

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

**Modelagem do tamanho de grão resultante da
recristalização dinâmica durante laminação a quente de
um aço inoxidável AISI 316L**

Marcelo Watanabe Machado

SÃO CARLOS - SP
2023

Modelagem do tamanho de grão resultante da recristalização dinâmica durante laminação a quente de um aço inoxidável AISI 316L

Trabalho de conclusão do curso apresentado ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Lucas Barcelos Otani
Coorientador: Alexandre Tacito
Malavolta

São Carlos - SP
2023



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
Telefones: 16 -3351-8244 e 3351-8246
Endereço eletrônico: demachef@ufscar.br
Rodovia Washington Luís, km 235 – Caixa Postal 676
CEP 13565-905 – São Carlos – SP - Brasil



ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO (TCC)

NOME: Marcelo Watanabe Machado

RA: 759034

TÍTULO: Modelagem do tamanho de grão resultante da recristalização dinâmica durante laminação a quente de um aço inoxidável 316L

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani

CO-ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Alexandre Tácito Malavolta

DATA/HORÁRIO: 25/08/2023, 11h

BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani	10	10
Profa. Dra. Danielle C. C. Magalhães	10	10
Média	10	10

BANCA – ASSINATURAS:

Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani

Profa. Dra. Danielle C. C. Magalhães

AGRADECIMENTOS

Agradeço sinceramente aos meus pais pelo constante apoio, paciência, apoio emocional e incentivo sempre presente;

Aos Professores Lucas Otani e Alexandre Malavolta pelas reuniões, constante suporte, disponibilidade, paciência, rápidas respostas e oportunidade;

À equipe do Laboratório de Caracterização pelos ensinamentos, paciência, motivação e disponibilidade;

Aos meus grandes amigos feitos na UFSCar pela motivação, apoio, horas de estudo ou discussões e de diversão

Finalizo expressando minha gratidão à APERAM que cedeu as chapas de aço inoxidável AISI 316L utilizadas no projeto atual e à SIXPRO que disponibilizou a licença, base de dados e suporte referentes ao software QForm.

RESUMO

Os aços inoxidáveis austeníticos destacam-se por apresentarem um amplo intervalo de temperatura de serviço, conformabilidade, ductilidade, soldabilidade e boa resistência à corrosão. Em especial, o aço inoxidável AISI 316L (austenítico) distingue-se pela presença de molibdênio e baixo carbono, que lhe conferem maior resistência à corrosão quando comparado ao 304, aço inoxidável mais utilizado comercialmente. Porém, antes de alcançar as propriedades que conferem as referidas qualificações ao material em questão, é de primordial importância que ele passe por uma série de etapas (ex: tratamentos térmicos, conformação, etc.) que o submetam a um histórico termomecânico adequado para que, junto com aspectos composicionais, seja atingida uma microestrutura apropriada e que promova as propriedades finais desejadas. Nesse cenário, é essencial elaborar processos que possam cumprir tal função e tenham um conjunto de parâmetros o mais próximo possível do ideal. Assim, ferramentas como a simulação são de grande importância para a otimização de parâmetros de processo. Dessa maneira, o presente trabalho se propôs a analisar a representatividade de um modelo proveniente da literatura e originalmente utilizado para a descrição da recristalização dinâmica (DRX) de um aço inoxidável AISI 316LN para a descrição desse fenômeno em um aço inoxidável AISI 316L processado via laminação a quente. A comparação foi feita entre o tamanho de grão médio simulado via software de elementos finitos e após o processamento termomecânico. Para tanto, foi realizada uma laminação a quente em três temperaturas distintas, seguida de metalografia com ataque eletrolítico para revelação dos grãos, cujo tamanho médio foi aferido com o uso de imagens de microscópio ótico. Partindo-se dessas amostras laminadas e de outras na condição como recebida, foi possível observar não somente o parâmetro mencionado, mas também indícios da presença de outras fases como a martensita- ϵ e a ferrita- δ . Essa última também apareceu entre os picos de difração de raios-X de uma amostra sem tratamento térmico de homogeneização por 30 minutos antes da laminação. Além disso, foi possível verificar uma evidência de recristalização dinâmica descontínua (mecanismo da DRX) e concordância entre o intervalo de valores de tamanho de grão médio simulado e os obtidos experimentalmente para duas das três temperaturas testadas (1000°C e 1100°C). A diferença de menos de 1 μm foi então associada a possíveis erros experimentais e descon siderações adotadas durante a idealização do modelo e variações relacionadas a aplicação aproximada de constantes obtidas para o aço inox AISI 316LN no estudo do fenômeno de DRX em um aço inox AISI 316L.

Palavras-chave: Laminação a quente. AISI 316L. Aço Inoxidável Austenítico. Simulação por elementos finitos. QForm. Recristalização dinâmica.

