [8].

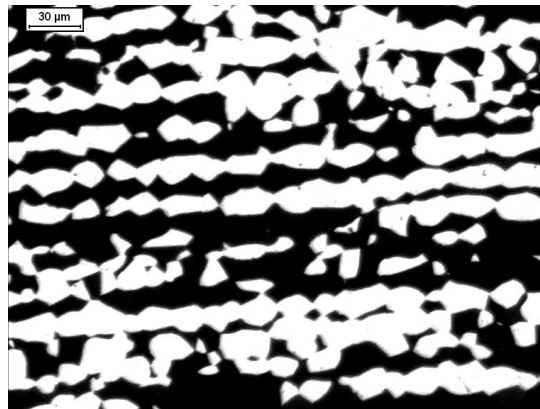


Figura 5. Amostra de aço inoxidável SAF 2205 solubilizada a 1150°C por uma hora, e resfriada em água. Ferrita (preta) e austenita (clara). Ataque: Behara modificado [9].

Todavia, a determinação da fração de ferrita e austenita num aço inoxidável dúplex pode apresentar problemas. A Figura 6 mostra resultados de determinação de fração volumétrica de ferrita obtidos por três técnicas comumente utilizadas: metalografia quantitativa após ataque de Behara (como o mostrado na Figura 5), medidas magnéticas com auxílio de ferritoscópio, e por difração de raios-X. Nota-se discrepância de resultados, além de não aderência aos resultados de simulação de equilíbrio em software Thermo-Calc, apesar de todas as técnicas apresentarem a tendência de aumento da fração de ferrita com o aumento da temperatura de solubilização, e de se esperar equilíbrio de fases após 30 min nas temperaturas de solubilização empregadas. Assim, apesar do uso da difração de raios-X ser uma alternativa para a caracterização das fases, a quantificação das mesmas demanda o estudo de diferentes técnicas [10].

