

# EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2205 APÓS HOMOGENEIZAÇÃO, LAMINAÇÃO A FRIO E RECOZIMENTO\*

Francislayne Lages Dias<sup>1</sup>  
Guilherme Cardeal Stumpf<sup>2</sup>  
Dagoberto Brandão Santos<sup>3</sup>

## Resumo

As mudanças que ocorrem após as etapas de homogeneização, laminação a frio e recozimento foram observadas no aço inoxidável duplex (AID) 2205 por meio da microestrutura, textura e microdureza. A amostra como recebida foi homogeneizada a 1100°C por 15 min, laminada a frio com redução de 80% da espessura e recozida a temperaturas de 900, 1000 e 1100°C por 180 s. Após a laminação a frio, foram observadas evidências de transformação martensítica induzida por deformação. O mecanismo de recristalização dos grãos ferríticos é uma combinação das teorias de nucleação orientada e de crescimento seletivo. A textura da austenita evolui de maneira similar aos aços inoxidáveis austeníticos quando submetidos a laminação a frio e recozimento. No recozimento a 900°C precipita-se a fase sigma. Para as demais temperaturas de recozimento, não há precipitação de fases deletérias. A espessura das lamelas não possui influência significativa na dureza do AID, já a laminação a frio e a precipitação de fase sigma elevam a resistência à deformação.

**Palavras-chave:** Aço Inoxidável Duplex; Textura; Laminação a Frio; Recozimento.

## MICROSTRUCTURAL EVOLUTION AND MECHANICAL PROPERTIES OF UNS S2205 DUPLEX STAINLESS STEEL AFTER HOMOGENIZATION, COLD ROLLING AND ANNEALING

### Abstract

The variations occurred after homogenization, cold rolling and annealing were observed in a duplex stainless steel (DSS) 2205 through the microstructure, texture and microhardness. The sample as received was homogenized at 1100°C for 15 min, cold-rolled with 80% thickness reduction and annealed at temperatures of 900, 1000 and 1100°C for 180 s. After cold rolling, evidence of strain induced martensite was observed. The recrystallization mechanism of ferritic grains is a combination of the nucleation and growth-oriented theories. The texture of the austenite evolves similarly to austenitic stainless steels when subjected to cold rolling and annealing. Annealing at 900°C precipitates sigma phase. For the other annealing temperatures there are no deleterious phases formation. The Lamellae thickness does not show significant influence on hardness of DSS, but cold rolling and sigma phase precipitation increase the mechanical strength.

**Keywords:** Duplex Stainless Steel, Texture, Cold Rolling, Annealing.

<sup>1</sup> Engenheira Metalurgista, Mestranda, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Graduando em Engenharia Metalúrgica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>3</sup> Engenheiro Metalurgista, Doutor, Professor Titular, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil..

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex são uma classe intermediária entre os aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis ferríticos. Contém cerca de 18% a 30% de cromo, 1,5% a 4,5% de molibdênio e adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente níquel e nitrogênio. Possuem microestrutura formada por frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita ( $\alpha$ ) e de austenita ( $\gamma$ ) [1].

A presença das duas fases em igual proporção confere aos aços inoxidáveis duplex a combinação das boas propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e dos austeníticos: elevada resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade, quando comparado aos demais tipos de aços inoxidáveis [2].

Para alcançar o alto desempenho mecânico, o controle da microestrutura em seu processamento é de grande importância, uma vez que os mecanismos de deformação, endurecimento e amaciamento agem diferentemente em cada uma das fases [3]. Além de influenciar a textura, a presença dos contornos  $\alpha/\gamma$  afeta consideravelmente os mecanismos de deformação dos AID, restringindo a rotação dos grãos nas fases ccc e cfc e devido às incompatibilidades de deformação dos contornos de fases [4,5].

Além dos mecanismos de deslizamento e maclação da austenita e dos múltiplos sistemas de escorregamento da ferrita, caso a austenita não esteja adequadamente estabilizada, a formação de martensita induzida por deformação (MID) é efetivada. Em AID padrão, como o 2205, a austenita é mais estável devido à alta energia de falha de empilhamento (EFE), que está diretamente ligada à composição química [6–8].

Para o aço estudado, Breda e coautores [6] evidenciam a formação de MID após laminação a frio com 85% de redução na espessura. Além disso, notou-se também a influência da textura inicial da austenita na MID, induzindo à maior estabilidade dessa fase e um atraso na cinética dessa transformação. Também é reportado [9] o aumento da resistência e da plasticidade com o refino de grão por homogeneização, laminação a frio e recozimento. A MID também é inibida através desses processamentos e da adição de molibdênio [9,10].

Durante os processos termomecânicos, os aços inoxidáveis duplex também podem apresentar precipitação de fases intermetálicas em uma faixa de temperatura entre 300 a 1000°C, levando à degradação de suas propriedades mecânicas e à perdas na resistência à corrosão. De todas as fases intermetálicas possíveis de precipitação, as fases chi e sigma são as que possuem maior probabilidade de se precipitarem, além de carbonetos e nitretos. A fase sigma é a mais prejudicial, causando quedas em tenacidade e em resistência à corrosão [11].

O objetivo desse trabalho foi avaliar a evolução da microestrutura, textura e microdureza após homogeneização, laminação a frio com redução de 80% da espessura e recozimento a 900, 1000 e 1100°C em um aço inoxidável duplex padrão, tipo 2205.

## 2 DESENVOLVIMENTO

### 2.1 Materiais e Métodos

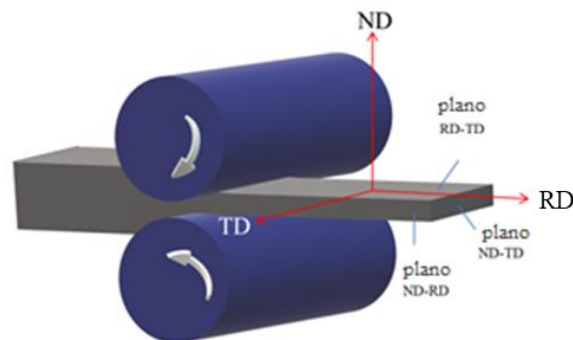
A amostra do material de estudo foi recebida na forma de uma chapa de aço inoxidável duplex 2205 laminada a quente e recozida, com 5,5 mm de espessura, 150 mm de comprimento e 100 mm de largura, produzida industrialmente pela

Aperam South America. A composição química desse aço está apresentada na Tabela 1 a seguir.

