XXVI ENMC
ENCONTRO NACIONAL DE MODELAGEM COMPUTACIONAL
XIV ECTM
ENCONTRO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS
2023

CARACTERIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304 TERMO-MECANICAMENTE PROCESSADO POR ROTA NÃO CONVENCIONAL

Arthur Ecard Guimarães[1] – aeguimaraes@iprj.uerj.br
Victor Hugo Mafra Monfredo Ferreira[2] – victormonfredo@estudante.ufscar.br
Guilherme Yuuki Koga[2] – gykoga@ufscar.br
Francisco Gil Coury[2] – fgcoury@ufscar.br
Ivan Napoleão Bastos[1] – inbastos@iprj.uerj.br
Verona Biancardi Oliveira[1] – verona@iprj.uerj.br
[1] Polytechnic Institute, Rio de Janeiro State University, Materials Department (DEMATE) – Nova Friburgo, RJ, Brazil
[2] Federal University of São Carlos, Department of Materials Engineering (DEMa) – São Carlos, SP, Brazil

Abstract. *Aços inoxidáveis Duplex (AIDs) são amplamente reconhecidos pela simultânea elevada resistência à corrosão e mecânica inatingíveis nos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Para obter essa condição convencional, os AIDs são laminados a quente, revenidos e, na sequência, laminados a frio e recozidos. Considerando a ampla demanda por situações cada vez mais complexas para as aplicações dos AIDs, é interessante entender como a microestrutura e as propriedades destes materiais se comportam quando estes são processados de maneira não convencional. Uma chapa do AID UNS S32304 foi laminada a quente sem posterior recozimento e, na sequência, laminada a frio na direção transversal àquela da laminação a quente. Amostras do material em todas as condições frio foram caracterizadas por microscopia ótica e dureza Vickers. Foi avaliado o impacto do trabalho a frio prévio de forma não convencional na microestrutura e na dureza do AID UNS S32304 de forma a entender o impacto do desenvolvimento da microestrutura nas suas propriedades. Os resultados mostram-se promissores no sentido de proporcionar uma acomodação da deformação no material de maneira mais homogênea.*

Palavras-chave: *AID UNS S32304, laminação a frio transversal, propriedades mecânicas*

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) são ligas especiais amplamente utilizadas desde 1970 em ambientes com falhas por corrosão (por pite e sob tensão) e com demandas por construções mais leves nas indústrias de petróleo e gás, papel e celulose, químico-petroquímica, construções marítimas, revestimentos externos de navios, dutos e usinas de energia. Mais recentemente os AIDs estão sendo utilizados em substituição dos aços inoxidáveis austeníticos e das ligas à base de níquel devido à excelente combinação de alta resistência a corrosão e alta resistência mecânica em ambientes contendo íons cloreto aliada a uma boa conformabilidade e

soldabilidade. A considerável versatilidade dos AIDs deve-se ao balanceamento adequado entre as fases ferrita e austenita (frações volumétricas aproximadamente iguais) junto com a ausência de fases secundárias indesejáveis e de contaminação com inclusões não-metálicas. Em especial, os AIDs UNS S32304 do tipo Lean foram recentemente desenvolvidos a fim de diminuir o teor de molibdênio às custas do aumento no teor de nitrogênio, visando melhorar a estabilidade das fases (e suas proporções) e, consequentemente, a resistência à corrosão generalizada, à corrosão localizada, como pites e frestas, e à corrosão sob tensão (CST), simultaneamente ao seu bom desempenho mecânico por um custo mais acessível. Os AIDs UNS S32304 são processados de maneira convencional na indústria por laminação a quente e, posteriormente, revenidos a fim de aliviar a tensão mecânica e permitir que, na sequência, esses materiais possam ser laminados a frio com maior facilidade (Sharafi, 1993; Fargas et al., 2008b) para a fabricação de fios e bobinas. Neste caso, os AIDs (incluindo o AID UNS S32304) são laminados a frio na mesma direção de laminação a quente prévia (Gonçalves et al., 2018; Santos et al., 2022) e, posteriormente, recozidos em diferentes temperaturas por diferentes tempos. Geralmente, nestas condições esses aços desenvolvem textura e distribuição de propriedades de forma mais heterogênea, sugerindo materiais mais anisotrópicos (Hutchinson et al., 1985; Mateo, 2003; Fargas et al., 2011; Chalapathi et al., 2022).

É sabido que a adição de nióbio em aços inoxidáveis austeníticos inibe a recristalização da fase austenita deformada devido à precipitação de nióbio durante a laminação a quente no campo austenítico destes materiais (Leslie, 1991; Kim, 2004). Neste caso, conforme a temperatura diminui, a laminação prossegue e refina em elevado grau os grãos da austenita em formato bandeado. Esse mesmo aspecto bandeado das fases é observado em AIDs quando laminados a quente. Em ambos os casos (aços inoxidáveis austeníticos contendo nióbio e AIDs), depois de testados em impacto pelo ensaio de Charpy, por exemplo, dependendo da direção do entalhe, o comportamento destes aços mostra-se bastante anisotrópico. A partir destas observações entendemos que seria possível laminar forçadamente AIDs na direção transversal à direção de bandeamento para depois de recristalizados obter possivelmente propriedades superiores e mais homogêneas em função provavelmente do efeito mais homogêneo da difusão entre as fases. Neste caso, a laminação a frio transversal a partir de uma microestrutura bandeada (laminada a quente sem posterior tratamento térmico) seria responsável por aproximar as fases através de uma microestrutura não bandeada e possibilitaria que o processo difusional ocorresse de forma mais facilitada que, comparado com recozimento sem deformação, levaria anos (Rollett et al., 2004). Essa condição (apenas laminado a quente) proporciona um padrão de condição inicial possível de ser replicado e ainda pouco reportado na literatura.

