

# FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA, TEXTURA E DESEMPENHO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205 SUBMETIDO A LAMINAÇÃO A MORNO\*

*Davi Silva Alves<sup>1</sup>*

*Aline Oliveira Vasconcelos Ferreira<sup>1</sup>*

*Iane Dutra Moutinho<sup>1</sup>*

*Indiana Rosa Oliveira<sup>1</sup>*

*Dagoberto Brandão Santos<sup>2</sup>*

## Resumo

Nesse trabalho o aço inoxidável duplex UNS S32205 foi laminado a morno a 600°C com 60 e 80% de redução e, em seguida, resfriado ao ar. A microestrutura foi caracterizada por microscopia óptica, eletrônica de varredura, de transmissão, difratometria de raios X e EBSD. O comportamento mecânico foi avaliado por ensaios de tração e dureza. Os limites de resistência mecânica alcançaram 1185 MPa e 1328 MPa após laminação a morno de 60 e 80%, respectivamente. No aço como fornecido, laminado a quente e recozido, o limite de resistência foi de 774 MPa. A dureza nessa condição foi de 281 HV, e de 410 HV para ambas as condições de laminação a morno. A microtextura da ferrita  $\alpha$  apresentou a fibra  $\alpha$  e a componente cubo girado, enquanto a austenita realçou as componentes latão, cobre e cubo em menor intensidade. A fibra  $\alpha$  e a componente latão são características da textura de deformação das respectivas fases. A subestrutura foi caracterizada por intensa formação de emaranhado e florestas de deslocamentos. Na fase ferrítica verificou-se intensa formação de subestrutura de deslocamentos e subgrãos. Na fase austenítica a subestrutura foi caracterizada por deslizamento planar de deslocamentos e formação de emaranhados de deslocamentos. A comparação do comportamento mecânico com o aço na condição como fornecida revelou que o trabalho a morno elevou o nível de resistência mecânica entre 65 a 72% com redução da ductilidade. Esses resultados vislumbram perspectivas de rotas inovadoras na produção industrial do aço inoxidável duplex dessa classe.

**Palavras-chave:** Laminação a morno; Resistência mecânica; Textura; Subestrutura

## MICROSTRUCTURE, TEXTURE AND MECHANICAL PERFORMANCE OF THE STAINLESS DUPLEX STEEL UNS S32205 SUBMITTED TO WARM ROLLING

### Abstract

In this work, the UNS S32205 duplex stainless steel was warm rolled at 600°C with 60 and 80% of thickness reduction and then cooled in air. The microstructure was characterized by light, scanning electron, transmission electron microscopy, X-ray diffractometry and EBSD. The mechanical behavior was evaluated by tensile and hardness tests. The tensile strength reached 1185 MPa and 1328 MPa, after warm rolling for 60 and 80%, respectively. In steel as supplied, hot rolled and annealed, the tensile strength was 774 MPa. The hardness of the steel in this condition was 281 HV and around 410 HV for both warm rolling conditions. The ferrite  $\alpha$  microtexture presented the  $\alpha$ -fiber and the rotated cube component, while the austenite enhanced the brass, copper and cube components to a lesser extent. The  $\alpha$ -fiber and the brass components are characteristic of the deformation texture of the respective phases. The microstructure, examined by transmission electron microscopy, was characterized by intense formation of entanglement and forests of dislocations. In the ferritic phase, there was intense formation of dislocations substructure and

\* Contribuição técnica ao 72º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 17º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, parte integrante da ABM Week, realizada de 02 a 06 de outubro de 2017, São Paulo, SP, Brasil.

subgrains. In the austenitic phase the substructure was characterized by planar sliding of dislocations and formation of entanglements of dislocations. Comparison of the mechanical behavior with the steel in the condition as supplied revealed that the warm work raised the mechanical strength level between 65 to 72%. These results point out prospects for innovative routes in the industrial production of duplex stainless steel of this class, even considering ductility reduction.

**Keywords:** Warm rolling; Strength; Texture; Substructure

- <sup>1</sup> *Graduando em Engenharia Metalúrgica - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais – Belo Horizonte – MG – Brasil.*
- <sup>2</sup> *Professor Titular, Dr., Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais – Belo Horizonte – MG – Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

Devido à combinação de alta resistência à corrosão, boa resistência mecânica e tenacidade, os aços inoxidáveis duplex (AID) são utilizados nas indústrias química, petroquímica, nuclear, de celulose e papel e nas indústrias marinhas [1,2]. As vantagens econômicas dos AID são principalmente devido às suas propriedades mecânicas, que são resultantes de sua microestrutura de dupla fases, ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ). A morfologia e distribuição de ambas as fases é um dos principais fatores para controlar o comportamento mecânico e suas propriedades finais, incluindo procedimentos de soldagem [3].

Os aços inoxidáveis duplex são caracterizados por seu alto teor de elementos de liga como, por exemplo, molibdênio e nitrogênio, que permitem mudanças significativas em sua microestrutura ao longo do processamento termomecânico e consequentemente em seu desempenho [2,4,5].

Durante a deformação plástica, o refino de grãos promovido pela estrutura duplex ( $\alpha/\gamma$ ) e os elementos de liga proporcionam ao AID maior resistência mecânica em relação aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos (AISI 430 e 304, respectivamente) [4]. No entanto, as duas fases presentes no AID não exibem o mesmo comportamento durante a deformação [6]. A fase ferrítica, com estrutura CCC, tem inúmeros sistemas de deslizamento e falha de empilhamento de alta energia, enquanto a fase austenítica da estrutura CFC tem menos sistema de deslizamento e menor energia de falha de empilhamento [5-8].

Os aços AID apresentam baixo teor de carbono (inferior a 0,03%), teores de cromo entre 20 a 30%, níquel entre 5 a 10% e molibdênio em torno de 3% em peso, como, por exemplo, o UNS 32205 [6,7].

A laminação a quente, realizada no intervalo de 1000 a 1200°C, é o processo de conformação aplicado na indústria desses aços, a qual que favorece a obtenção da microestrutura com lamelas alternadas de ferrita e austenita. Isto é devido à menor energia interfacial da austenita/ferrita em relação às demais interfaces entre as fases [6].

Após a laminação, os aços AID são submetidos ao tratamento térmico de solubilização em temperaturas entre 1050°C e 1100°C, seguida de resfriamento brusco até a temperatura ambiente, obtendo-se uma microestrutura austeno-ferrítica [2]. Essa microestrutura é então laminada a frio e recozida [2,6].