**Tabela 1.** Composição química (% em massa) do aço inoxidável duplex 2205.

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N
0,0234	1,797	0,0374	0,001	0,278	22,52	5,54	3,246	0,148	0,157

A chapa como recebida passou por homogeneização à temperatura de 1100°C por 15 min de encharque em um forno elétrico, tipo mufla, convencional. Após a solubilização, o material foi submetido à deformação plástica em um laminador piloto Fröhling, a uma velocidade de 6,5 m/min. A redução na espessura foi de 80%, alcançada em 12 passes de laminação. A chapa laminada a frio foi fracionada em tiras de 1,0 mm de comprimento, os quais foram submetidos ao recozimento a temperaturas de 900, 1000 e 1100°C por 180 s e resfriadas em água com agitação. As orientações correspondentes ao produto laminado estão representadas na Figura 1. Na Figura 1, ND, RD e TD correspondem às direções normal, de laminação e transversal, respectivamente.



**Figura 1.** Ilustração esquemática das direções e planos da chapa laminada.

As amostras foram preparadas de acordo com procedimento metalográfico convencional, envolvendo seccionamento, embutimento a quente, lixamento em lixas #100, #240, #320, #400, #600, #1000 e #2400 e polimento com pastas de diamante de 9, 3 e 1  $\mu\text{m}$ .

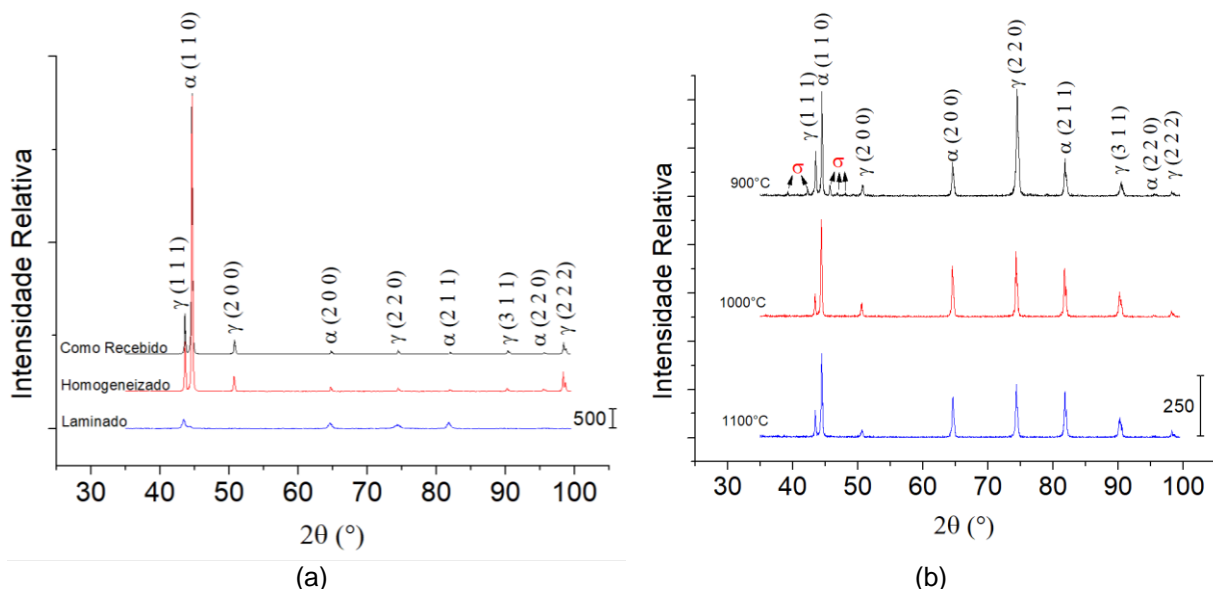
As fases presentes nas condições foram avaliadas por difratometria de raios-x [DRX] com ângulo de varredura de 35° a 100° e passo de 0,02 s<sup>-1</sup>. A preparação foi realizada no plano de laminação (RD-TD) e as amostras retiradas do embutimento para análise.

A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), e a textura por difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Para isso, as amostras foram retiradas na seção longitudinal à direção de laminação ao longo da espessura (plano ND-RD) e polidas com pasta de diamante de 9, 3 e 1  $\mu\text{m}$  e solução OPS durante 180 s. O contorno de grão foi revelado por ataque eletrolítico (solução de ácido oxálico 10%, 4,5 V e catodo de platina) e registrado no MO. Para o MEV, a separação de fases foi revelada por ataque químico com o reativo Behara (solução de estoque: 48 g de bifluoreto de amônia; 800 mL de água destilada; 400 mL de ácido clorídrico. Solução de ataque: 100 mL de solução de estoque e 1 g de bissulfito de potássio). Após exames no MEV, as amostras foram ensaiadas em microdurômetro vickers (HV) com carga de 300 gf e tempo de indentação de 10 s. Foram executadas 20 medições em regiões diferentes de cada amostra.

## 2.2 Resultados e Discussão

Os difratogramas apresentados na Figura 2 das amostras como recebida e homogeneizada são caracterizados por picos estreitos e de alta intensidade nos planos principais  $(110)_\alpha$  e  $(111)_\gamma$ . Com a laminação a frio, o desaparecimento do pico  $(200)_\gamma$  pode ser associado ao desenvolvimento de textura ou à MID [6,12,13]. Entretanto, o uso do DRX para identificação de MID não é efetivo devido à sobreposição dos picos de ferrita e de MID. Após recozimento, as amostras apresentaram altura dos picos  $(200)_\alpha$  e  $(220)_\gamma$  próxima à dos picos principais  $(110)_\alpha$  e  $(111)_\gamma$ , indicando a presença de forte textura em ambas as fases [6].