Nos últimos anos a demanda em diferentes setores e aplicações pelo uso dos AIDs cresceu significativamente desencadeando em inúmeros comportamentos (incluindo deformações não convencionais) destes materiais ainda a serem esclarecidos. Deformações não convencionais são relatadas como capazes de aumentar de maneira substancial as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (Christina/Alexander, 2021). Esse processo cria materiais superiores a partir de materiais convencionais, sem a necessidade de realizar modificações ou ajustes químicos em suas composições. Aqui, propõe-se laminar a quente e em seguida a frio na direção transversal aquela de bandeamento uma placa do AID UNS S32304 para induzir propriedades mais homogêneas no material. Aqui, iremos abordar apenas resultados preliminares sobre caracterização da microestrutura durante a etapa de laminação a frio na transversal em função da direção analisada.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Material

Uma placa de 12 mm de espessura do AID UNS S32304 laminado a quente e recozido (condição industrial, aqui denominado de LQI) foi gentilmente disponibilizada pela APERAM para a realização do presente estudo. A composição química deste material foi disponibilizada pela APERAM e está apresentada na Tabela 1.

	Fe (%m)	C (%m)	Si (%m)	Mn (%m)	Cr (%m)	Mo (%m)	Ni (%m)	Outros (%m)
S32304	Bal.	0,02	0,40	1,50	23	0,30	4,90	Cu = 0,40 N = 0,10

Tabela 1. Composição do material investigado, conteúdo de massa em %.

2.2 Cálculos termodinâmicos

Os cálculos termodinâmicos computacionais foram realizados utilizando o método CALPHAD no software ThermoCalc. Para isso, foi empregada uma base de dados comercial para ligas ferrosas (TCFE7), que inclui Fe-Cr-Ni-Mn-Mo-Si-C e todos os seus respectivos binários, abrangendo uma ampla faixa de composição química (Tabela 1) e de temperatura. A ideia é entender a temperatura de estabilidade das fases, principalmente a temperatura para a qual ocorre o equilíbrio entre 50% de austenita e 50% de ferrita para, desta maneira, planejar melhor a etapa de laminação a quente.

2.3 Laminação a quente e laminação a frio na transversal

A placa do AID UNS S32304 na LQI foi laminada a quente em 50% de redução na espessura por meio de múltiplos passes (e na mesma direção de laminação a quente fornecida), ou seja, até apresentar, aproximadamente, 6 mm de espessura. Cada redução foi realizada na temperatura de 1050 ºC. Para isso, a chapa foi consecutivamente aquecida em um forno localizado ao lado do laminador. Nesta condição, a placa laminada a quente não foi recozida posteriormente à laminação a quente (como geralmente é feito industrialmente e ocorreu com a LQI). Neste trabalho, esta é considerada uma condição inicial padrão não convencional para as demais etapas de processamento deste material e é aqui denominada de LQ.

Um pedaço da chapa LQ com 6 mm de espessura foi cortada e submetida à laminação a frio (não convencional) ao longo da direção transversal, ou seja, depois da placa rotacionada em 90 graus a partir da direção de laminação a quente anterior. A redução aplicada foi de, aproximadamente, 50% de redução da espessura por meio de múltiplos passes, ou seja, até apresentar, aproximadamente, 3 mm de espessura. Essa condição é aqui denominada de LF. Todas as etapas de laminação foram realizadas no DEMa/UFSCar no laminador FENN. Toda a sequência de processamento anteriormente descrita está apresentada na Figura 1. Em vermelho e amarelo as seções a serem analisadas e comparadas depois de cada etapa de laminação. Observe que, a seção longitudinal em vermelho oriunda da laminação a quente se torna a seção transversal oriunda da posterior laminação a frio na transversal. Da mesma forma, a seção transversal em amarelo oriunda da laminação a quente se torna a seção longitudinal oriunda da posterior laminação a frio na transversal. Portanto, para fins de comparação, a seção longitudinal oriunda da laminação a quente será comparada com aquela transversal da laminação a frio na transversal (vermelho com vermelho) e a seção transversal oriunda da

laminação a quente será comparada com aquela longitudinal da laminação a frio na transversal (amarelo com amarelo). A saber: seção longitudinal = DL x TOPO; seção transversal = DT x TOPO; TOPO = DL x DT.

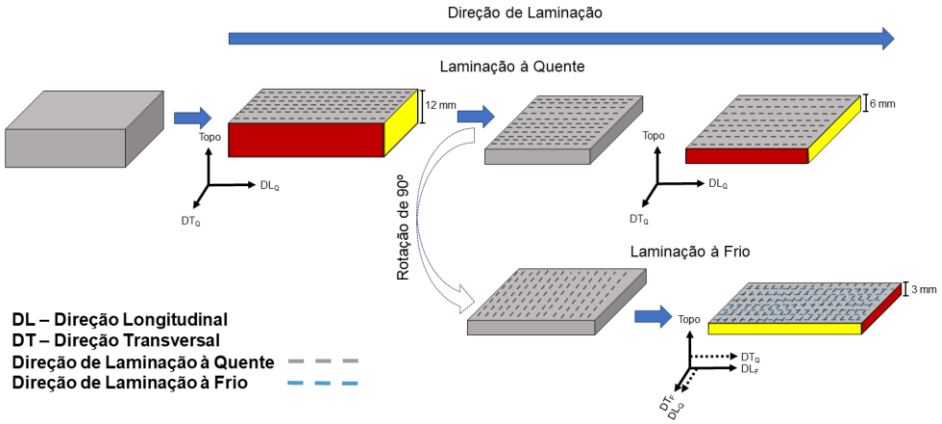


Figura 1. Apresentação esquemática dos processos de laminação a quente e a frio não convencionais do AID UNS S32304.