ABSTRACT

Austenitic stainless steels are known for having a wide service temperature range, formability, ductility, weldability, and good corrosion resistance. In particular, the AISI 316L stainless steel (austenitic) has molybdenum and low carbon content, which adds to a greater corrosion resistance when compared to a 304, the most commercially used stainless steel. However, before reaching the properties which give the referred qualifications to the material, it is of fundamental importance that it goes through several processing stages (e.g. heat treatment, mechanical forming, etc.) that submit it to an adequate thermomechanical history leading to an adequate microstructure that promotes the desired final properties together with compositional aspects. In this scenario, it is essential to design processes to fulfill such functionality by having a set of parameters as close as possible to ideal. Thus, methods as finite element simulations are of great importance to optimize the processing parameters. In this way, the current work intends to analyze the representativeness of a proposed model in the literature to describe the dynamic recrystallization (DRX) of a AISI 316LN stainless steel when used for a AISI 316L hot rolled stainless steel. The comparison was, thus, between the average grain size value obtained by thermomechanical processing and by finite element simulation. For this purpose, an experimental hot rolling was performed in three different temperatures, followed by metallography with electrolytic etching aiming for grain revelation enabling average grain size measurement using optical microscopy. Herewith, it was possible to observe not only the above-mentioned parameter, but also signs of the presence of other phases like ϵ -martensite and δ -ferrite. The presence of δ -Fe was confirmed by its X-ray diffraction peaks in a no heat-treated sample. Additionally, it was possible to notice discontinuous dynamic recrystallization (DRX mechanism) evidence and compatibility between simulated average grain size values range and values acquired experimentally for two out of three tested temperatures (1000°C and 1100°C). A less than 1 μm difference can be related to experimental errors, not taking into account some factors during model's conception and variations originated from the use of constants obtained for AISI 316LN stainless steel for the study of phenomena in a AISI 316L stainless steel.

Keyword: Hot Rolling. 1.4404. Austenitic Stainless Steel. Finite Element Simulation. QForm. Dynamic Recrystallization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Fenômenos relacionados à deformação em diferentes condições de temperatura e suas contribuições para a alteração da resistência mecânica. Adaptado de (GUO-ZHENG, 2013).	14
Figura 2: Representação dos três mecanismos da DRX e os aspectos microestruturais gerais esperados para cada um deles. Adaptado de (HUANG; LOGÉ, 2016).	15
Figura 3: Dependência geral da tensão com relação à temperatura (T) e à taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) para diferentes tipos de DRX: a) DDRX; b) CDRX; c) GDRX. Adaptado de (HUANG; LOGÉ, 2016).	16
Figura 4: Esquema para representação da diminuição da barreira energética (c) em caso de nucleação heterogênea, em a), e homogênea, em b). Efeito esse que promove uma cinética mais rápida para a nucleação. Adaptado de (FAN et al., 2022).	18
Figura 5: Laminador FENN com rolos cilíndricos de 13,37 cm de diâmetro e velocidade de rotação de 52 rpm utilizado para a laminação das amostras tratadas termicamente a T1, T2 e T3.	25
Figura 6: Região escolhida para amostragem das chapas laminadas nas 3 condições (T1 = 900°C, T2 = 1000°C, T3 = 1100°C) indicadas pelas setas vermelhas.	26
Figura 7: Geometria do sistema criado para a modelagem da laminação a quente no software QForm.	28
Figura 8: a) Peça a ser laminada criada no software QForm com malha já definida; b) Temperatura após 5 segundos de resfriamento antes da laminação para uma temperatura de tratamento térmico de 900°C.	29
Figura 9: Materiais e etapas gerais adotadas para o trabalho atual	29
Figura 10: Difratoograma da amostra 0 (chapa conforme recebida) indexado considerando os padrões de difração da austenita e ferrita compostas somente por Fe.	30
Figura 11: Micrografia da amostra 0 em a) 50x e b) 100x, indicando em vermelho os sinais de deformação que podem ser associados à formação de martensita induzida por deformação (efeito TRIP).	31
Figura 12: Relação entre o tamanho de grão recristalizado e o parâmetro de Zener-Hollomon. Adaptado de (Wang et al., 2016).	33
Figura 13: Imagens para a comparação do tamanho de grão entre as amostras laminadas a quente: a) 900°C, b) 1000°C e c) 1100°C.	34
Figura 14: Gráfico adaptado do comportamento mecânico obtido experimentalmente por Wang et al. (2016) para o aço inoxidável cuja composição está indicada na Tabela 5.	35
Figura 15: Valor do tamanho médio de grão, em μm , após laminação a quente simulada das peças: a) 900°C; b) 1000°C; c) 1100°C.	37
Figura 16: Valor da deformação verdadeira após laminação a quente simulada das peças: a) 900°C; b) 1000°C; c) 1100°C	38

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição do aço inoxidável AISI 316 em %p. (AZOM, 2005).	12
Tabela 2 – Composição de um aço inoxidável AISI 316L em %p. (AALCO, 2005) ..	13
Tabela 3 – Composição de um aço inoxidável AISI 316LN em %p. (AZOM, 2013) .	13
Tabela 4 – Composição do material analisado em %p.	24
Tabela 5 – Composição do aço inoxidável AISI 316LN em %p analisada para a obtenção das constantes que compõem as equações constitutivas utilizadas no trabalho atual (Wang et al., 2016).	32
Tabela 6 – Tamanhos de grão médio em μm para as amostras tratadas termicamente e laminadas a quente.	36