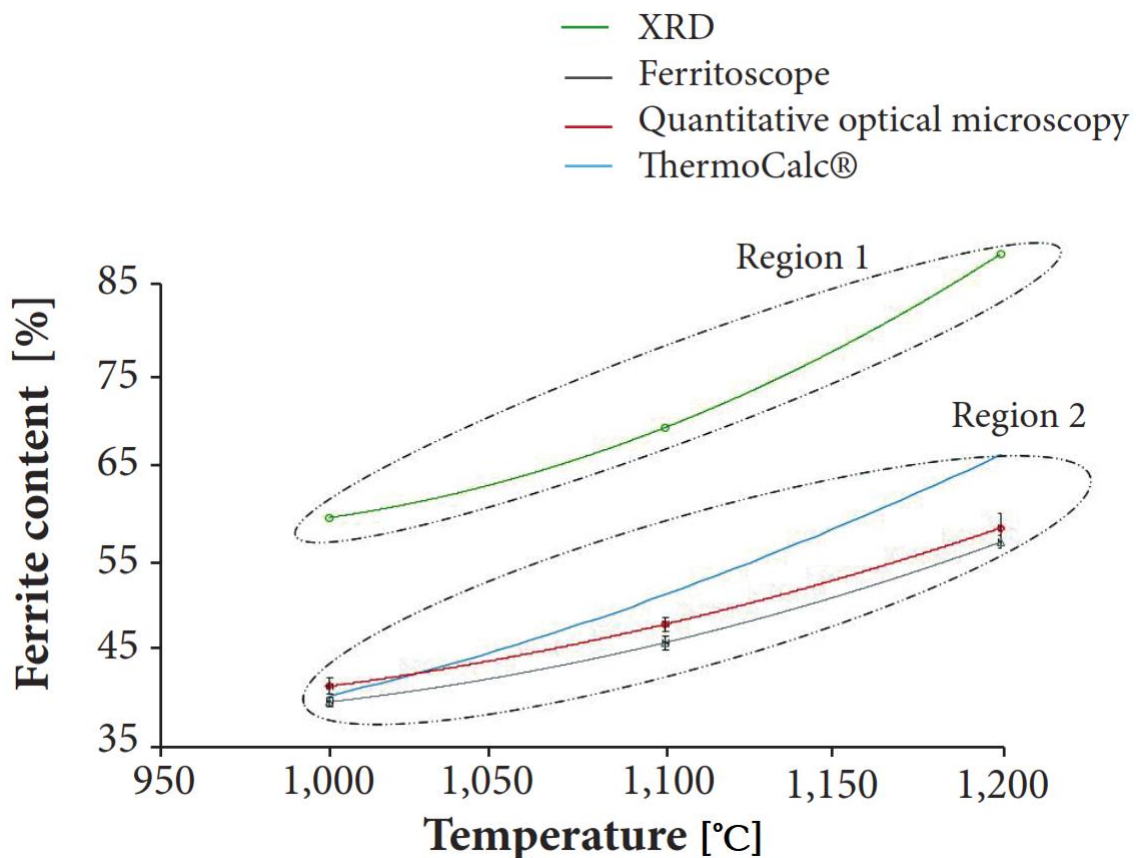


Figura 6. Fração volumétrica de ferrita de aço inoxidável SAF 2205 solubilizado nas temperaturas indicadas por 30 min, obtidas por medidas magnéticas em ferritoscópio, por metalografia quantitativa após ataque de Behara modificado, por difração de raios-X, comparadas com simulação de equilíbrio obtida no software Thermo-Calc® [10].

Dois trabalhos de iniciação científica [11,12], um trabalho de conclusão de curso [13], uma dissertação de mestrado [14] e uma tese de doutorado [15] deste grupo de pesquisa mostram que a aplicação de deformação plástica a frio em aço inoxidável dúplex leva a redução da fração de ferrita presente. Trabalho [16] sintetiza estes resultados, mostrados na Figura 7, sem contudo existirem evidências de quaisquer outras fases que não ferrita e austenita na estrutura, como atestam os difratogramas de raios-X da Figura 8. Tais evidências indicam que pode estar ocorrendo nestes aços uma transformação de ferrita em austenita induzida por deformação, independente do modo de deformação aplicado, semelhante a uma transformação martensítica reversa, como a relatada em dois trabalhos predecessores [17, 18]. Cria-se então a possibilidade de uma Transformação Martensítica Reversa Induzida por Deformação (TMRID), em contraponto a transformação martensítica induzida por deformação (TMID) comumente observada em alguns aços inoxidáveis austeníticos, onde a austenita se transforma em martensita α' .

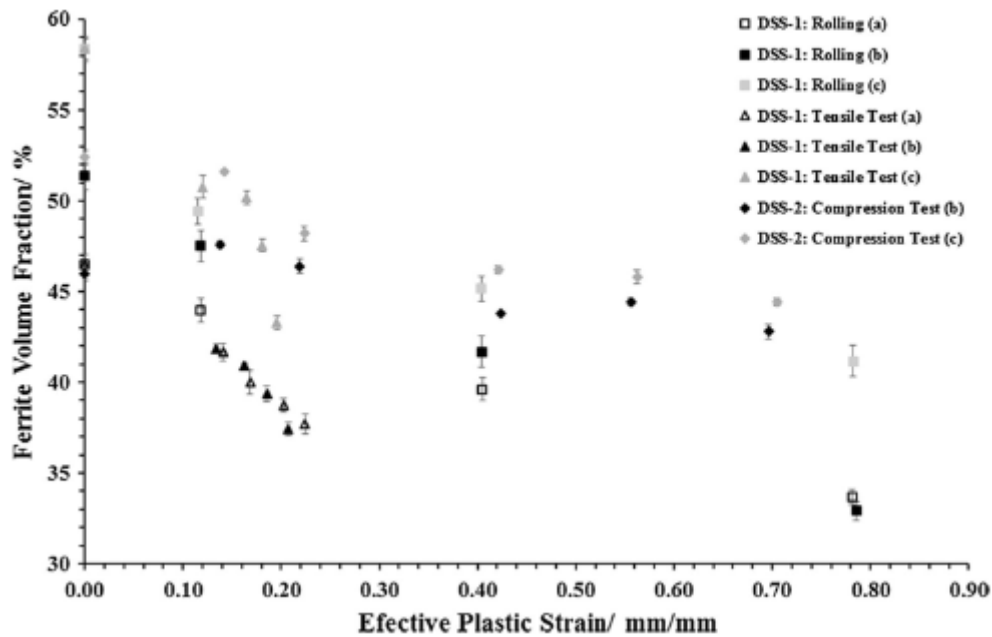


Figura 7. Fração volumétrica de ferrita em função da deformação plástica efetiva obtida a partir de laminação, tração, ou compressão feitos a temperatura ambiente para dois aços inoxidáveis dúplex (DSS-1 e DSS-2) tratados a (a) 1000 °C, (b) 1100°C e (c) 1200 °C. ^[16]