2.4 Preparação de amostras

Amostras de cada seção da chapa para todas as condições foram coletadas. Para a observação da microestrutura via microscopia ótica (MO) foram empregadas técnicas convencionais de metalografia, incluindo o embutimento em baquelite, o lixamento na sequência granulométrica de malha 220, 320, 400, 600 e 1200 e, posteriormente, o polimento com suspensão de alumina de 1 µm. As amostras depois de polidas foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers. Para revelar a microestrutura para a MO foi utilizada uma solução de Behara (Fedorov et al., 2021) contendo: 0,6 g de metabissulfito de potássio, 20 mL de HCl, 100 mL de água. O ataque Behara modificado foi conduzido com uma variação de tempo entre 5 e 15 segundos de imersão ininterrupta e por esfregamento. O ataque foi interrompido com água, e a superfície de observação foi seca através da evaporação de álcool etílico, auxiliada por jato de ar quente. Imagens de MO foram coletadas por meio de um microscópio OLYMPUS BX41M-LED do DEMa/UFSCar. A quantificação das fases presentes nas amostras foi estimada por meio do software ImageJ.

2.5 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com o auxílio de um microdurômetro Shimadzu HMV-G 20ST com um indentador Vickers utilizando uma carga de 500 g por 15 s nas seções das amostras polidas. Foram coletadas 10 indentações com espaçamento mínimo entre elas de, pelo menos, 3 comprimentos de indentação.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO:

3.1 Cálculo termodinâmico das fases

A Figura 2 exibe o equilíbrio de fases da liga AID UNS S32304. De acordo com os cálculos termodinâmicos, durante o estado de equilíbrio, o material passa por um processo de solidificação predominantemente monofásico, formando a estrutura cristalina cúbica de corpo centrado/ferrita no estado sólido por volta da temperatura de 1500ºC. No entanto, à medida que a temperatura diminui e atinge um limiar crítico, ocorre o início da nucleação e crescimento da

fase de estrutura cristalina cúbica de face centrada (cfc)/austenita na matriz ferrítica. Esse fenômeno marca o ponto de partida para a coexistência dessas duas fases dentro da estrutura do material. A temperatura mínima do campo monofásico ccc é de, aproximadamente, 1350ºC. Assim, abaixo dessa temperatura, é esperada a presença de uma fração da fase cfc em conjunto com a matriz ccc.

A transformação da matriz ferrítica para uma proporção equitativa de fases ferrita e austenita, ou seja, uma relação de 50/50, ocorre em uma faixa de temperatura em torno de 1100ºC, sendo justamente a faixa de temperatura empregada como parte de um tratamento térmico preliminar antes das etapas de tratamento termomecânico. Resultados similares são reportados por diversos estudos sobre o assunto (Tan et al., 2012). Esse tratamento térmico possui um papel crucial na preparação da estrutura do material para os subsequentes processos de deformação mecânica. Todas as fases em equilíbrio estão aqui apresentadas, pois este trabalho seguirá com posteriores tratamentos térmicos de recozimento e de revenimento para recuperação e recristalização e outras transformações de fase no estado sólido que, por sua vez, podem originar as outras fases além da ferrita e da austenita.

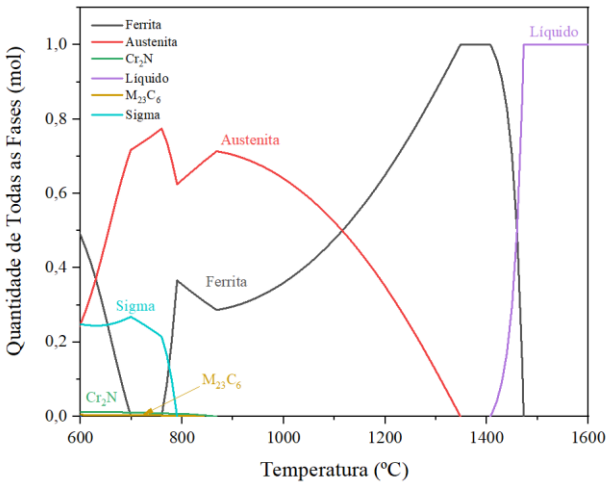


Figura 2. Equilíbrio de fases do aço AID UNS S32304. No eixo vertical: fração molar das fases; no eixo horizontal: temperatura (ºC).

3.2 Condição industrial (laminação a quente seguida de tratamento térmico - LQI)

A Figura 3 mostra a microestrutura do AID UNS S32304 na condição LQI com magnificação de 200X a partir de cada seção analisada (topo, longitudinal e transversal), sendo a região clara referente à fase austenita precipitada não apenas ao longo dos contornos de grão, mas também dentro da região escura referente à fase ferrita. É possível observar diferentes morfologias da austenita nas três seções, desde regiões alongadas, mas não tanto achatadas até regiões bastante fragmentadas, distorcidas e mais arredondadas oriundas, possivelmente, devido ao tratamento térmico posterior à laminação a quente. Na seção de topo (Fig. 3a) observam-se maiores e mais distorcidas áreas das fases. Na seção longitudinal (Fig. 3b) coexistem regiões de lamelas de ferrita alternadas com lamelas de austenita melhor alinhadas (região 1) e regiões de austenita fragmentada e embebidas na matriz ferrítica (região 2), esta última com espessura ligeiramente mais grossa do que aquela da região 1. A seção transversal (Fig. 3c) apresenta as mesmas características daquela seção longitudinal, contudo com as fases distribuídas de maneira mais fragmentada, mais achatada e onduladas do que aquelas da seção longitudinal, além da presença de grãos de austenita mais equiaxiais dispersos na matriz ferrítica (setas em branco) e com contorno de grão com aspecto bastante “serrilhado” ao longo dos contornos das fases, conforme apresentado na ampliação da imagem da Fig. 3c. Isso acontece, pois a fase ferrita é responsável por acomodar a maior parte da deformação já que é

a fase mais dúctil (Fargas et al., 2008a). No geral, a microestrutura não apresenta um desenvolvimento completo de lamelas em toda a área analisada, além de fraco alinhamento das lamelas das fases com relação à direção de laminação.