Como o trabalho a quente requer energia térmica muito dispendiosa, existe uma tendência de trabalho mecânico a temperaturas mais baixas. Trabalhar a temperatura mais baixa, como o trabalho a morno, pode produzir um material próximo da sua forma final e reduzir ou eliminar o trabalho a frio, o que requer forças de trabalho mais altas nas usinas. O tratamento térmico adicional em algumas aplicações também pode ser evitado [9,10].

A motivação para a realização deste trabalho é proveniente da ampla aplicação dos aços inoxidáveis duplex em diversos setores da indústria. Essas aplicações e as transformações de fases induzidas durante a deformação e seu efeito nas propriedades ainda não estão inteiramente compreendidos, principalmente quando são processadas mecanicamente em temperaturas bem abaixo daquelas usadas no trabalho a quente, tornando-se grande interesse científico, tecnológico e industrial [11-13].

O presente trabalho objetivou um estudo detalhado das mudanças de textura, microestrutura e desempenho mecânico após laminação a morno a 600°C de um aço inoxidável duplex, uma vez que esse saber ainda necessita ser ampliado.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho utilizou o aço inoxidável duplex UNS 32205 laminado a quente e recozido com espessura de 5,01 mm de procedência industrial. A composição química fornecida pelo produtor é descrita na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço inoxidável UNS S32205

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	P	S
% em peso	0.026	1.83	0.25	22.43	5.44	3.04	0.15	0.03	0.0002

As temperaturas de transformação de fases foram calculadas 865 K e 1009 K (592°C e 736°C), respectivamente, usando o software Thermo-Calc™. Posteriormente, as amostras foram submetidas a laminação a morno, realizadas em um laminador de laboratório Fröhling. Antes da laminação a morno, a amostra foi encharcada durante 30 min a 600°C. Para essa temperatura a precipitação das fases deletérias demanda horas para se iniciar [3,6]. Em seguida, a laminação a morno foi realizada até uma espessura de 1,5 mm em onze passes ( $\epsilon = 0,72$ ). Após cada passe, foi aplicado o reaquecimento necessário durante 15 min para garantir a temperatura da tira de 600°C antes do próximo passe. Após a última passagem, a tira foi arrefecida até à temperatura ambiente no ar. Todo o processo térmico e mecânico é ilustrado na Figura 1.

Para a temperatura de 600°C, a literatura e o software utilizado relatam a existência de cinco fases; austenita, ferrita, fases  $\sigma$  e  $\chi$  e o carboneto do tipo  $M_{23}C_6$ . No entanto, Padilha et al. [6] registram que o início da formação dessas três últimas fases acontece após um período de 3 h de aquecimento na temperatura de 600°C. Desse modo, é possível o processamento termomecânico do aço DSS a 600°C sem que ocorra a precipitação das fases deletérias.

A microestrutura foi examinada por meio de microscopia óptica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e de transmissão (MET). A preparação das amostras para a MO e MEV seguiram o procedimento metalográfico convencional de corte, lixamento e polimento com pasta de diamante, seguido de ataque químico com o reativo de Beraha ou ataque eletrolítico com ácido oxálico (10% volume em água destilada). Todas as micrografias são do plano normal para a direção transversal em relação à direção de rolamento, isto é, plano de espessura.

A microestrutura também foi caracterizada por difração de elétrons retroespalhados (EBSD), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X. As amostras foram preparadas por lixamento e polimento metalográfico convencional. Os teores de elementos químicos em ferrita e austenita foram medidos pelo espectrômetro dispersivo de energia (MEV-EDS). As amostras EBSD foram automaticamente polidas em sílica coloidal de 0,04  $\mu\text{m}$  de tamanho de partícula durante 90 min. A preparação das amostras para o MET consistiu de corte, lixamento mecânico até a espessura de 200  $\mu\text{m}$  e redução final dessa espessura até 50-70  $\mu\text{m}$  em lixa de número 1200. Em seguida, essas foram polidas em pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ . Após polimento com pasta de diamante, foi realizada a perfuração no instrumento para punção, obtendo-se discos de 3 mm de diâmetro. Esses foram perfurados em uma politriz modelo *twin-jet* Tenupol, da marca Struers, em uma solução de 5% ácido perclórico mais 95% metanol entre -30°C a -20°C, aplicando-se uma tensão de 40 V.

Para determinar quantitativamente as fases presentes, estas foram submetidas a difração de raios X usando um passe de 0,02° s<sup>-1</sup> e 2 $\theta$  variando de 20 a 110° em um instrumento da Pan Analytical, modelo Empiryran. O software Origin™ foi utilizado para análise quantitativa pela integração dos principais picos de difração (para ferrita

e austenita). A microdureza foi medida usando um instrumento de microdureza Future Tech FM700 Vickers carregado para 4,9 N por 10 s. O valor médio foi calculado a partir de 20 indentações. O teste de tração foi realizado em um modelo de máquina Instron 5582, usando o software *Blue Hill* para aquisição de dados à temperatura ambiente com uma taxa de deformação de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Os espécimes foram usinados de acordo com as dimensões sub-tamanho com seção de 25,4 X 6 X 1,1 mm.

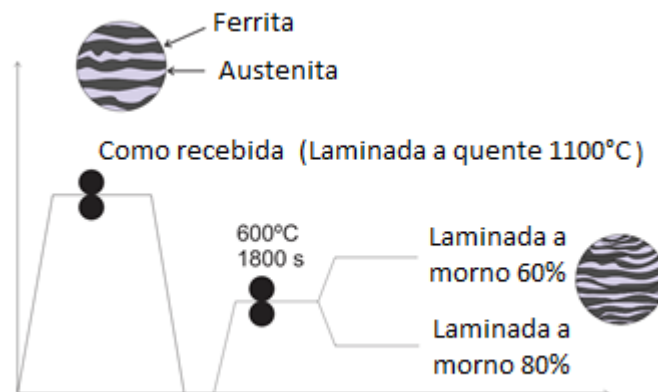


Figura 1. Esquema do processamento térmico e mecânico das amostras de AID.