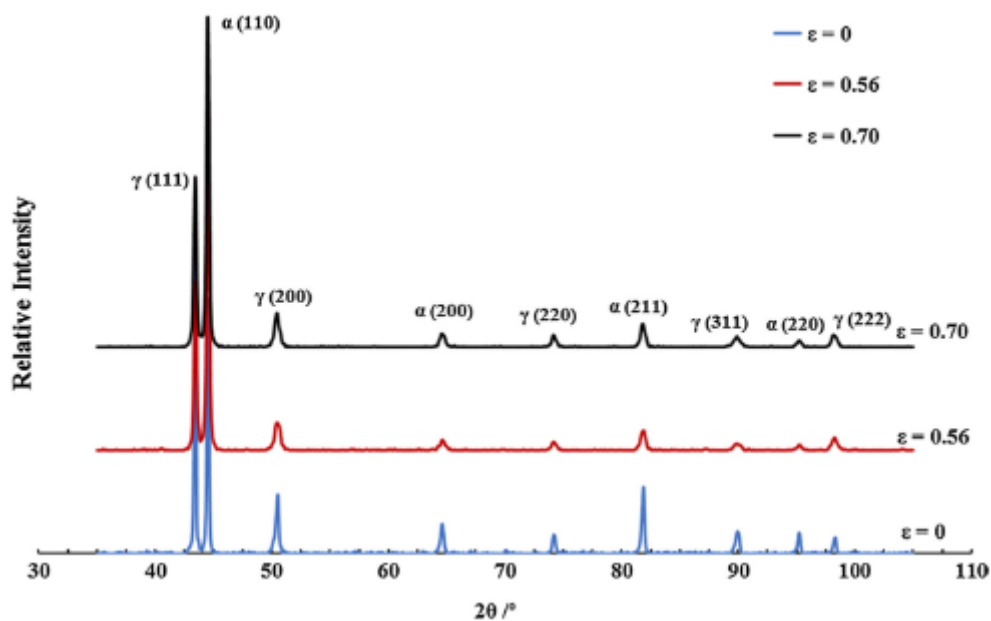


Figura 8. Exemplo de padrões de DRX das amostras do aço DSS-2 da Figura 7 tratadas a 1100 °C e deformadas por compressão até 0,7 de deformação efetiva. ^[16].

A transformação martensítica induzida por deformação (TMID) de austenita em ferrita, particularmente em temperaturas abaixo da ambiente ^[1], é um fenômeno conhecido em aços inoxidáveis austeníticos desde as décadas de 1950-1960 ^[19], e vem

sendo continuamente estudadas em inúmeros outros trabalhos [20-26]. Duas são as TMID experimentadas pela austenita, havendo formação de martensita ϵ , de estrutura hexagonal compacta, e a martensita α' , de estrutura cúbica de corpo centrado e ferromagnética.

Reduções de espessura em laminação a frio de até 65% levam a formação de até 68% em volume de martensita α' em aços inoxidáveis austeníticos [20,21,24], sendo o aumento da fração de martensita α' proporcional a redução a frio imposta ao aço, como exemplificado na Figura 9; nesta figura, é interessante notar que a fração de martensita α' , ferromagnética, apresenta-se com valores distintos se medida por ferritoscópio ou por cálculos sobre os resultados de difratometria de raios-X, de modo semelhante ao já observado por este grupo de pesquisa em trabalho com aço inoxidável dúple [10]. Nota-se também que a diminuição da temperatura na qual a deformação ocorre leva a aumento da fração de austenita que sofre TMID.