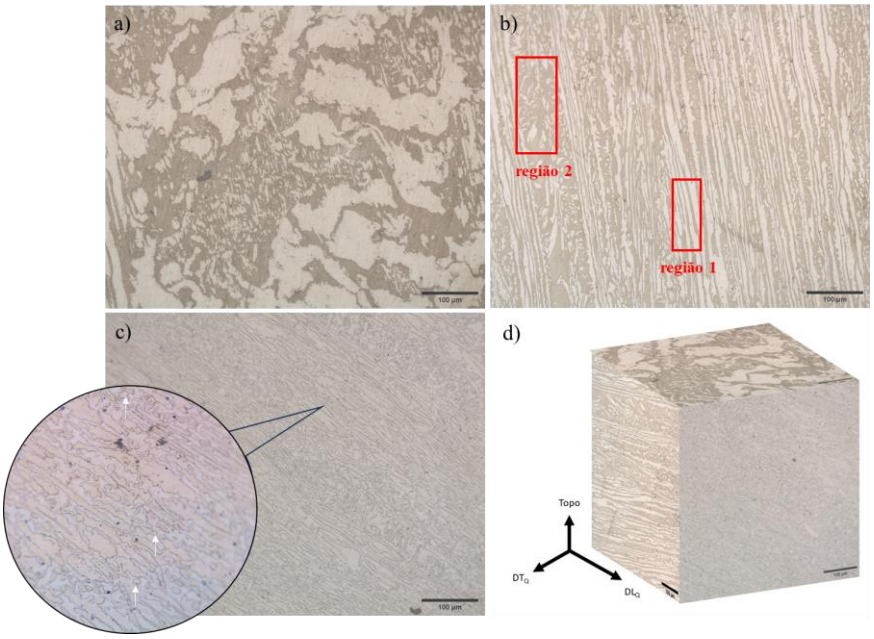


Figura 3. Microestrutura do AID UNS S32304 na condição LQI. Vistas com 200x de magnificação das seções (a) de topo (b) longitudinal (c) transversal (d) em 3 dimensões.

A fração volumétrica de ferrita e de austenita é de, aproximadamente, 59% e 41%, respectivamente, na seção transversal, de 47,5% e 52,5%, respectivamente, na seção longitudinal, e de 46% e 54%, respectivamente, na seção topo. A quantificação das fases indica um possível comportamento mecânico mais heterogêneo do material em função da seção solicitada. A condição LQI mostra-se pouco adequada para o objetivo do presente estudo que refere-se a fragmentar grãos a partir de uma estrutura de grãos bem alinhada com a direção de laminação. Por isso, realmente se faz necessário proceder com a posterior laminação a quente, porém sem a subsequente etapa de recozimento (o que está apresentado no tópico 3.3) a fim de evitar as características microestruturais anteriormente apresentadas e que desfavorecem a acomodação da deformação de maneira mais homogênea pelo material.

3.3 Laminação a quente sem posterior recozimento (LQ)

A chapa depois de laminada a quente (LQ) não apresentou defeitos agressivos relacionados à sua ductilidade a quente como, por exemplo, borda serrilhada e/ou lascas de forma que a desclassificasse para o seu uso na posterior laminação a frio para a obtenção da condição LF. A Figura 4 mostra a microestrutura do AID UNS S32304 na condição LQ para cada seção analisada (topo, longitudinal e transversal), sendo a região clara referente à fase austenita em ilhas embebidas na região escura referente à fase ferrita. Ambas as fases se mostram bastante bandeadas, ou seja, apresentam-se mais alongadas ao longo da direção de laminação a quente e também com os contornos entre fases melhor delineado nessa direção. A fração volumétrica de ferrita e de austenita é de, aproximadamente, 31% e 69%, respectivamente, na seção longitudinal, de 40% e 60%, respectivamente, na seção transversal, e de 38% e 62%, respectivamente, na seção topo. Esse resultado indica que, embora a fração de cada fase tenha seu valor alterado devido ao processamento termomecânico quando comparado com aqueles valores do material na condição LQI, a temperatura utilizada na etapa de laminação a quente

respeitou o previsto pelo diagrama de fases da Figura 1. Contudo, a fração ferrita e de austenita na seção longitudinal não é afetada, mudando de 31% e 69% para 35% e 64%, respectivamente. Além disso, a microestrutura pode não ser considerada tão estável com relação à formação de martensita induzida por deformação durante a subsequente laminação a frio transversal, uma vez que, a quantidade de austenita do AID UNS S32304 na condição LQ é superior à 50% nas três seções (Bassani et al., 2013).

Não foi evidenciada a presença de trincas nas interfaces entre as fases ferrita e austenita e nem a presença, a princípio, de fases intermetálicas prejudiciais. Provavelmente, devido ao baixo teor de molibdênio na ferrita deste aço, o processo de recuperação dinâmica da fase ferrita foi favorecido, o que contribuiu para uma adequada ductilidade a quente deste material durante a laminação a quente e, como será apresentado a seguir, também para o seu uso posterior durante a laminação a frio transversal. Aparentemente, nenhum outro tipo de contorno dentro da fase da matriz é evidenciado. Além disso, a deformação por laminação a quente orientou bastante a microestrutura na direção de laminação a quente, condição esta a inicial e necessária para a posterior etapa de laminação a frio.