Na condição recozida a  $900^\circ\text{C}$ , ocorre a precipitação da fase intermetálica sigma, que pode causar quedas em tenacidade e em resistência à corrosão do AID. Essa precipitação é prevista no diagrama Tempo, Temperatura e Precipitação para o aço 2205, na temperatura e tempo de recozimento utilizados [11]. A ferrita possui teor mais elevado de elementos formadores de fase sigma (Cr e Mo) e é metaestável na temperatura de formação dessa fase intermetálica, o que justifica a menor intensidade dos picos de  $\alpha$  para essa condição.



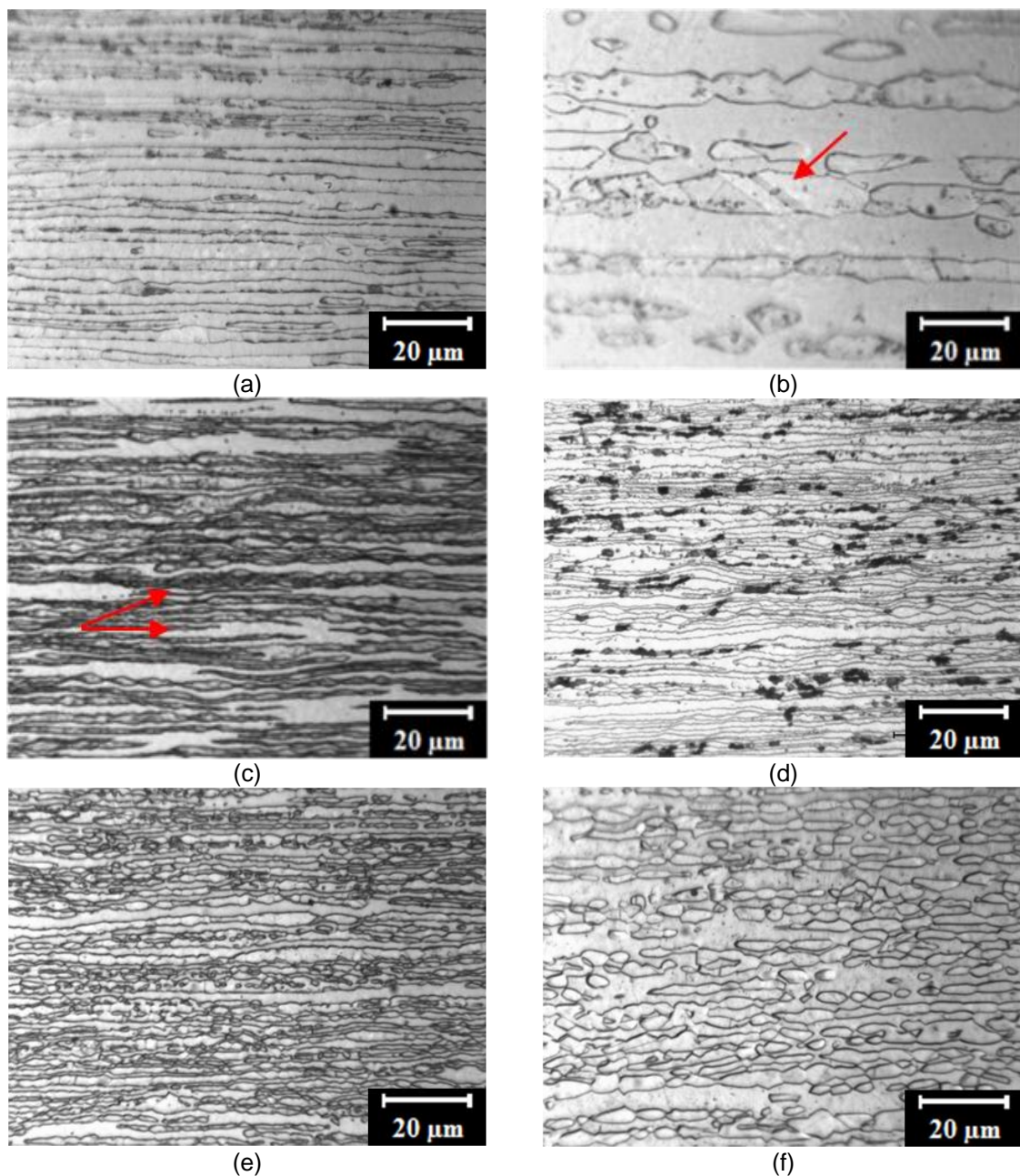
**Figura 2.** Difratograma de raios-X para as amostras (a) como recebida, homogeneizada e laminada a frio e (b) recozidas a  $900$ ,  $1000$ , e  $1100^\circ\text{C}$  por  $180$  s. Estão representadas as fases: ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ) com seus respectivos planos cristalográficos, assim como a fase sigma ( $\sigma$ ) encontrada na amostra de  $900^\circ\text{C}$ .

As micrografias da Figura 3 apresentam a microestrutura revelada por ataque eletrolítico, na qual é possível observar os contornos de grão da austenita.

A amostra como recebida (Fig. 3a) apresenta microestrutura lamelar alongada na direção da laminação a quente. Com a homogeneização, a estrutura se torna mais grosseira, e é possível notar maclas de recozimento na fase austenítica, indicada pela seta (Fig. 3b). Após a laminação a frio (Fig. 3c) pode-se notar o encruamento do material e a formação de bandas de cisalhamento nas lamelas de  $\gamma$ , com ângulo de deformação em relação à RD indicado em vermelho. Esse ângulo foi medido utilizando o software ImageJ™, e obteve-se um valor de aproximadamente  $22^\circ$ . A formação dessas bandas tem um papel importante na acomodação da deformação imposta ao material, sendo que a ocorrência de ângulos em torno de  $25$  e  $35^\circ$  é citada com frequência na literatura [14–18].