A análise de microtextura pelo EBSD foi calculada quantitativamente pelo software TSL™, denominado OIM. A microtextura da ferrita e austenita foi realizada utilizando condições específicas de figuras de polo inversa (IPF) e seção ND-RD da amostra; e os dados foram plotados como função de distribuição de orientações (ODF) em  $\varphi_2=45^\circ$  do espaço de Euler.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Difração de raios X

Os difratogramas das amostras como recebida e laminadas a morno com reduções de 60% e 80% são mostrados na Figura 2a-c. Os resultados quantitativos estão resumidos na Tabela 2. Eles confirmaram a presença de austenita e ferrita  $\alpha$  nas amostras em proporções próximas 35% de  $\alpha$  65% de  $\gamma$ . Existe uma diferença discreta entre as condições de laminação quente da amostra como recebida e de laminação a morno em ambas reduções.

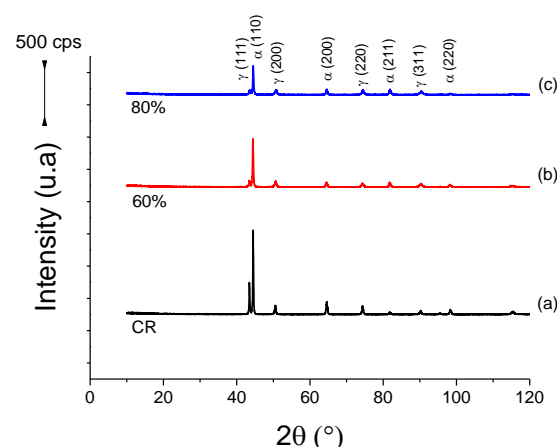




Figure 2. Difratogramas das amostras (a) como recebida, (b) 60% e (c) 80% das amostras laminadas a morno.

Tabela 2. Quantidade relativa das fases calculadas por difração de raios X

Condição	% Ferrita $\alpha$	% Austenita
Como recebida	35	65
Laminada a morno 60%	32	68
Laminada a morno 80%	40	60

### 3.2 Microestrutura, micrografias ópticas e eletrônicas de varredura

A Figura 3 ilustra as micrografias ópticas das amostras como recebida (Fig.3a) e após laminação a morno com 60% (Fig. 3b) e laminação a morno com 80% de redução (Fig. 3c). Na Figura 4 são apresentadas as mesmas condições em micrografias obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV). As lamelas de ferrita e austenita são características e se tornam mais refinadas quando se aumenta o grau de deformação a morno. Essas estruturas de lamelas aparecem como fibras aproximadamente paralelas desde os estágios iniciais da deformação.

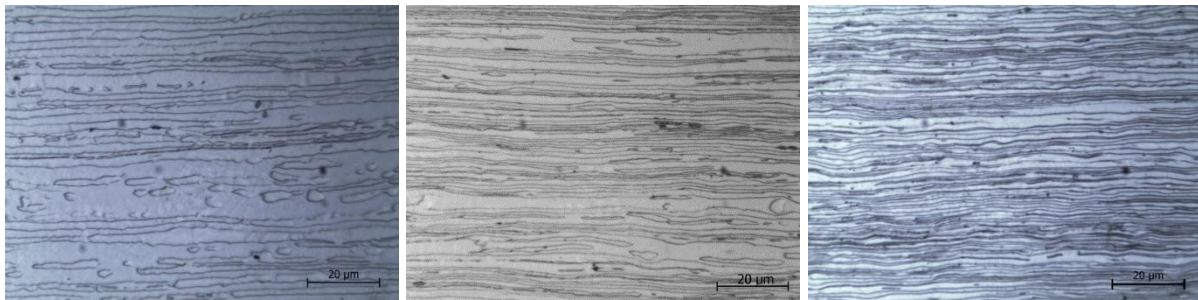


Figure 3. Micrografias ópticas das amostras (a) como recebida; (b, c) laminada a morno com 60% e 80%, respectivamente. Ataque eletrolítico com ácido oxálico.]

Além disso, a deformação plástica da fase ferrítica ocorre principalmente através de atividades de deslocações, enquanto a deformação plástica da fase austenítica evoluiu por deslizamento de deslocações e maclação mecânica [14].