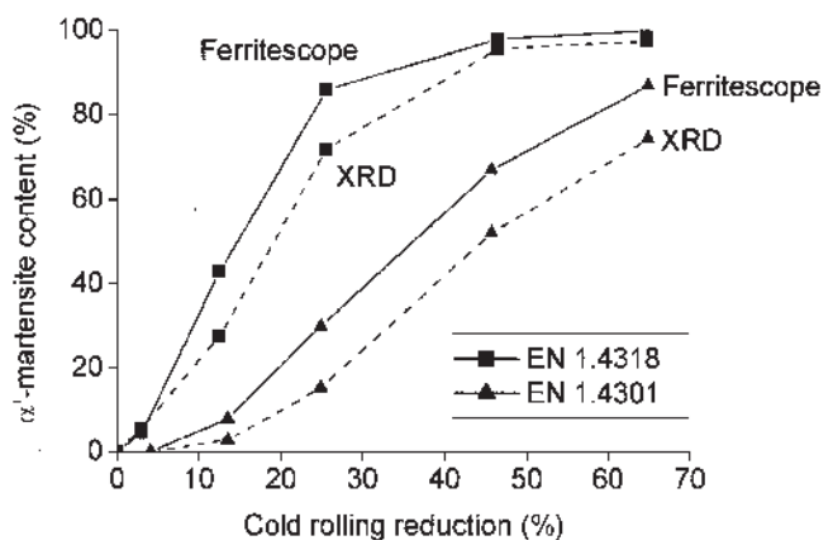


Figura 9. Fração de martensita α' em dois aços inoxidáveis austeníticos em função da redução de espessura imposta em laminação a frio [21].

Apesar de vários trabalhos [22,25,27] apresentarem estudos de difratometria de raios-X aplicados na caracterização da TMID de aços inoxidáveis austeníticos, poucas são as citações sobre a cristalografia da martensita ϵ , e também por este motivo raras são as informações cristalográficas sobre esta fase e sua quantificação. TALONEN e HÄNNINEN (2007) [22] apresentam o difratograma de raios-X da Figura 10, obtido com radiação $\text{Co K}\alpha 1$ para aço UNS S30100 deformado a deformação plástica verdadeira de 0,09, a $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ e -40°C , onde é possível distinguir picos das três fases presentes após a deformação de um aço austenítico passível de TMID: a matriz de austenita (γ) e a martensita ϵ , paramagnéticas, e a martensita α' , ferromagnética.

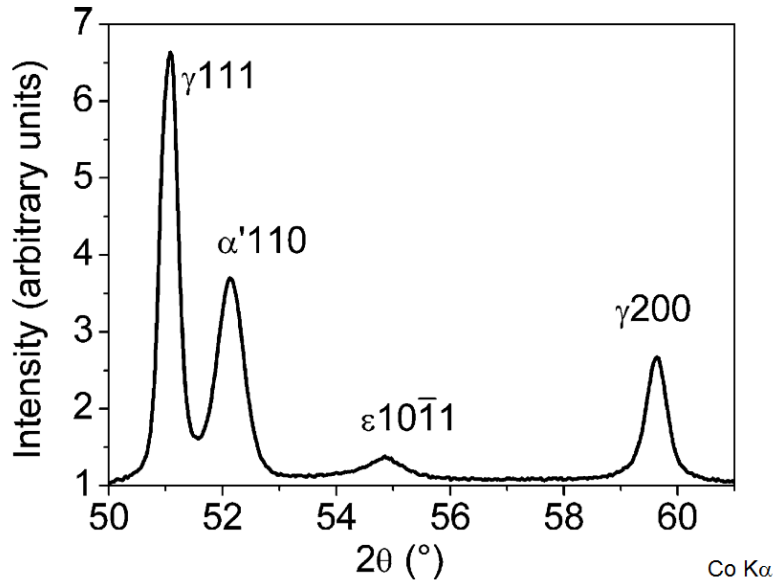


Figura 10. Difratoograma de raios-X obtido com radiação $Co\ K\alpha 1$ para aço UNS S30100 com deformação plástica verdadeira de $0,09$ a $3 \cdot 10^{-4}\ s^{-1}$ e $-40^\circ C$ [22].