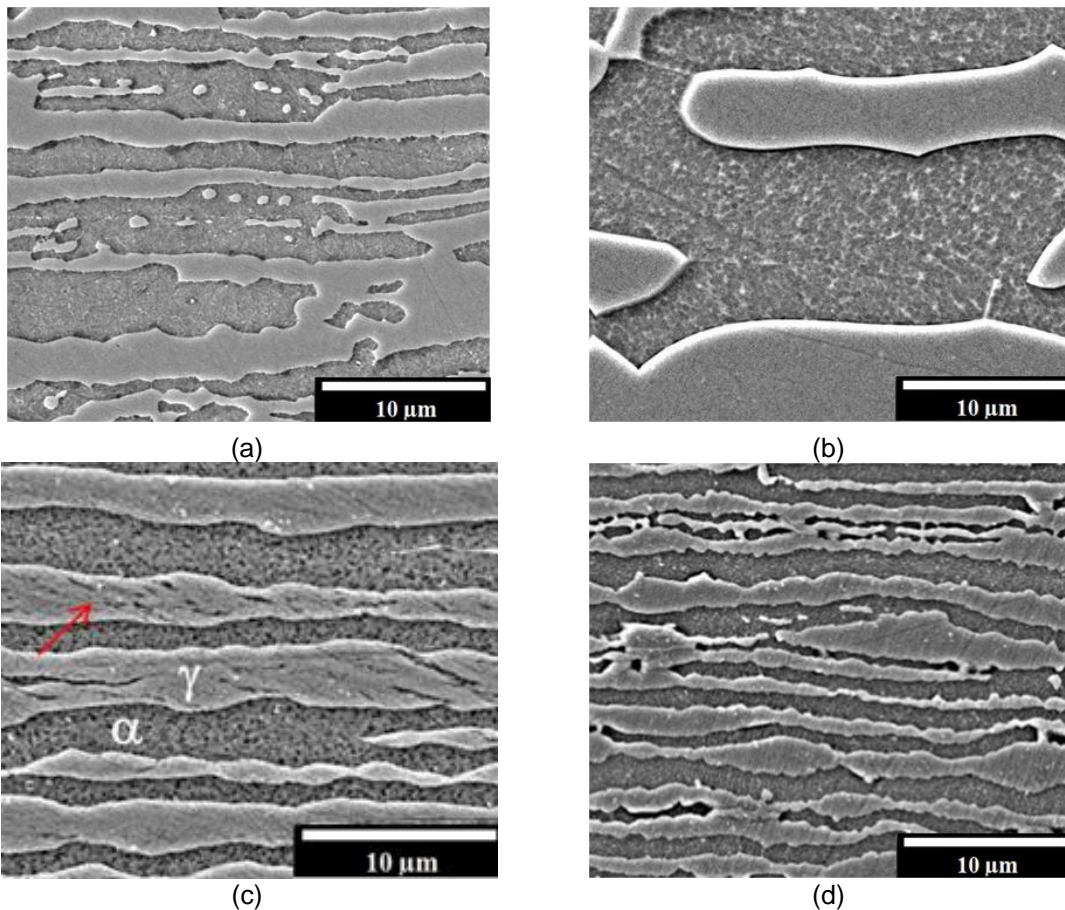
Após o recozimento a 900°C (Fig. 3d), nota-se a presença de pites, devido à presença de fase  $\sigma$ , que diminui drasticamente a resistência à corrosão do AID. Quando há precipitação de fases intermetálicas, que são ricas em elementos de liga, o material fica mais susceptível à corrosão, já que as zonas adjacentes aos precipitados ficam empobrecidas de elementos como cromo e níquel [11,19]. Com o aumento da temperatura de recozimento, é possível observar a recristalização primária da austenita, para a qual, a 1000°C (Fig. 3e), percebe-se uma morfologia do tipo bambu, mantendo uma estrutura lamelar. Para 1100°C (Fig. 3f) é evidenciada uma microestrutura de morfologia mais globular [20]. A estrutura bandeada gerada pelo trabalho a frio limita o crescimento dos grãos recristalizados em cada fase, o que faz com que a microestrutura permaneça com essa morfologia, mesmo após a recristalização total de ambas as fases [4,20,21].

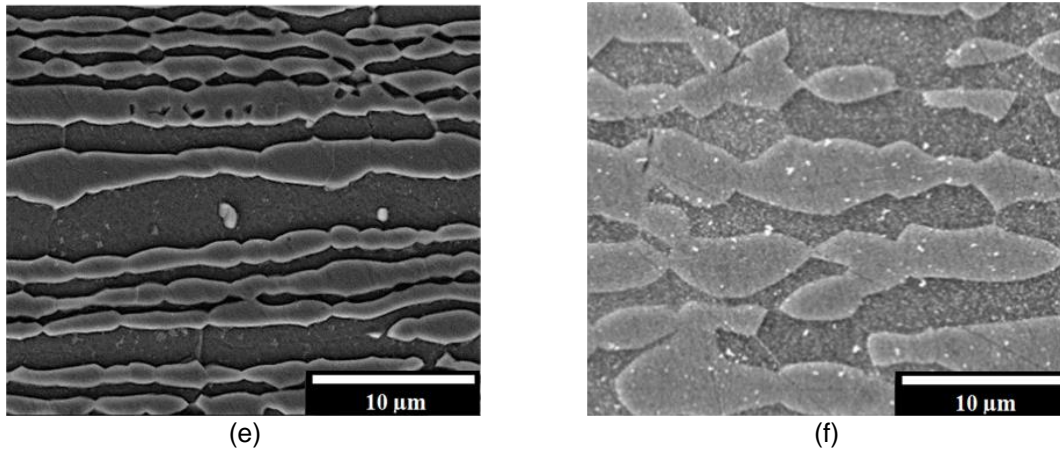


**Figura 3.** Micrografias obtidas por MO das amostras (a) como recebida, (b) homogeneizada, (c) laminada a frio e recozidas por 180 s a (d) 900°C, (e) 1000°C, (f) 1100°C. Ataque: ácido oxálico 10%.

As características evidenciadas no MO são acentuadas nas micrografias obtidas por MEV (Fig. 4). Durante o trabalho a frio, as duas fases constituintes foram deformadas plasticamente e desenvolveram uma estrutura de bandas alternadas, de ferrita e austenita, alinhadas paralelamente ao plano de laminação, também chamada de estrutura “panquecada” [16]. Devido à alta deformação, podem ser observadas lamelas com espessura inferior à 1  $\mu\text{m}$ .