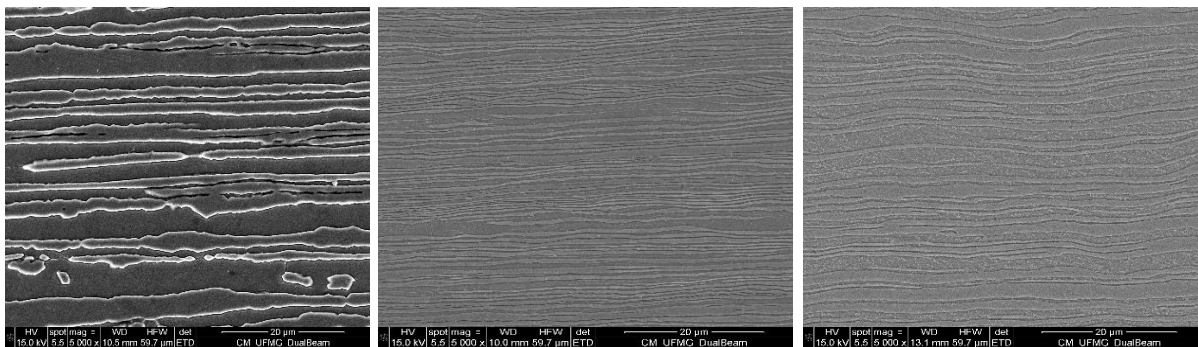


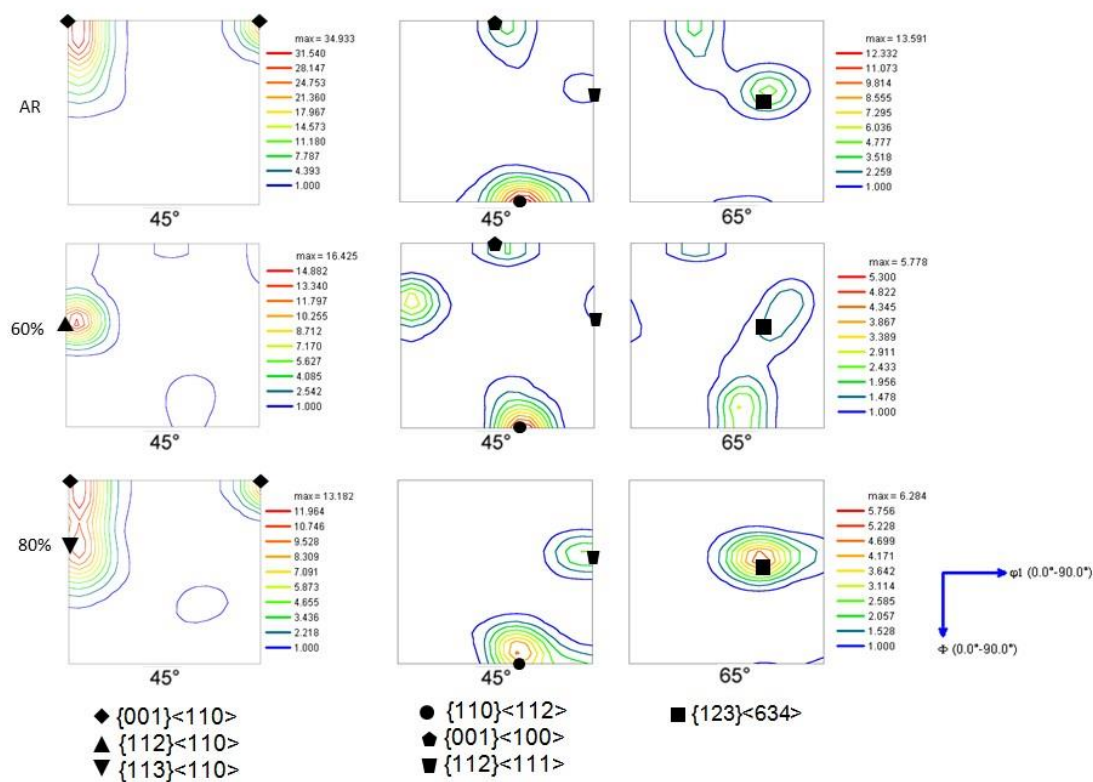
Figure 4. Micrografias das amostras obtidas no MEV. (a) como recebida; (b, c) laminada a morno com 60% e 80%, respectivamente. Ataque com reativo de Behara.

O refinamento da microestrutura, bem como o alinhamento das bandas de ferrita e austenita de acordo com a direção de laminação, podem ser vistos na Figura 4a-c. Na Figura 4c também é possível notar que bandas das fases ( $\alpha+\gamma$ ) ficaram onduladas devido à intensa deformação a morno imposta ao aço. Ao mesmo tempo,

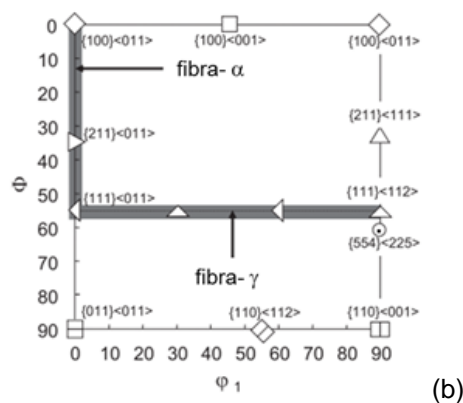
houve uma modificação profunda da subestrutura, como se verá na seção de exames por microscopia eletrônica de transmissão.

### 3.3 Microtextura

A Figura 5a descreve as ODF (Função de Distribuição de Orientação) para  $\varphi_2 = 45^\circ$  das amostras como fornecida e laminadas a morno com reduções de 60 e 80%. Estas foram colhidas seção ND-RD das amostras. Na Figura 5c tem-se um esquema referente a localização de fibras e orientações importantes no espaço de Euler ( $\varphi_2 =$  seção de  $45^\circ$ ). As características de uma fibra  $\alpha$  (Figura 5a, coluna da esquerda) forte  $(001)\langle 110 \rangle$ , ou seja cubo girado estão presentes na amostra como fornecida e após laminação a morno com 80% de redução. No entanto, para ambas as amostras laminadas a morno com 60 e 80% verifica-se o aparecimento da fibra  $\alpha$  ou fibra RD,  $(112)\langle 110 \rangle$  e  $(113)\langle 110 \rangle$ , com forte intensidade. A formação da fibra  $\alpha$  é associada à deformação plástica no trabalho a morno imposta ao aço (14-17).



(a)



(b)

Figura 5. (a) Seções  $\varphi 2$  de 45° e 65° da ODF determinadas a partir da seção ND/RD das camadas centrais das amostras como recebida e laminadas a morno. (b) Descrição das principais fibras e componentes.

Por sua vez, Ahmed et al. encontraram uma forte fibra  $\gamma$  (Figura 5b, fibra ND) em seus experimentos de laminação a morno a 625°C com reduções de espessura de 90, 95 e 98% no AID com 24,5%Cr e 10,5%Ni. Uma justificativa para a diferença com o presente trabalho se deve no mínimo ao dobro do teor de Ni [12,17].

No caso da fase  $\gamma$  (austenita, Figura 5a coluna da direita) a componente principal é Latão {110}<112>. Esta está presente em todas as condições experimentais. As componentes Cobre, (112)<111>, e Cubo, (001)<100>, também se desenvolvem, porém com uma intensidade menor. Por seu turno, para condição de 80% de laminação a morno, as componentes Cobre e S, (123)<634> (Figura 5a,b) são reforçadas. A intensidade dessa orientação aumentou com o aumento da redução de espessura ao longo da laminação a morno.

### 3.4 Microscopia eletrônica de transmissão

As observações de MET foram feitas no plano de laminação, mas devido ao lixamento sequencial em ambas as faces, a seção examinada no MET correspondente a aproximadamente à metade da espessura. Na Figura 6d ilustra-se o padrão de difração de elétrons de área selecionada (SAED) apresentado para confirmar a presença respectiva de estrutura cristalina e maclação de deformação na área indicada. [19]. Na figura 6a observa-se a presença de micromaclas [19-21] de deformação na austenita (região à direita na micrografia – setas). Na figura 6b observa-se subgrãos na ferrita.