Assim, de posse das informações cristalográficas das fases γ , α' e ϵ presentes na literatura [22,25,27] é possível a construção da Tabela 3, que traz para diferentes planos cristalográficos destas fases o ângulo de difração de cada pico nas três usuais radiações utilizadas na difratometria de raios-X de caracterização de materiais. Nota-se que os picos das fases austenita (γ) e martensita (α' neste contexto) na radiação $Cu\ K\alpha 1$ ocorrem em espaçamentos interplanares, e consequentemente ângulos de difração 2θ , equivalentes aos das fases α e γ mostradas no difratograma da Figura 8 de aço dúplex em diferentes graus de deformação.

Assim, uma lacuna de conhecimento surge neste contexto: a TMRID observada em trabalhos deste grupo em aços dúplex, sintetizada na publicação de 2016[JMS] sofre influência da temperatura na qual a deformação ocorre, como relatado para os aços austeníticos?

Tabela 3. Informações cristalográficas das fases γ , α' e ϵ presentes nos aços inoxidáveis austeníticos passíveis de TMID [22,25,27].

Fase	Plano	d (nm)	Cr $K\alpha 1$	Co $K\alpha 1$	Cu $K\alpha 1$
			($\lambda=0,22897\ nm$)	($\lambda=0,178897\ nm$)	($\lambda=0,154056\ nm$)
			$2\theta\ (^{\circ})$		
γ	(1 1 1)	0,208	66,8	50,9	43,5
	(2 0 0)	0,180	79,0	59,6	50,7
	(2 2 0)	0,127	128,7	89,6	74,7
α'	(1 1 0)	0,203	68,7	52,3	44,6
	(2 0 0)	0,144	105,8	77,1	64,9
	(1 1 1)	0,117	155,3	99,5	82,2
ϵ	(1 0 $\bar{1}$ 1)	0,194	72,4	54,9	46,8

PROJETO DE PESQUISA

Objetivos

Considerando a ocorrência de TMRID em aços inoxidáveis dúplex, e a possível influência da temperatura, o objetivo deste projeto de pesquisa é avaliar a influência do grau de deformação e da temperatura de trabalho a frio na TMRID de austenita em ferrita em um aço inoxidável superdúplex, comparando-se material deformado com diferentes deformações a temperatura ambiente, a aproximadamente $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Metodologia

Além da dedicação do professor-proponente como orientador (que trabalha em regime de tempo integral nesta Instituição), será necessária uma bolsa de mestrado, pelo período de dois anos, para aluna pré-selecionada.

O material fornecido pela empresa Villares Metals, UNS S32760, será estudado através de equipamentos de propriedade do Laboratório de Materiais da FEI.

Serão obtidas 20 amostras extraídas do material disponível, uma barra laminada e solubilizada de 82 mm de diâmetro, na forma de discos de 10 mm de espessura. Estes discos serão posteriormente usinados, extraíndo-se dos mesmos 3 barras de seção retangular com 10 mm de altura (equivalente a espessura dos discos) e 20 mm de largura, como mostra o esquema da Figura 11.

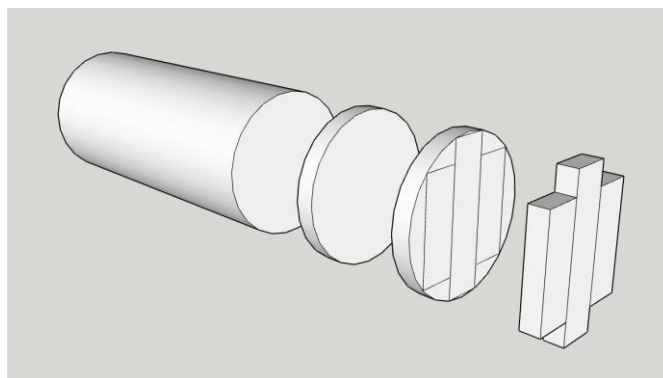


Figura 11. Esquema de corte da barra para obtenção de amostras.

As barras de seção transversal 20x10 mm obtidas após o esquema de corte da Figura 11 serão conformadas no laminador de produtos planos da FEI em pelo menos 5 graus de deformação, nas três temperaturas de interesse (ambiente, a aproximadamente $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, obtida em banho de gelo seco e álcool, e $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, obtida em nitrogênio líquido). Cuidado especial será tomado para que o esquema de passes de deformação seja idêntico para todas as condições, mantendo-se a mesma redução por passe e taxa de deformação em cada passe.