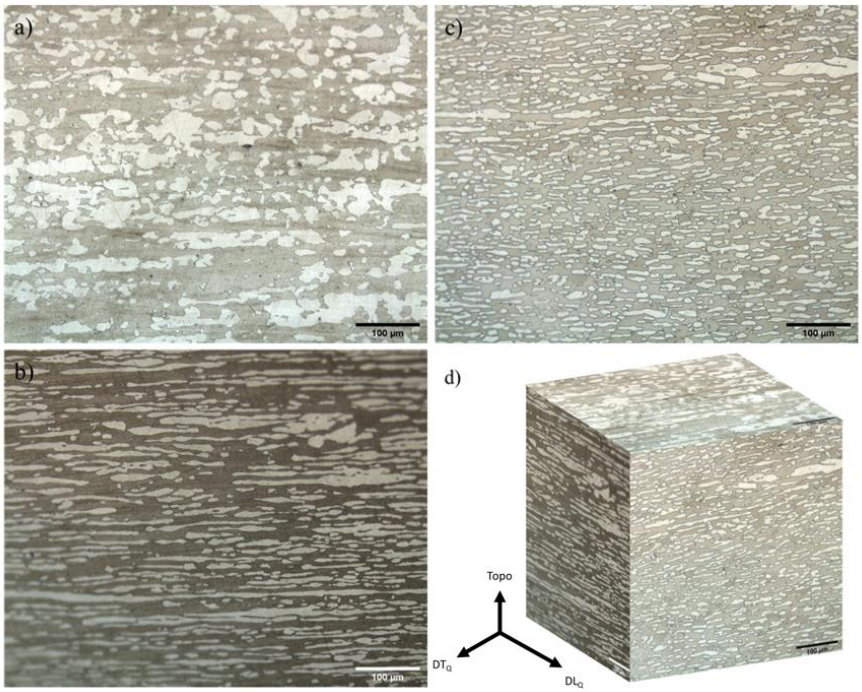


Figura 4. Microestrutura do AID UNS S32304 na condição LQ. Vistas com 200x de magnificação das seções (a) de topo (b) longitudinal (c) transversal (d) em 3 dimensões.

3.4 Laminação a frio na direção transversal aquela da laminação a quente sem posterior recozimento (LF)

A chapa depois de laminada a frio apresentou ligeira formação de defeitos nas suas extremidades, o que foi eliminado por meio de corte por eletroerosão. A Figura 5 mostra a microestrutura do AID UNS S32304 nesta mesma condição para cada seção analisada (topo, longitudinal e transversal). É possível observar que a laminação a frio modificou a microestrutura achatando e alterando o alinhamento das lamelas das fases, ou seja, 50% de deformação torna as ilhas austeníticas mais finas, alongadas e desalinhadas, o que pode ser melhor observado na seção longitudinal e transversal. Esse tipo de estrutura é reportada como "panqueca ondulada" para AIDs deformados por laminação a frio em reduções entre 20 e 80% (Liu et al., 2022). O aspecto ondulado das lamelas também é observado devido às características

da fase ferrita. Sabe-se que a ductilidade dos AIDs não depende apenas da ductilidade de cada fase individualmente, mas também da distribuição das mesmas e dos tipos de interfaces entre essas fases. Neste sentido, a distribuição alongada e achatada das fases ferrita e austenita alternadas entre si na condição de partida do AID UNS S32304 (laminado a quente e sem posterior recozimento) favorece a acomodação da deformação entre as fases durante a posterior laminação a frio. A vista da seção do topo mostra grãos da fase austenita mais grosseiros revelando o real achatamento e alongamentos dos grãos dessa fase ao longo das demais direções (DL e DT).

A formação de martensita induzida por deformação a partir da fase austenita é reportada se formar em AIDs do tipo Lean laminados a frio na mesma direção de laminação a quente prévia devido a baixa estabilidade da fase austenita nesses materiais com baixo teor de níquel e molibdênio. O AID Lean UNS S32304 aqui laminado a frio em 50% de redução na espessura a partir da condição LQ parece apresentar formação de martensita induzida por deformação, pois a fração aqui estimada das fases austenita e ferrita muda depois da laminação a frio de 69% e 31% para 59% e 41%, respectivamente. Resultado similar foi reportado por Gonçalves et al. em investigação sobre a laminação a frio do AID Lean UNS S32304 em 62-64% de redução na espessura (Gonçalves et al., 2018). Inúmeros trabalhos reportam que há transformação de austenita em martensita induzida por deformação em AIDs lean, cuja fração aumenta para maiores graus de redução na espessura (Tavares et al., 2006; Bassani et al., 2013) reporta que uma redução de 60% na espessura (deformação verdadeira = -0,92) do AID UNS S31803 é responsável por apenas 2,8% de austenita que se transforma em martensita induzida por deformação. Considerando ser este um valor de deformação verdadeira próximo daquele aqui aplicado (50% de redução na espessura equivale a uma deformação verdadeira de -0,69), é possível que a fração de martensita induzida por deformação aqui seja bem baixa (menor do que 3%).