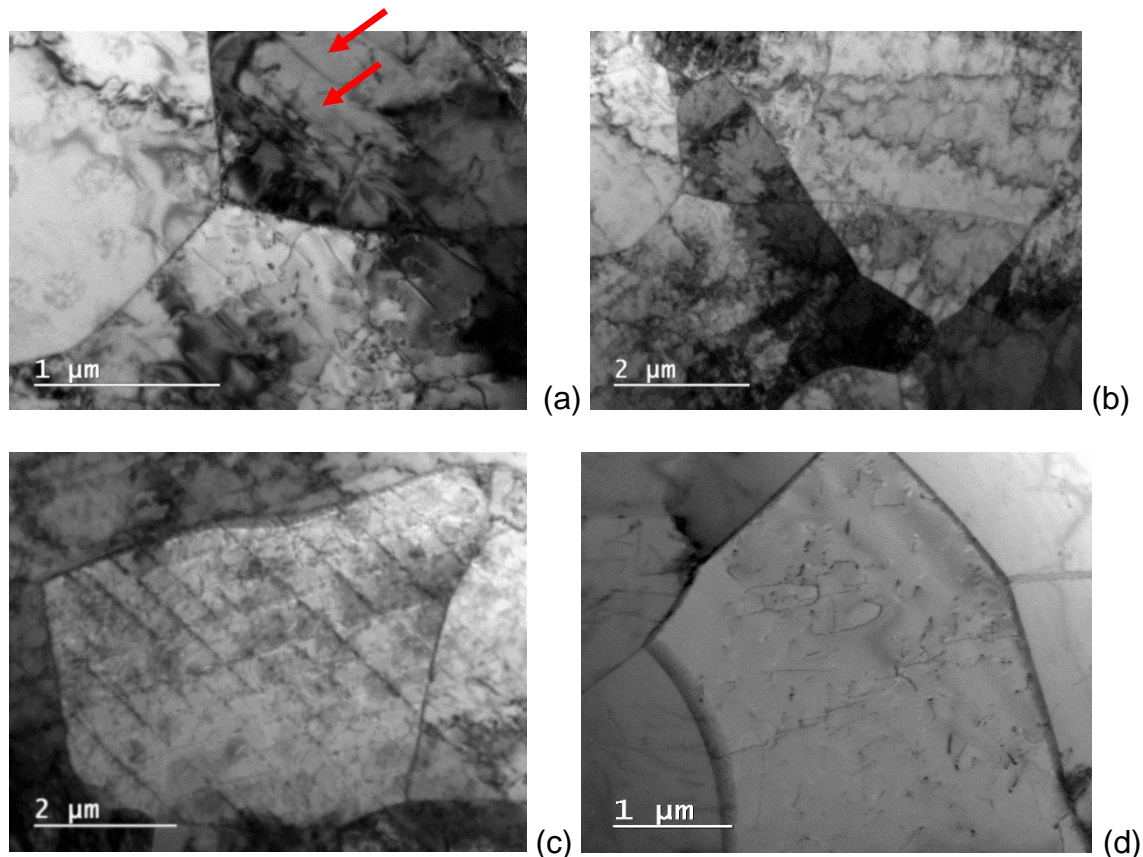




Figura 6. Imagens TEM de campo claro da microestrutura laminada a quente, como recebida, mostrando (a,b) grãos de austenita e ferrita, paredes de deslocações na ferrita, (c) bandas de deslocações em escorregamento planar na austenita. (d) Loops discretos de deslocações na ferrita.

Uma estrutura celular de deslocações e deslizamento planar foi observada no aço à temperatura ambiente depois de laminado a quente, Figura 7 [19,21]. Em contraste, uma estrutura de bandas de deslocações com paredes alta densidade de deslocações e sugraões definidos foram encontradas nas fases austenítica e ferrítica após laminação a morno a 600°C, Figuras 7-9. Essas observações são consistentes com as encontradas nos aços inoxidáveis austeníticos submetidos ao processo de envelhecimento dinâmico por deformação (EDD), nos quais a estrutura de deslocações muda de uma estrutura celular a temperatura ambiente a uma planar a 573 e 873 K [22]. No regime de EDD os átomos de soluto substitucionais difusos interagem com as deslocações móveis. Isso restringe o deslizamento cruzado de deslocações e aumenta a característica planar do deslizamento, resultando em um aumento da tensão para impor a mesma deformação (encruamento) [21,22].