Após a conformação plástica, corpos-de-prova metalográficos de todas as amostras produzidas sofrerão lixamento até 600 *mesh*, para em seguida serem polidos utilizando pasta de diamante de granulação 6 μm , 3 μm e finalmente 1 μm , sempre utilizando como lubrificante das etapas de polimento álcool etílico absoluto, em equipamento de polimento semiautomático do CDMatM-FEI. Para a revelação da microestrutura será utilizado o ataque de Beraha modificado.

A fração volumétrica de ferrita (% α) será obtida inicialmente por dois métodos tradicionais distintos. Um deles utilizará um ferritoscópio FISCHER modelo MP30 do CDMatM-FEI, calibrado com o auxílio de padrões, tendo como limite de detecção 0,1% de ferrita. Vinte medições serão realizadas em cada uma das séries de amostras. A outra técnica se valerá de estereologia quantitativa: as amostras, após ataque seletivo a fase ferrítica, serão submetidas à análise de imagens; serão analisados 20 campos por amostra, colhidos aleatoriamente.

As medidas de difratometria de raios-X serão realizadas com radiação de Cu-K α e cristal monocromador, varrendo-se ângulos de difração $35^\circ < 2\theta < 95^\circ$, a velocidade de 1 $^\circ$ /min e amostragem a cada 0,04 $^\circ$. A fonte de raios-X será excitada a 30 kV e 30 mA. Usando metodologia já testada em outro trabalho deste grupo^[JAMT], a fração de ferrita será também avaliada através da técnica das proporções internas. As difrações de raios-X tem também o objetivo de avaliar quais as fases presentes após a deformação, pois sem a confirmação de que existam apenas ferrita e austenita, não se poderia supor a transformação de ferrita em austenita em processo semelhante a uma transformação martensítica reversa induzida por deformação, alvo principal de estudo desta proposta.

Plano de trabalho e cronograma

Para cumprir as metas anteriormente propostas, o trabalho será dividido conforme descreve o cronograma mostrado na Tabela 1.

Tabela 1. Cronograma global de atividades do projeto.

Atividade	Meses																								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	
Obtenção de créditos	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■												
Revisão da literatura	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Usinagem das amostras				■	■	■	■																		
Laminação das amostras							■	■	■	■	■	■	■												
Medidas Magnéticas												■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Difratometria												■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Metalografia quantitativa																									
Análise dos resultados												■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Elaboração de exame de qualificação																									
Elaboração da dissertação																									