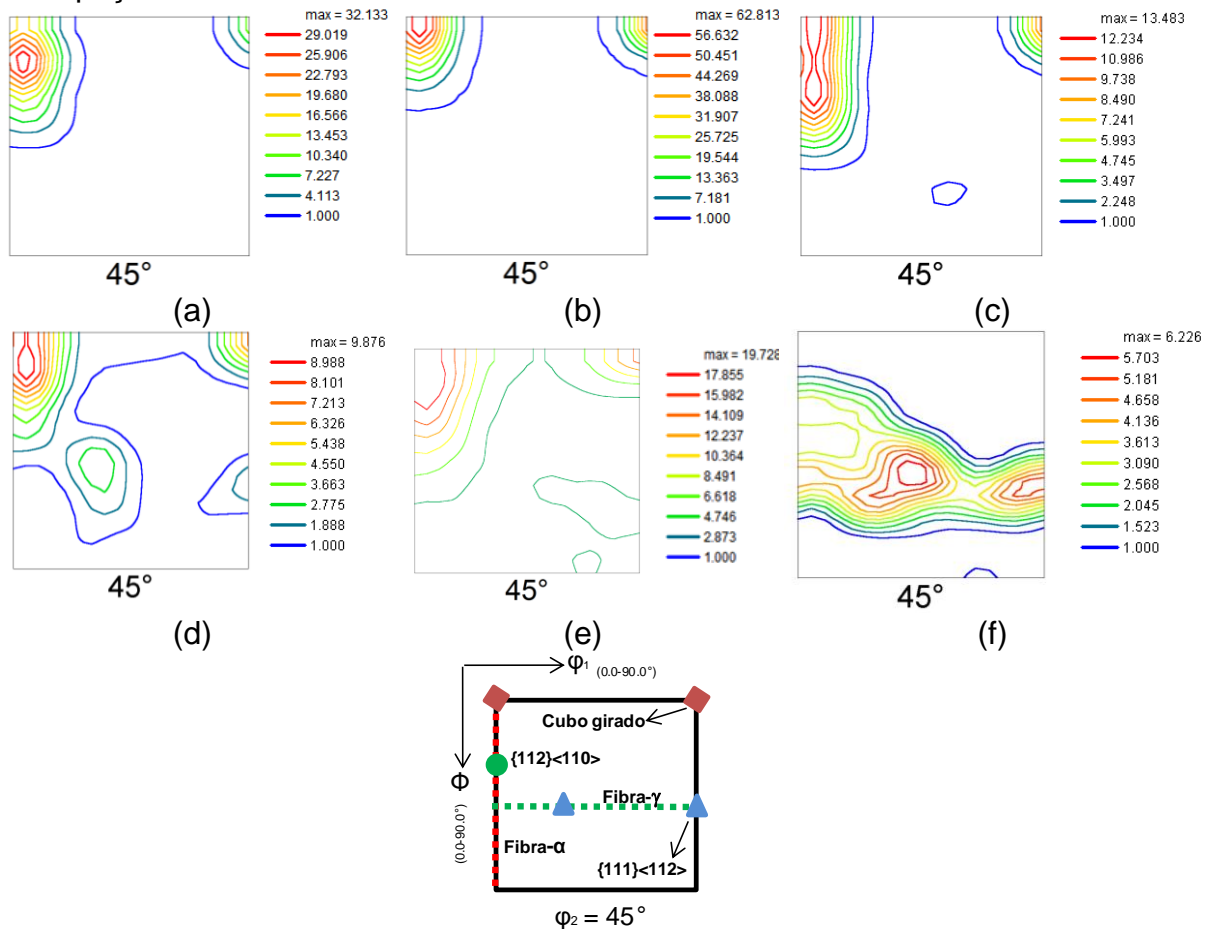
As observações feitas no MEV indicam à possibilidade da ocorrência de MID após a laminação a frio. O reativo utilizado revelou algumas modificações microestruturais dentro da região austenítica (seta em vermelho, Fig. 4c). Esse comportamento também foi observado por Breda e coautores [6], ficando mais evidente à medida que a deformação do AID 2205 aumenta. Em seu trabalho [6], o fenômeno foi confirmado através de microscopia eletrônica de transmissão (MET) em deformações a frio de 85%. Rodrigues e coautores [17] identificaram essas modificações como bandas de cisalhamento associadas à formação localizada de MID.





**Figura 4.** Micrografias obtidas por MEV das amostras (a) como recebida, (b) homogeneizada, (c) laminada a frio e recozidas por 180 s a (d) 900°C, (e) 1000°C, (f) 1100°C. Ataque: Behara.

A Figura 5 apresenta as texturas da ferrita observada em  $\varphi_2=45^\circ$  e a Figura 6 da austenita, observadas em  $\varphi_2=45^\circ$  e  $\varphi_2=65^\circ$ , obtidas pela função distribuição de orientações (ODF – *Orientation Distribution Function*), segundo a notação de Bunge no espaço de Euler.



**Figura 5.** ODF para seção de  $\varphi_2=45^\circ$  para a ferrita do AID 2205 (a) como recebida, (b) solubilizado a 1100°C por 15', (c) laminado – redução de 80%, recozido por 180 s a (d) 900°C, (e) 1000°C e (f) 1100°C.

Para a ferrita pode-se observar a componente cubo girado  $\{001\}\langle 110 \rangle$ , típica de textura de deformação, presente na amostra como recebida até a amostra recozida a 900°C por 180 s. Na laminação essa componente tem sua intensidade diminuída