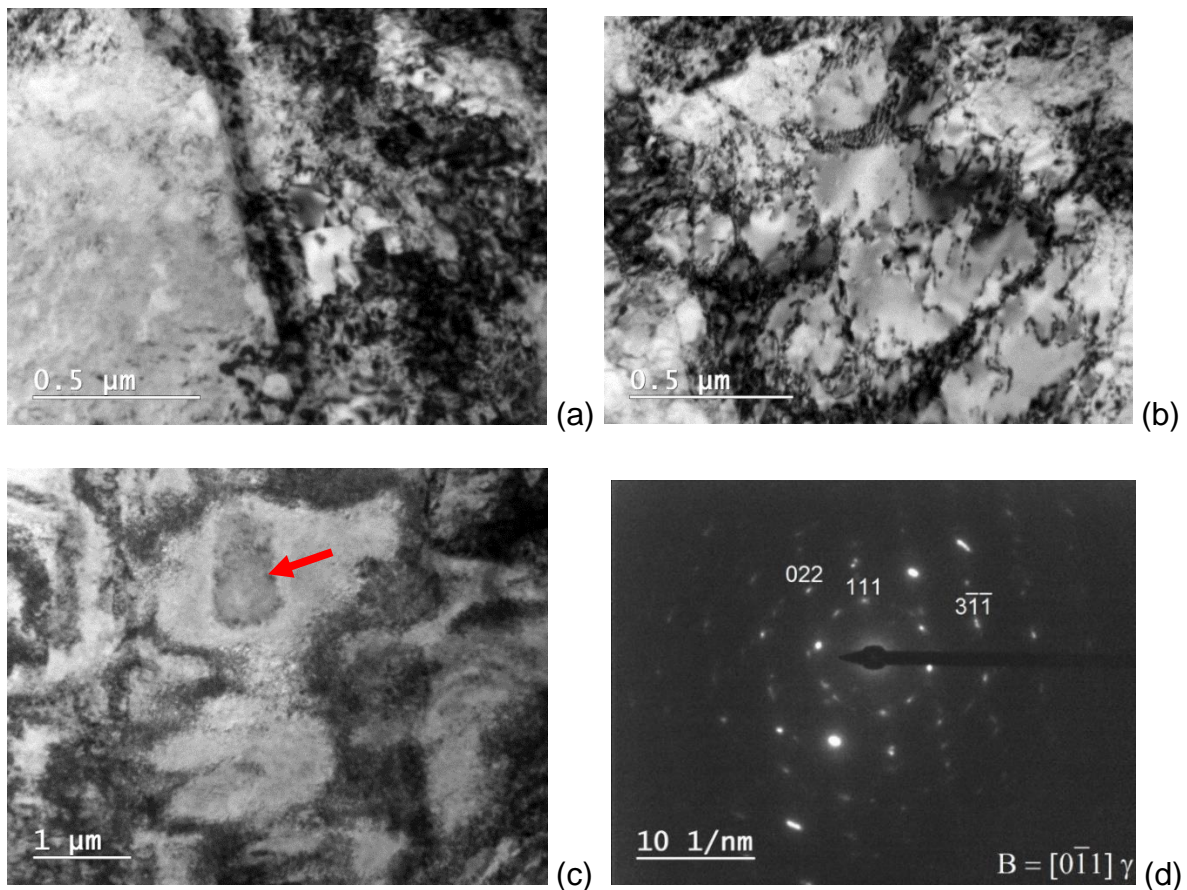


Figure 7. (a-c) Micrografias obtidas no MET em campo claro correspondente a microestrutura da amostra laminada a morno com 60% a 600°C. (a,b) formação de subgrãos junto com emaranhado de deslocações, (c) emaranhado de deslocações com paredes densas de deslocações na ferrita e austenita (d) padrão de difração de elétrons referente à austenita na região central da micrografia em (c), indicada por seta.

Assim, o alto nível de resistência mecânica encontrado no presente trabalho se deve aos contornos de microbandas e paredes densas de deslocações, com o aumento adicional na desorientação com deformação crescente por acumulação de

deslocações, formação de heterogeneidades de deformação, como bandas de cisalhamento, as quais originam um grande gradiente de orientação em um pequeno volume e coalescência dos contornos para grandes deformações. Os mecanismos de textura envolvem rotação relativa entre diferentes partes de um grão para diferentes orientações finais, devido às diferenças na seleção dos sistemas de deslizamento [17,23,24]. A deformação na austenita acontece pelo deslizamento de deslocações e intensa maclação, facilitada pela baixa energia de falha de empilhamento dessa fase.

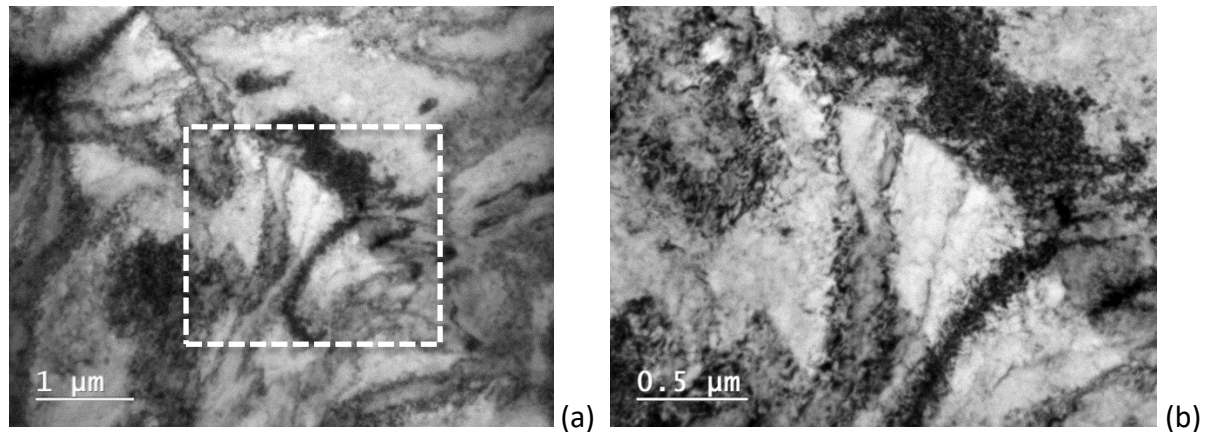


Figure 8. Micrografias obtidas via MET m campo claro da amostra laminada a morno com 80%. (a,b) Formação de subgrãos alongados e paredes densas de deslocações na ferrita e austenita. (b) Detalhes da região demarcada em (a).