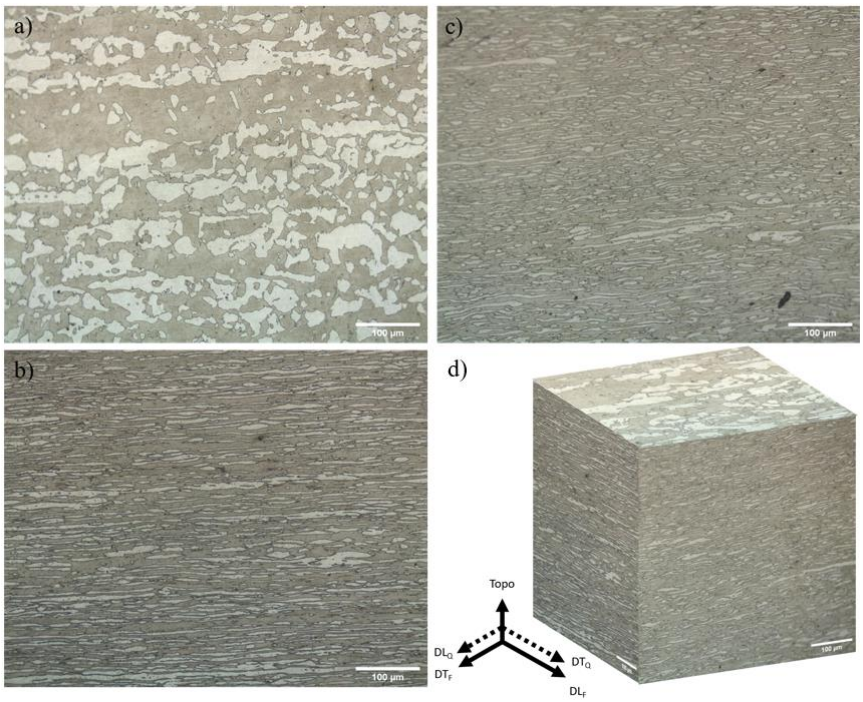


Figura 5. Microestrutura do AID UNS S32304 depois de laminado a frio na transversal. Vistas com 200x de magnificação das seções (a) de topo (b) longitudinal (c) transversal (d) em 3 dimensões.

3.5 Propriedades mecânicas:

A Figura 6 mostra as medidas de dureza para todas as seções do AID UNS S32304 nas condições. É possível observar que o recozimento posterior à laminação a quente (condição LQ) não afeta de maneira significativa a dureza do material em nenhuma das seções analisadas (comparado com a condição LQI). Isso deve-se provavelmente ao fato de que o recozimento posterior à laminação a quente apenas ocasiona o processo de recuperação da ferrita responsável por aniquilar e reorganizar os defeitos internos em pequeno grau o que, por sua vez, não diminui a dureza de forma acentuada. Assim, o material utilizado como condição de partida para a posterior laminação a frio na transversal apresenta dureza de, aproximadamente, 250 HV em todas as seções. Além disso, os valores de dureza encontrados na seção longitudinal do AID UNS S32304 depois de laminado a quente com e sem posterior recozimento estão de acordo com aqueles reportados pela literatura (Duprez et al., 2002). Por outro lado, a dureza do material laminado a frio em 50% de redução na espessura é 40% superior à do material laminado a quente sem posterior recozimento, independente da seção analisada. Estudos envolvendo a deformação plástica por laminação a frio de AIDs na mesma direção da laminação a quente prévia seguida de recozimento mostram valores de dureza para a condição deformada que são próximos àqueles aqui encontrados (em torno de 350 HV) (Bassani et al., 2013; Malta et al., 2019). Por exemplo, Renata Mangini Santos et al (Santos et al., 2022) mostra que para baixos e moderados percentuais de redução na espessura por laminação a frio do AID UNS S32304 a dureza deste material é de, aproximadamente, 397 HV.

Para esse grau de deformação plástica é possível considerar que o aumento de dureza se deve ao encruamento do material (ou seja, aumento da densidade de discordâncias, falhas de empilhamento e maclas). Contudo, é possível considerar que parte da energia associada ao processo de deformação plástica tenha sido consumida pela formação de martensita induzida por deformação, uma vez que a fração volumétrica da fase austenita diminui depois do processo de laminação a frio na transversal. Vários trabalhos abordam sobre este comportamento em AID (Maria, 2019; Malta et al., 2019; Sandim et al., 2021; Moura et al., 2021; Santos et al., 2022; Liu et al., 2022). Assim, faz-se importante complementar o presente estudo com análises por meio de outras técnicas de caracterização, incluindo Difração de raios-X, microscopia eletrônica de varredura no modo difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e medidas magnéticas.

A Figura 7 mostra as microestruturas de uma mesma seção do AID UNS S32304 depois de submetido aos três processos anteriormente apresentados. Assim, é possível notar que a seção longitudinal da condição LQ passa de uma microestrutura bandeada bastante achatada e alongada para outra também com lamelas fortemente achatadas e refinadas, porém com aspecto mais fragmentado e ondulado. Da mesma maneira, a seção transversal anteriormente apresentando grãos achatados, porém fragmentados na condição LQ passa a apresentar lamelas mais compridas e mais finas. Neste sentido, percebe-se que a etapa de laminação a frio na transversal partir de uma microestrutura com fases bastante alinhadas foi efetiva em fragmentar os grãos de forma a manter valores de dureza similares em todas as seções analisadas, conduzindo para um material com propriedades mecânicas mais aparentemente isotrópicas. Geralmente isso não é observado em materiais laminados a frio de maneira convencional que, por sua vez, geram materiais com propriedades mais diferenciadas na seção longitudinal apenas.