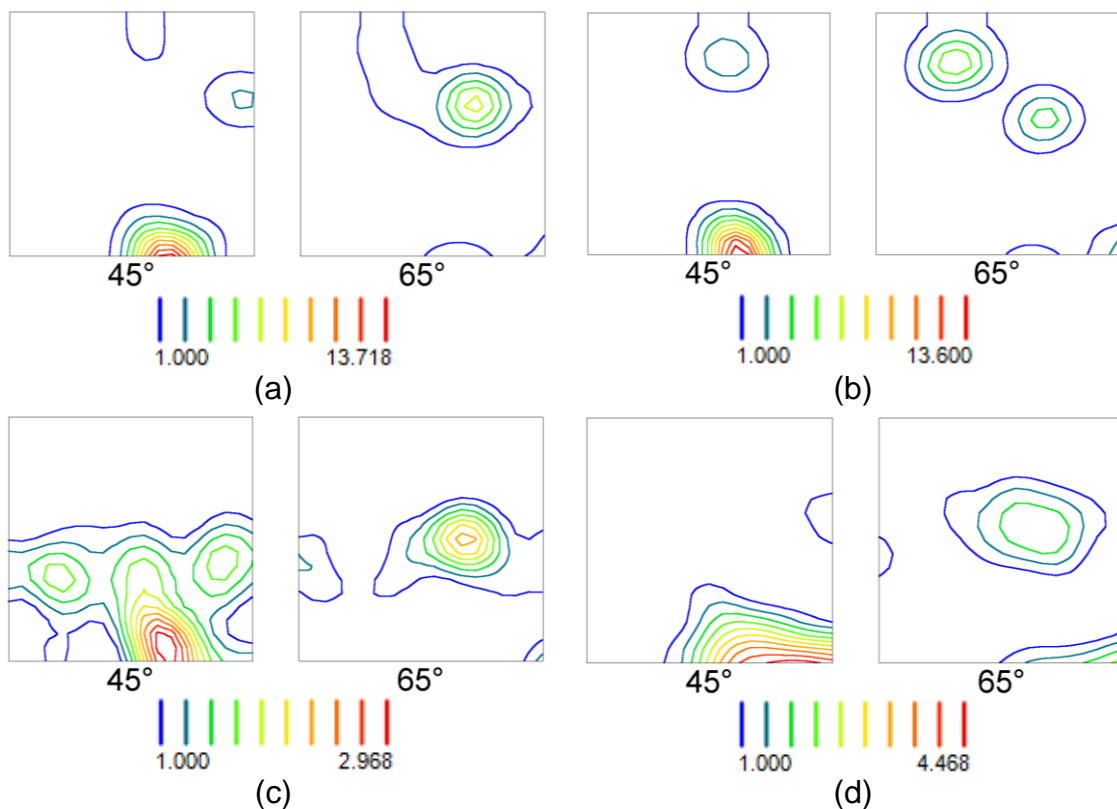
com o aumento da intensidade da fibra  $\alpha$  ( $\langle 110 \rangle // DL$ ). A fibra  $\alpha$  que está presente desde a amostra como recebida, sendo fortalecida para reduções acima de 75% [22,23].

A fibra  $\alpha$ , desenvolvida na laminação, tem sua intensidade diminuída no recozimento na medida em que se inicia o desenvolvimento da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ), típica de recristalização. A fibra  $\gamma$  se desenvolve com intensidade na amostra recozida a 1100°C, como mostra a Figura 5e [24,25].

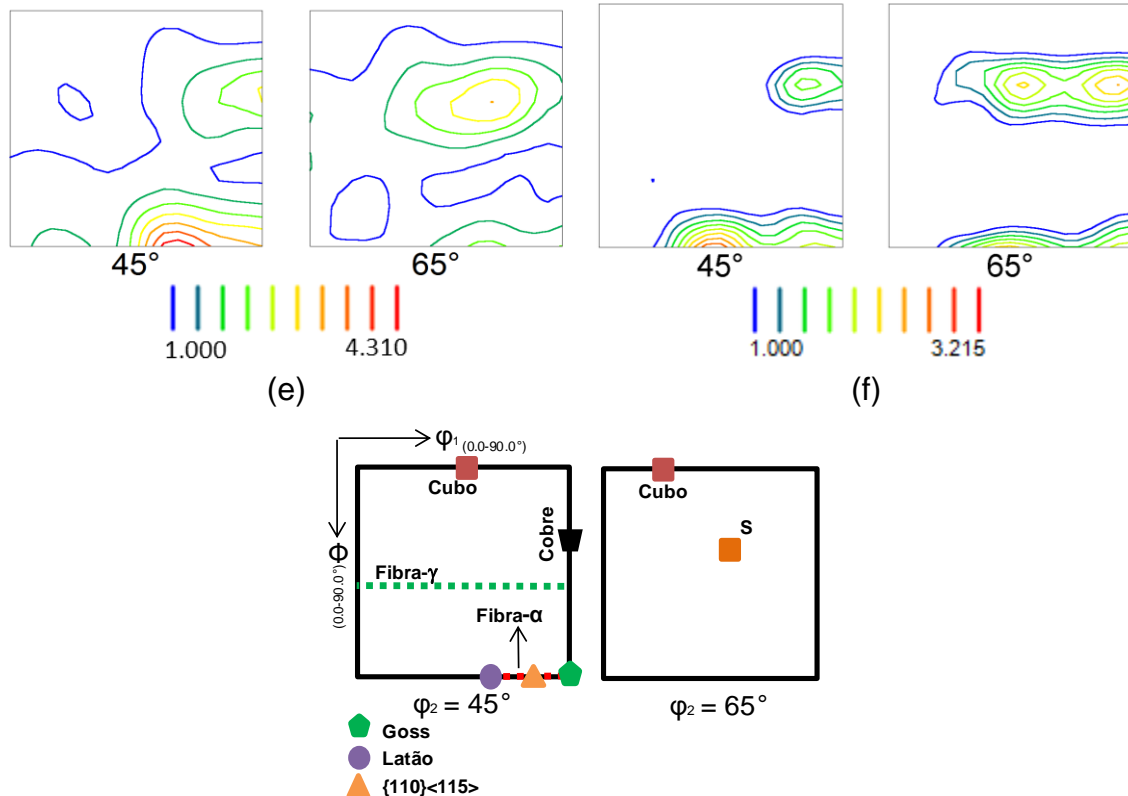
O mecanismo de nucleação orientada para a ferrita se baseia no fato de que as componentes de deformação  $\{001\}\langle 110 \rangle$  e  $\{112\}\langle 110 \rangle$  da fibra  $\alpha$  são associadas a uma menor quantidade de energia quando comparadas à fibra  $\gamma$ , o que favorece a nucleação preferencial dos grãos relativos a essa fibra, de orientação  $\{111\}\langle uvw \rangle$  [26].

Já o mecanismo de crescimento seletivo, se baseia no fato de que os grãos deformados com orientação  $\{112\}\langle 110 \rangle$  são consumidos preferencialmente pelos grãos  $\{111\}\langle 112 \rangle$  durante a recristalização. Os grãos com orientação  $\{111\}\langle 112 \rangle$  possuem alta mobilidade, o que permite que seus núcleos cresçam de forma seletiva ao longo da matriz encruada [26].