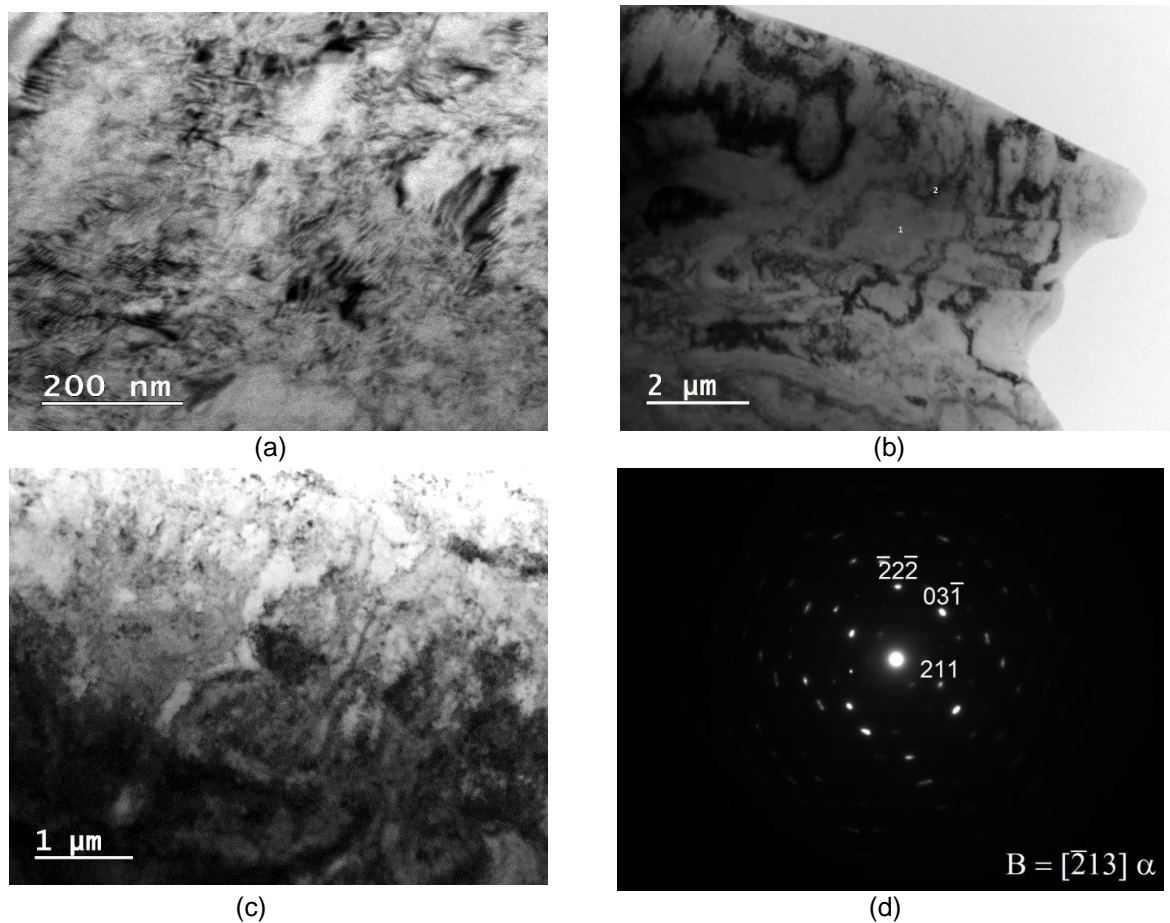


Figure 9. Micrografias obtidas no MET da amostra laminada a morno com 80% de redução e (d) respectiva figura de difração de elétrons. (a,c) Estruturas de deslocações tendendo para formação de subgrãos e maclas de deformação retorcidas na austenita; (c) estrutura celular e paredes densas de deslocações desenvolvida na ferrita; (b) densos *loops* de deslocações e canais mal definidos na ferrita.

Quando ambos os mecanismos ocorrem simultaneamente, os grãos se alinham em uma orientação preferencial. A ferrita, por outro lado, tem um sistema cristalino CCC com alta energia de falha de empilhamento. Uma vez que a probabilidade de se gerar as falhas de empilhamento é muito pequena, as deslocações em parafuso podem realizar o escorregamento cruzado, permitindo acomodar grandes deformações com uma pequena alteração na orientação de sua estrutura cristalográfica. Assim, o refinamento de grãos é alcançado pela subdivisão sucessiva das paredes de deslocações [18,25-27].

### 3.5 Ensaio de tração e dureza

A Figura 10 ilustra as curvas tensão-deformação de engenharia para amostras do AID nas condições como recebida e laminadas a morno com 60 e 80% de redução. Observa-se um aumento significativo das propriedades de resistência mecânicas e a respectiva redução da ductilidade (alongamento total).

Por sua vez, é possível observar que a dureza Vickers (Tabela 3) das amostras laminadas a morno convergem para um resultado médio de 408 HV, bem superior à condição de como recebida do aço. Desta forma, é possível concluir que a rota de laminação a morno do AID, aqui empregada, é adequada para produzir uma microestrutura de alta resistência. Por sua vez, a condição de laminação a morno é capaz de duplicar o limite de escoamento e de resistência a tração, alcançando-se um nível de ductilidade razoável, em torno de 10% do alongamento total (Figura 9). Esse comportamento já foi observado por outros autores, [17,18] que utilizaram um AID com 24,5%Cr e 10,5%Ni, mas uma descrição detalhada da subestrutura formada, como aqui descrita, não foi realizada pelos mesmos [12,17].

Table 3. Resultados de microdureza Vickers (2,97 N)

Condição	HV
Como recebida	281 ± 12
Laminada a morno 60%	410 ± 9
Laminada a morno 80%	405 ± 14



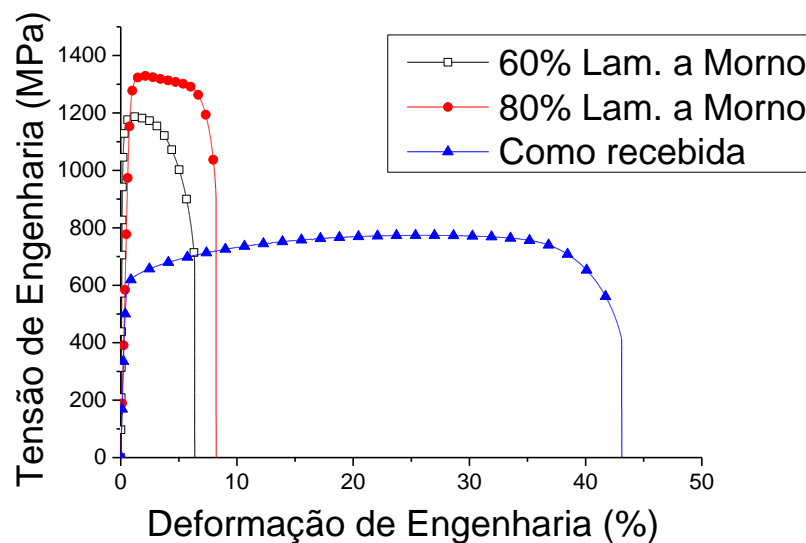


Figure 10. Curvas tensão-deformação de engenharia para as amostras como recebida e laminadas a morno com 60% e 80% redução.

Esse nível de resistência mecânica foi alcançado em experimento que envolveu o processo de extrusão hidrostática com uma deformação verdadeira de 1,4 em um aço AID com 0,3%C; 22%Cr; 5%Ni e 3,0%Mo. Nesse caso, alcançou-se o limite de resistência de 1370 MPa, porém com somente 5% de alongamento total [18].

#### 4 CONCLUSÕES

As conclusões a seguir são extraídas dos resultados experimentais e suas respectivas interpretações. Os limites de resistência mecânica alcançaram 1185 MPa e 1328 MPa, após laminação a morno com 60 e 80% de redução, respectivamente. No aço como fornecido, laminado a quente e recozido, o limite de resistência foi de 774 MPa. A dureza do aço como fornecido foi de 281 HV e em média de 408 HV para ambas as condições de laminação a morno. A microtextura da ferrita  $\alpha$  apresentou a fibra  $\alpha$  e a componente cubo girado, enquanto a austenita realçou as componentes latão, cobre e cubo em menor intensidade. A fibra  $\alpha$  e a componente latão são características da textura de deformação das respectivas fases. A microestrutura, examinada por microscopia eletrônica de transmissão, foi caracterizada por intensa formação de emaranhados e florestas de deslocações. Na fase ferrítica verificou-se intensa formação de subestrutura de deslocações e subgrãos. Na fase austenítica a subestrutura foi caracterizada por deslizamento planar de deslocações e formação de emaranhados e florestas de deslocações. A deformação a morno elevou o nível de resistência mecânica entre 65 a 72%, quando se compara com o aço na condição como recebida; concomitantemente houve redução da ductilidade. Portanto, as formações de emaranhados de deslocações, bem como a maclação mecânica da austenita e a formação de uma subestrutura contendo subgrãos e densas paredes de deslocações constituem fortes obstáculos para o movimento das deslocações, o que leva a uma alta taxa de endurecimento no AID de grão ultrafino.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem a CAPES-PROEX-PPGEM/UFMG (Programa de Pós-



Graduação em Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas da UFMG; ao CNPq, a FAPEMIG e ao Centro de Microscopia da UFMG, pelos exames de MET. Agradecem também a Aperam South America pela doação das amostras do AID.