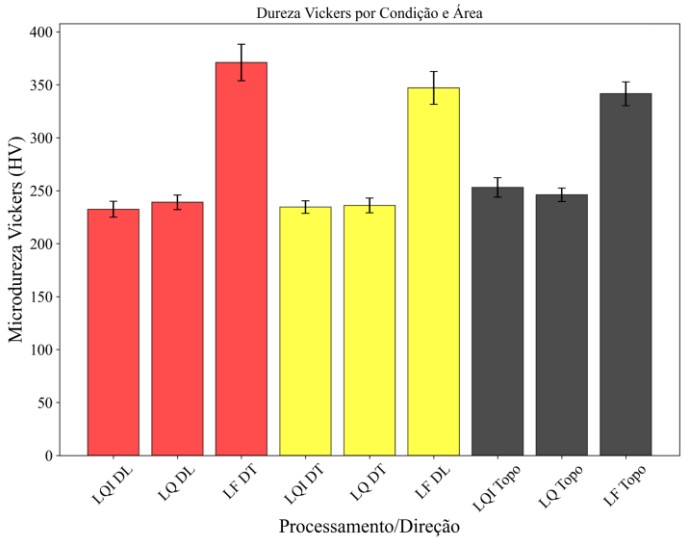


Figura 6. Medidas de dureza Vickers do AID UNS S32304 na condição industrial (laminado a quente e recozido), depois de laminado a quente sem posterior recozimento e depois de laminado a frio na transversal para todas as seções (topo, longitudinal e transversal).

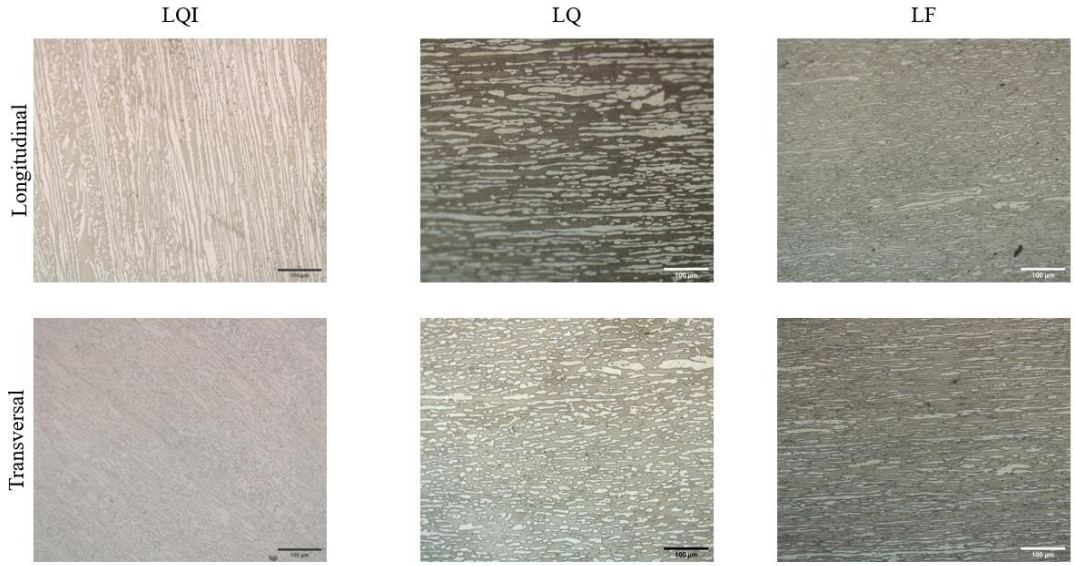


Figura 7. Microestruturas para uma mesma seção (longitudinal e transversal) antes e depois da rotação em 90 graus referente à laminação a frio transversal.

3. CONCLUSÃO

- Os resultados preliminares sobre laminação a frio não convencional no AID UNS S32304 aqui apresentados mostram-se promissores no sentido de proporcionar uma acomodação da deformação no material de maneira mais homogênea. Contudo, ainda se faz necessário entender como essa microestrutura afeta outros comportamentos deste material em função da seção analisada, como por exemplo, em tração uniaxial, em corrosão, além de outros fenômenos subsequentes, incluindo recristalização, recuperação e crescimento de grão.

- Se fosse uma chapa grossa o ensaio de Charpy mostraria o efeito, neste material, sobre a tenacidade. Porém, trata-se de uma chapa fina e, por isso, é esperado um possível maior efeito sobre a anisotropia plástica e textura, tanto do laminado transversal a frio como da sequente recristalização. Neste sentido, será planejado análises de embutimento e estiramento biaxial esperando resultados diferentes daqueles do material produzido convencionalmente, talvez com menos orelhamento e menor afinamento no estiramento (efeitos de *R médio* e de *n*).

- Em todos os casos, a caracterização das subestruturas desenvolvidas no estado deformado, da distribuição dos tipos de contornos de grão, da orientação cristalográfica ajudará a entender os resultados já coletados e ainda sobre a possibilidade desta nova rota de processamento poder ou não proporcionar um super material sem a necessidade de alteração de composição química.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Faperj - Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro - pelo apoio à realização deste trabalho por meio de financiamento do tipo BOLSA DE BANCADA PARA PROJETOS - BBP - PROGRAMA JOVEM CIENTISTA DO NOSSO ESTADO, Nº DO PROCESSO E-26/200.259/2023. Os autores também agradecem aos recursos disponibilizados pela Capes para o Programa de Pós Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais do IPRJ/UERJ.

REFERÊNCIAS

BASSANI, P., BREDA, M., BRUNELLI, K., MÉSZÁROS, I., PASSARETTI, F., ZANELLATO, M. & CALLIARI, I. (2013) Characterization of a Cold-Rolled 2101 Lean Duplex Stainless Steel. *Microscopy and Microanalysis*, 19, 988–995. Oxford Academic.

CHALAPATHI, D., SIVAPRASAD, P.V., CHAI, G. & KANJARLA, A.K. (2022) Anisotropic work hardening behaviour in duplex stainless steel under uni-axial loading: Interplay between phase morphology and crystallographic texture. *Materials Science and Engineering: A*, 849, 143418.