É possível notar uma dependência da textura de recristalização da ferrita em relação à textura de deformação. Também se pode notar a presença das componentes cubo girado ( $\{001\}\langle 110 \rangle$ ) e  $\{112\}\langle 110 \rangle$  na amostra laminada, que perdem intensidade à medida que a fibra  $\gamma$  se fortalece, principalmente na componente  $\{111\}\langle 112 \rangle$ . Além disso, observa-se a presença da componente  $\{112\}\langle 110 \rangle$  na amostra laminada, que perde intensidade à medida que a componente  $\{111\}\langle 112 \rangle$  se fortalece. Acredita-se, portanto, que a recristalização do material estudado esteja baseada na combinação das teorias de nucleação orientada e de crescimento seletivo, o que favoreceria dimensionalmente os grãos recristalizados  $\{111\}\langle 112 \rangle$  em comparação aos demais.







**Figura 6.** ODF para seções de  $\varphi_2=45^\circ$  e  $\varphi_2=65^\circ$  para a austenita do AID 2205 (a) como recebido, (b) solubilizado a  $1100^\circ\text{C}$ , 15', (c) laminado – redução de 80%, recozido por 180 s a (d)  $900^\circ\text{C}$ , (e)  $1000^\circ\text{C}$  e (f)  $1100^\circ\text{C}$ .

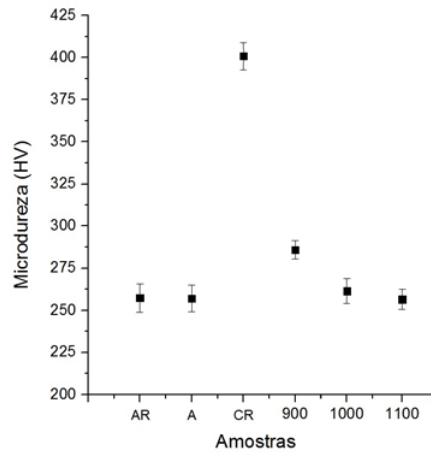
Para austenita (Fig. 6), na seção de  $\varphi_2=45^\circ$ , observa-se a presença da componente latão  $\{001\}\langle 211\rangle$ , característica de uma textura de deformação, em todas as amostras. As componentes Goss ( $\{110\}\langle 001\rangle$ ),  $\{110\}\langle 115\rangle$ , e latão, usualmente encontradas na austenita com alta deformação, possuem alta intensidade na amostra recozida a  $900^\circ\text{C}$  por 180 s, e suas intensidades diminuem com recozimento a  $1100^\circ\text{C}$  por 180 s. Nas amostras recozidas, é possível observar o desenvolvimento da componente cobre ( $\{112\}\langle 111\rangle$ ), característica de recristalização, e seu fortalecimento na amostra  $1100^\circ\text{C}$  por 180 s [27].

A componente cubo  $\{001\}\langle 100\rangle$  também é típica de recristalização para os materiais cfc, mas aparece apenas nas amostras como recebida e solubilizada, e em baixa intensidade. Em alguns casos essa componente pode não estar presente, como pode ser o caso das amostras recozidas após laminação a frio [27].

Também é possível constatar a presença da fibra  $\gamma$  na amostra laminada a frio. Essa fibra desaparece na textura final de recristalização, como se pode notar nas amostras recozidas após essa etapa de deformação plástica [28].

Para a seção de  $\varphi_2=60^\circ$  pode-se observar a presença da componente S  $\{123\}\langle 634\rangle$ , característica de metais cfc, em todas as amostras. Essa componente se mostrou estável com a deformação.

Uma textura mais intensa para a ferrita, em comparação com a austenita, também é amplamente reportada [4,29]. A maior intensidade na textura de laminação da ferrita pode estar relacionada à sua energia de falha de empilhamento, que leva a uma menor tendência a recristalização estática. Por outro lado, a austenita dificulta o desenvolvimento de uma textura forte porque é mais propensa à aniquilação contínua de orientações de laminação provenientes da recristalização estática [4,29,30].



**Figura 7.** Microdureza Vickers do AID 2205, sendo AR a amostra como recebida, A: homogeneizada, CR: laminada a frio e as demais recozidas a 900, 1000 e 1100°C.

Na Figura 7 é possível observar que o tamanho das lamelas de austenita e ferrita não possui influência significativa nos valores de dureza. A amostra homogeneizada, com estrutura grosseira, não apresentou diferença significativa em relação à como recebida.

A amostra laminada a frio possui elevada dureza quando comparada às outras condições. Um dos mais importantes mecanismos de endurecimento é o encruamento por deformação plástica, nesse caso causado pela laminação a frio. A justificativa para a alta dureza dos materiais encruados se deve à grande quantidade de deslocamentos gerados, quando comparados ao material recozido. Associado ao encruamento, tem-se, a ocorrência de MID, que contribui significativamente para o aumento da resistência mecânica.

Após o recozimento, a amostra tratada a 900°C exibe maior dureza, comparada às outras temperaturas de recozimento, devido à precipitação de fase sigma, que é dura, quebradiça e eleva a resistência à deformação do AID.

À medida que o material tem as tensões resultantes da deformação aliviadas com o recozimento, a quantidade de deslocamentos e, conseqüentemente, a dureza, voltam a cair, como se observa para as amostras recozidas após laminação a frio.

### 3 CONCLUSÕES

A análise microestrutural do AID 2205 apresentou uma estrutura bandeada com morfologia alongada para as fases ferrita e austenita, paralelas à direção de laminação.

Após a laminação a frio, foram observadas evidências de transformação martensítica induzida por deformação plástica na austenita.

O mecanismo de recristalização dos grãos ferríticos é uma combinação das teorias de nucleação orientada e de crescimento seletivo, o que favorece dimensionalmente os grãos de orientação  $\{111\}<112>$  em relação aos demais.

A textura da austenita evolui de maneira similar aos aços inoxidáveis austeníticos quando submetidos a laminação a frio e recozimento.

No recozimento a 900°C precipitou-se a fase sigma. Para as demais temperaturas de recozimento, não houve precipitação de fases deletérias.

O tamanho de grão não possui influência significativa na dureza do AID. Já a precipitação de fase sigma elevou a resistência mecânica.