REFERÊNCIAS

1. A. J. SEDRIKS, Corrosion of stainless steels. John Wiley : NY, 1996, 2. ed, p. 1-24.
2. H. D. SOLOMON, T. M. DEVINE Jr., Duplex stainless steels – a tale of two phases. In: Duplex stainless steels – conference proceedings. ASM, Metals Park : Ohio, 1982, p. 693-756.
3. J. J. ECKENROD, K. E. PINNOW, Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel. In: New developments in stainless steel technology. Detroit, 1984, p.77-87.
4. J. H. POTGIETER, M. B. CORTIE, Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels. *Materials Characterization*. v. 26, 1991, p. 155-65.
5. J. O. NILSSON, Super duplex stainless steels. *Materials science and technology*, Ago. 1992, v. 8, p. 685-700.
6. J. W. PUGH, J. D. NISBET, A study of the iron-chromium-nickel ternary system. *JOM*, v. 188, fev. 1950, p. 268-76.
7. J. H. POTGIETER et al, Duplex: complex or simplex. *FWP journal*, v. 31, jan. 1991, p. 17-29.
8. G. V. RAYNOR, V. G. RIVLIN, Phase equilibria in iron ternary alloys. *The Institute of Metals*, London, 1985 p. 316-32.
9. R. MAGNABOSCO, D. C. SANTOS, E. BARBOSA, Relation between microstructure and selective corrosion of duplex stainless steel submitted to heated chloridric acid. In: EUROCORR 2009, Nice. EUROCORR 2009. Paris : CEFACOR, 2009. (mídia eletrônica).
10. A. FORGAS Jr, J. OTUBO, R. MAGNABOSCO. Ferrite Quantification Methodologies for Duplex Stainless Steel. *Journal of Aerospace Technology and Management (Online)*, v. 8, p. 357-362, 2016.
11. C. C. ÁVILA. Influência do encruamento e do tempo de envelhecimento a 650°C na microestrutura de aço UNS S31803, relatório final de Iniciação Científica - Centro Universitário FEI, 2011, http://fei.edu.br/~rodrimagn/PROJETOS_IC/2011/CCA.pdf, consultado em 17.dez.2018.
12. F. M. RABECHINI. Influência do encruamento e do tempo de envelhecimento a 850°C na microestrutura de aço UNS S31803, relatório final de Iniciação Científica - Centro Universitário FEI, 2011, http://fei.edu.br/~rodrimagn/PROJETOS_IC/2011/FMR.pdf, consultado em 17.dez.2018.
13. J. MARANGONI. Investigação da Transformação de Ferrita em Austenita Induzida por Deformação em Aço Inoxidável Dúplex, trabalho de conclusão de curso – Centro Universitário da FEI, 2012, http://fei.edu.br/~rodrimagn/TFC/2012/JM_tfc_2012.pdf, consultado em 17.dez.2018.
14. J. MARANGONI. Investigação da transformação de ferrita em austenita induzida por deformação em aço inoxidável superdúplex. Dissertação - Centro Universitário FEI, 2015, https://fei.edu.br/~rodrimagn/mestrado/2015/Disserta%C3%A7%C3%A3o%20Defesa%20-%20JM_FINAL.pdf, consultado em 17.dez.2018.
15. A. FORGAS Jr. Transformação de ferrita em austenita induzida por deformação plástica no aço inoxidável dúplex UNS S31803. Co-orientação, 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, <https://fei.edu.br/~rodrimagn/mestrado/2016/TRANSFORMA%C3%87%C3%83O%20DE%20FERRITA%20EM%20AUSTENITA%20INDUZIDA%20POR%20DEFORMA%C3%87%C3%83O%20PL%C3%81STICA%20NO%20A%C3%87O%20INOXID%C3%81VEL%20D%C3%9APLEX%20UNS%20S31803.pdf>, consultado em 17.dez.2018.
16. A. FORGAS Jr, J. MARANGONI, J. OTUBO, G. H. B. DONATO, R. MAGNABOSCO, Reverse strain-induced martensitic transformation of the ferrite to austenite in duplex stainless steels. *Journal of Materials Science*, v. i, p. 1-12, 2016.
17. H. LUO et al, A novel observation of strain-induced ferrite-to-austenite retransformation after intercritical deformation of C-Mn steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 35A, set. 2004, p. 2789-2797.
18. I. MACLAREN et al, Reverse martensitic transformation of ferrite to austenite under severe plastic deformation. *Journal of Physics: Conference Series*. 26 (2006) p. 335-338.
19. R. P. REED, The spontaneous martensitic transformations in 18% Cr, 8% Ni Steels, *Acta Metallurgica*, v. 10, set. 1962, p. 865-77.
20. A. MITRA et al, Ferromagnetic Properties of Deformation-Induced Martensite Transformation in AISI 304 Stainless Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 35A, fev. 2004, p. 599-605.
21. J. TALONEN, H. HÄNNINEN, Damping Properties of Austenitic Stainless Steels Containing Strain-Induced Martensite, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 35A, ago. 2004, p. 2401-2406.

22. J. TALONEN, H. HÄNNINEN, Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels, *Acta Materialia*, v. 55, 2007, p. 6108-6118.
23. P. HEDSTRÖM, Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel AISI 301, Licentiate Thesis, Lulea University of Technology, 75p.
24. I. MÉSÁROS, J. PROHÁSZKA, Magnetic investigation of the effect of α' -martensite on the properties of austenitic stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 161, 2005, p. 162–168.
25. S. S. M. TAVARES et al, Magnetic properties and α' martensite quantification in an AISI 301LN stainless steel deformed by cold rolling, *Materials Characterization*, v. 59, 2008, p. 901– 904.
26. A. DAS et al, Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, v. 486, 2008, p. 283–286
27. D. L. JOHANNSEN, et al, Influence of Annealing Treatment on the Formation of Nano/Submicron Grain Size AISI 301 Austenitic Stainless Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 37A, ago. 2006, p. 2325-2338.