DUPREZ, L., DE COOMAN, B.C. & AKDUT, N. (2002) Deformation behaviour of duplex stainless steel during industrial hot rolling. *Steel Research*, 73, 531–538. John Wiley & Sons, Ltd.

FARGAS, G., AKDUT, N., ANGLADA, M. & MATEO, A. (2008b) Microstructural Evolution during Industrial Rolling of a Duplex Stainless Steel. *ISIJ International*, 48, 1596–1602. The Iron and Steel Institute of Japan.

FARGAS, G., AKDUT, N., ANGLADA, M. & MATEO, A. (2011) Reduction of Anisotropy in Cold-Rolled Duplex Stainless Steel Sheets by Using Sigma Phase Transformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, 3472–3483.

FEDOROV, A.S., ZHITENEV, A.I., STREKALOVSKAYA, D.A., KUR, A.A. & ALKHIMENKO, A.A. (2021) Quantitative Description of Duplex Stainless Steels Microstructure Using Selective Etching. *Metals*, 11, 1750.

GONÇALVES, K.A.M.B., SANTOS, D.B. & OLIVEIRA, T.R. DE (2018) Analysis of the Crystallographic Microtexture of a UNS S32205 and a UNS S32304 Duplex Stainless Steels After Cold Rolling and Heat Treatment. *Materials Research*, 21.

HUTCHINSON, W.B., USHIODA, K. & RUNNSJÖ, G. (1985) Anisotropy of tensile behaviour in a duplex stainless steel sheet. *Materials Science and Technology*, 1, 728–736.

KIM, Y.-J. (2004) Phase transformations in cast duplex stainless steels.

LESLIE, W.C. (1991) The physical metallurgy of steels. TechBooks.

LIU, Z., HAN, Y., WU, Z., SUN, J., ZU, G., ZHU, W. & RAN, X. (2022) Microstructures and mechanical properties of cold-rolled 21Cr lean duplex stainless steel with medium to high cold rolling reductions. *Materials Today Communications*, 33, 104860. Elsevier.

MALTA, P.O., CONDÉ, B.L., ASSUMPÇÃO, R.F., PERASOLI, D.B., SICUPIRA, D.C. & SANTOS, D.B. (2019) Effect of Annealing Temperature on Mechanical Behavior, Pitting Resistance and Grain Boundary Character of a 2304 Lean Duplex Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50, 2665–2677.

MARIA, G.G.B. (2019) Avaliação da transformação martensítica induzida por deformação, e sua transformação reversa e sua influência nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex 2304. Universidade Federal de Minas Gerais.

MATEO, A. (2003) Anisotropy effects on the fatigue behaviour of rolled duplex stainless steels. *International*

Journal of Fatigue, 25, 481–488.

MOURA, A.N. DE, ROSA NETO, C.A., CASTRO, N.A., VIEIRA, E.A. & ORLANDO, M.T.D.A. (2021) Microstructure, crystallographic texture and strain hardening behavior in hot tensile tests of UNS S32304 Lean Duplex stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 12, 1065–1079. Elsevier.

ROLLETT, A., HUMPHREYS, F., ROHRER, G.S. & HATHERLY, M. (2004) Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second Edition. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second Edition*, 1–628. Elsevier Ltd.

SANDIM, M.J.R., SOUZA FILHO, I.R., MOTA, C.F.G.S., ZILNYK, K.D. & SANDIM, H.R.Z. (2021) Microstructural and magnetic characterization of a lean duplex steel: Strain-induced martensite formation and austenite reversion. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 517, 167370. North-Holland.

SANTOS, R.M., RODRIGUES, D.G., DIAS SANTOS, M.L. & SANTOS, D.B. (2022) Martensite reversion and strain hardening of a 2304 lean duplex stainless steel subjected to cold rolling and isochronous annealing at low temperatures. *Journal of Materials Research and Technology*, 16, 168–186. Elsevier.

SHARAFI, S. (1993) Microstructure of Super-duplex Stainless Steels.

TAN, H., WANG, Z., JIANG, Y., YANG, Y., DENG, B., SONG, H. & LI, J. (2012) Influence of welding thermal cycles on microstructure and pitting corrosion resistance of 2304 duplex stainless steels. *Corrosion Science*, 55, 368–377. Pergamon.

TAVARES, S.S.M., DA SILVA, M.R., PARDAL, J.M., ABREU, H.F.G. & GOMES, A.M. (2006) Microstructural changes produced by plastic deformation in the UNS S31803 duplex stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 180, 318–322.

MECHANICAL BEHAVIOR OF SAF 2304 DUPLEX STAINLESS STEEL PROCESSED BY NON-CONVENTIONAL THERMOMECHANICAL ROUTE

Abstract. *Duplex stainless steels (DSSs) are widely recognized for their concomitant high corrosion and mechanical resistance unattainable either in austenitic or ferritic stainless steels. To obtain this conventional condition, DSSs are hot rolled followed by aging and then cold rolled followed by annealing. In the face of rising demand for increasingly complex situations of DSS applications, it is interesting to understand how the microstructure and properties of these materials behave when they are processed by non-conventional methods. Here we evaluate the impact of the cross rolling process on the microstructure, hardness and tensile strength of DSS UNS S32304 in order to understand the impact of microstructure development on its properties. A sheet of DSS UNS S32304 was hot rolled without subsequent aging and, subsequently, rotated by 90° in the hot rolling plane and thus cold rolled. Samples of the material in all cold deformed conditions were characterized by optical microscopy and Vickers hardness. The results show promise in providing a homogeneous accommodation of deformation in the material.*

Keywords: *DSS UNS S32304, cross-rolling, mechanical properties*