## Agradecimentos

Os autores agradecem as agências de fomento CAPES-PROEX, CNPq e FAPEMIG pela concessão das bolsas de pesquisa e apoio financeiro.

## REFERÊNCIAS

1. Pohl M, Storz O, Glogowski T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Mater Charact.* 2007;58(1):65–71.
2. Krauss G. *Steels: Processing, Structure, and Performance. Reactions.* 2005. 613 p.
3. Jorge AM, Reis GS, Balancin O. Influence of the microstructure on the plastic behaviour of duplex stainless steels. *Mater Sci Eng A.* 2011;
4. Keichel J, Foct J, Gottstein G. Deformation and Annealing Behavior of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steels. Part I: Rolling. *ISIJ Int.* 2003;43(11):1781–7.
5. Akdut N, Foct J. Phase boundaries and deformation in high nitrogen duplex stainless steels I.—Rolling texture development. *Scr Metall Mater.* 1995;32(1):103–8.
6. Breda M, Brunelli K, Grazzi F, Scherillo A, Calliari I. Effects of Cold Rolling and Strain-Induced Martensite Formation in a SAF 2205 Duplex Stainless Steel. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci.* 2015;46(2):577–86.
7. Schramm RE, Reed RP. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metall Trans A.* 1975;
8. Seetharaman V, Krishnan R. Influence of the martensitic transformation on the deformation behaviour of an AISI 316 stainless steel at low temperatures. *J Mater Sci.* 1981;
9. Jinlong L, Tongxiang L, Chen W, Limin D. Effect of ultrafine grain on tensile behaviour and corrosion resistance of the duplex stainless steel. *Mater Sci Eng C.* 2016;
10. Malta PO, Dias FL, de Souza ACM, Santos DB. Microstructure and texture evolution of duplex stainless steels with different molybdenum contents. *Mater Charact.* 2018;142:406–21.
11. Alvarez-Armas I, Degallaix-Moreuil S. *Duplex Stainless Steels.* John Wiley. Alvarez-Armas I, Degallaix-Moreuil S, editors. Great Britain and the United States: ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc.; 2009. 437 p.
12. Pramanik S, Bera S, Ghosh SK. Influence of cold rolling on microstructural evolution in 2205 duplex stainless steel. *Steel Res Int.* 2014;85(5):776–83.
13. Forgas Júnior A, Marangoni J, Otubo J, Donato GHB, Magnabosco R. Reverse strain-induced martensitic transformation of the ferrite to austenite in duplex stainless steels. *J Mater Sci.* 2016;51(23):10452–63.
14. Fernando Padilha A, Lesley Plaut R. Work Hardening, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth. In: *Handbook of Aluminum.* 2010.
15. Gonçalves KAMB, Santos DB, Oliveira TR de. Analysis of the Crystallographic Microtexture of a UNS S32205 and a UNS S32304 Duplex Stainless Steels After Cold Rolling and Heat Treatment. *Mater Res.* 2018;21(4).
16. Rys J, Zielinska-Lipiec A. Deformation of ferrite-austenite banded structure in cold-rolled duplex steel. *Arch Metall Mater.* 2012;
17. Rodrigues DG, Maria GGB, Viana NAL, Santos DB. Effect of low cold-rolling strain on microstructure, texture, phase transformation, and mechanical

- properties of 2304 lean duplex stainless steel. *Mater Charact.* 2019;150:138–49.
18. Jia N, Peng RL, Wang YD, Zhao X. Self-consistent modeling of rolling textures in an austenitic-ferritic duplex steel. *Mater Sci Eng A.* 2011;
  19. Solomon H, Devine T. Influence of Microstructure on the Mechanical Properties and Localized Corrosion of a Duplex Stainless Steel. In: *MiCon 78: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control.* 1984.
  20. Ahmed MZ, Bhattacharjee PP. Evolution of Microstructure and Texture during Isothermal Annealing of a Heavily Warm-rolled Duplex Steel. *ISIJ Int.* 2014;
  21. Witkowska M, Ryś J, Ratuszek W, Zielińska-Lipiec A. Annealing textures and precipitation behaviour in ferritic-austenitic duplex type steels. *Arch Metall Mater.* 2005;50(2):471–8.
  22. Rodrigues DG, Alcântara CM, Oliveira TR de, Gonzalez BM. Evaluation of Intermediate Annealing on Nb-Stabilized Ferritic Stainless Steel. *Mater Res.* 2017;
  23. Akdut N, Foct J, Gottstein G. Cold rolling texture development of  $\alpha/\gamma$  duplex stainless steels. *Steel Res.* 1996;
  24. Zaid M, Bhattacharjee PP. Electron backscatter diffraction study of deformation and recrystallization textures of individual phases in a cross-rolled duplex steel. *Mater Charact.* 2014;
  25. Keichel J, Gottstein G, Foct J. Recrystallisation in High Nitrogen Alloyed Super Duplex Stainless Steel. *Mater Sci Forum.* 1999;318–320:785–92.
  26. Malta PO, Alves DS, Ferreira AOV, Moutinho ID, Dias CAP, Santos DB. Static Recrystallization Kinetics and Crystallographic Texture of Nb-Stabilized Ferritic Stainless Steel Based on Orientation Imaging Microscopy. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci.* 2017;49(3):1288-09;
  27. Pérez Escobar D, Silva Ferreira De Dafé S, Brandão Santos D. Martensite reversion and texture formation in 17Mn-0.06C TRIP/TWIP steel after hot cold rolling and annealing. *J Mater Res Technol.* 2015;4(2):162–70.
  28. Donadille C, Valle R, Dervin P, Penelle R. Development of texture and microstructure during cold-rolling and annealing of F.C.C. alloys: Example of an austenitic stainless steel. *Acta Metall.* 1989;
  29. Papula S, Anttila S, Talonen J, Sarikka T, Virkkunen I, Hänninen H. Strain hardening of cold-rolled lean-alloyed metastable ferritic-austenitic stainless steels. *Mater Sci Eng A.* 2016;677:11–9.
  30. Dias FL, Santos DB. Effects of Annealing on the Microstructural Evolution of Uns S32205 Duplex Stainless Steel. *23 CBECIMat - Congr Bras Eng e Cienc dos Mater.* 2018;4390-91.