## REFERÊNCIAS

- 1 Padilha AF, Plaut RL. Phase Transformation and Microstructure. In: Armas IA, Moreuil SD. Duplex Stainless Steels. London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons; 2009. p. 115-139.
- 2 Fargas G, Akdut N, Anglada M, Mateo, A. Microstructural Evolution during Industrial Rolling of a Duplex. ISIJ International. 2008;48(11):1596-1602.
- 3 Wessman S, Pettersson R, Hertzman, S. On phase equilibria in duplex stainless steels. Steel Research International. 2010;81(5):337-346.
- 4 Choi JY, Ji HJ, Hwang SW, Park KT. Effects of Nitrogen Content on TRIP of Fe–20Cr–5Mn – xN Duplex Stainless Steel. Materials Science Engineering A. 2011;534:673- 680.
- 5 Maetz JY, Cazottes S, Verdu C, Kleber X. Precipitation and Phase Transformations in 2101 Lean Duplex Stainless Steel during Isothermal Aging. Metallurgical and Materials Transactions A. 2016;(47):239-253.
- 6 Padilha AF, Aguiar DJM, Plaut RL. Duplex Stainless Steels a Dozen of Significant Phase Transformations. Defect and Diffusion Forum. 2012;322:163-174.
- 7 Tavares SSM, Pardal JM, Abreu HFG, Nunes CS, Silva MR. Tensile Properties of Duplex UNS S32205 and Lean Duplex UNS S32304 Steels and the Influence of Short Duration 475°C Aging. Materials Research. 2012;15(6):859-864.
- 8 Yang Y, Yan B. The Microstructure and Flow Behavior of 2205 Duplex Stainless Steels during High Temperature Compression Deformation. Materials Science Engineering A. 2013;579:194-201.
- 9 Hawkins DN, Shuttleworth AA. The Effect of Warm Rolling on the Structure and Properties of a Low-Carbon Steel. J Mech Working Techn.1979;2:333-345.
- 10 Akbari GH, Sellars CM. Microstructural Development During Warm Rolling of IF Steel. Acta Materialia.1997;45(12):5047-5058.
- 11 Santos DB, Bruzsek RK, Rodrigues PCM, Pereloma EV. Formation of Ultra-Fine Ferrite Microstructure in Warm Rolled and Annealed C-Mn Steel. Materials Science Engineering A. 2003;346:189-195.
- 12 Bhattacharjee PP, Zaid M, Sathiaraj GD, Bhadak B. Evolution of microstructure and texture during warm rolling of a duplex steel. Metallurgical and Materials Transactions A. 2014;4(45):2180-2191.
- 13 Zaid M, Bhattacharjee PP. Electron backscatter diffraction study of deformation and recrystallization textures of individual phases in a cross-rolled duplex steel. Materials Characterization. 2014;(96):263-272.
- 14 Keichel J, Foct J, Gottstein G. Deformation and Annealing Behavior of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steels. ISIJ International. 2003;43(11):178-1794.
- 15 Hamada JI, Ishimaru E, Inoue H. Texture and Planar Anisotropy in Lean Duplex Stainless Steel Sheet. ISIJ International. 2016;56(10):1831-1839.
- 16 Badji R, Bacroix B, Bouabdallah M. Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds. Materials Characterization. 2011;62:833-843.
- 17 Ahmed MZ, Bhattacharjee PP. Microstructure, Texture, and Tensile Properties of a Severely Warm-Rolled and Annealed Duplex Stainless Steel. Steel Research International. 2016;87(4):472-483.
- 18 Maj P, Cieślaka BA, Mizeraa J, Pachlab W, Kurzydłowski KJ. Microstructure and mechanical properties of duplex stainless steel subjected to hydrostatic extrusion. Materials Characterization. 2014;93:110-118.
- 19 Cizek P. The microstructure evolution and softening processes during high temperature deformation of a 21Cr-10Ni-3Mo duplex stainless steel. Acta Materialia.2016;106:129-143.

- 20 Mateo A, Girone A, Keichel J, Llanes L, Akdut N, Anglada M. Cyclic deformation behaviour of superduplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*. 2001;314:176–185.
- 21 Yu D, Yu W, Chen G, Jin F, Chen X. Role of dynamic strain aging in the tensile property cyclic deformation and fatigue behavior of Z2CND18.12N stainless steel between 293 K and 723 K. *Materials Science Engineering A* 2012;558:730-736.
- 22 Hong SG, Lee SB. Mechanism of dynamic strain aging and characterization of its effect on the low-cycle fatigue behavior in type 316L stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*. 2005;340:307–314.
- 23 Belyakov A, Kimura Y, Tsuzaki K. Microstructure evolution in dual-phase stainless steel during severe deformation. *Acta Materialia*. 2006;54(9):2521-2532.
- 24 Chen L, Yuan FP, Jiang P, Wu XL. Mechanical properties and nanostructures in a duplex stainless steel subjected to equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*. 2012;551:154-159.
- 25 Padilha AF, Plaut RL, Rios PR. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels. *ISIJ International*. 2003;43(2):135-143.
- 26 Patra S, Ghosh A, Singhal LK, Podder AS, Sood J, Kumar V, Chakrabarti D. Hot Deformation Behavior of As-Cast 2101 Grade Lean Duplex Stainless Steel and the Associated Changes in Microstructure and Crystallographic Texture. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48:294-313.
- 27 Cao Y, Wang YB, An XH, Liao XZ, Kawasaki M, Ringer SP, Langdon TG, Zhu YT. Concurrent microstructural evolution of ferrite and austenite in a duplex stainless steel processed by high-pressure torsion. *Acta Materialia*. 2014;63:16-29.