LISTA DE SIGLAS

RX	Recristalização
DDRX	Recristalização Dinâmica Descontínua
GDRX	Recristalização Dinâmica Geométrica
CDRX	Recristalização Dinâmica Contínua
DRV	Recuperação Dinâmica
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
FEM	Método de Elementos Finitos
FEA	Análise de Elementos Finitos

LISTA DE SÍMBOLOS

D_0	Tamanho de Grão Inicial
ϵ_c	Deformação Crítica
ϵ_p	Deformação de Pico
$\epsilon_{0,5}$	Deformação para 50% de Fração Recristalizada
d_{drx}	Tamanho de grão recristalizado

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	10
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA E REVISÃO DA LITERATURA.....	12
2.1 Aço inoxidável austenítico AISI 316/316L.....	12
2.2 Conformação mecânica em alta temperatura e fenômenos relacionados	13
2.2.1 Princípios do encruamento, recuperação e recristalização em metais	13
2.2.2 Recristalização dinâmica.....	16
2.3 Equações constitutivas e modelos para a recristalização dinâmica.	18
2.3.1 Modelagem do comportamento mecânico e DRX.....	18
2.3.2 Alternativa para descrição do comportamento mecânico	20
2.4 Introdução à simulação por elementos finitos	21
2.5 Leis do atrito.....	22
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	24
3.1 Materiais	24
3.2 Métodos	24
3.2.1 Procedimento experimental.....	24
3.2.2 Simulação do processo de laminação a quente por elementos finitos	26
3.2.3 Fluxograma geral para os materiais e métodos	29
4 RESULTADOS E DICUSSÕES	30
4.1 Difração de raios-X e micrografia das amostras sem tratamento térmico.....	30
4.2 Comparação entre a simulação por elementos finitos e o processo de laminação	32
6 Considerações Finais	40
7 Sugestões para trabalhos futuros	41
REFERÊNCIAS	42

1 INTRODUÇÃO

A laminação, método para a deformação de metais envolvendo sua passagem por um sistema de rolos, é o processo de conformação mais empregado na indústria. Dada afirmação é explicada pela alta produtividade e possibilidade de grande controle sobre o produto final em termos de aparência ou propriedades. Somando a isso, o referido processo é aplicável para a obtenção de componentes com diversas geometrias como barras ou vigas, chapas, placas, filmes, anéis e formas complexas cuja formação é associada a múltiplas etapas de deformação (DIETER; BACON, 1976).

O controle das propriedades dos componentes produzidos é consequência direta das características de sua microestrutura. Tal aspecto é resultante de um histórico termomecânico em conjunto com fatores composicionais do material que compõem um conjunto de parâmetros a serem otimizados quando se deseja obter o melhor desempenho. No contexto da laminação, o planejamento e previsão da influência de fatores como a temperatura, taxa de deformação, atrito, presença de partículas de segunda fase e tamanho de grão inicial compõem as principais variáveis relacionadas aos fenômenos que ocorrem durante esse processo e levam à microestrutura final (DIETER; BACON, 1976; HUANG; LOGÉ, 2016).

A simulação por elementos finitos é uma importante ferramenta para prototipagem e elaboração ou otimização de parâmetros, permitindo a variação de parâmetros de processo e dimensionais sem grandes custos, como ocorreria caso fosse necessário o teste prático em escala reduzida. Assim, ela contribui para os ajustes necessários para o controle microestrutural citado anteriormente.

Nesse cenário, o trabalho atual atenta-se à laminação a quente e análise dos efeitos dos fenômenos de amaciamento dinâmicos que acompanham o encruamento durante a deformação. Dado estudo é realizado com cunho comparativo entre os resultados de tamanho de grão em diferentes temperaturas de deformação (900°C, 1000°C e 1100°C) provenientes de um modelo para a descrição da recristalização dinâmica (DRX) de um aço inoxidável AISI 316 LN proposto por Wang *et al.* (2016) que foi implementado no software QFORM versão 10.2.4, de forma que esses valores obtidos foram confrontados com os adquiridos de maneira experimental.

O material escolhido foi o aço inoxidável AISI 316L, cuja importância do controle microestrutural atrelado ao trabalho a quente é justificada pela sua natureza

austenítica e necessidade de atingir especificações com relação ao seu comportamento mecânico. Nessa situação, o material não passa por transformação de fase durante tratamento térmico e é submetido, então, a um endurecimento por refino de grão durante a conformação a quente (ex: laminação a quente) via mecanismos de amaciamento atuantes (GUO-ZHENG, 2013).

Discutidas as motivações e contexto geral que envolvem o presente trabalho, destaca-se de maneira resumida os principais objetivos dele: 1) Criar a simulação por elementos finitos no software QFORM para implementação do referido modelo para aplicação na laminação a quente de uma chapa; 2) Verificar a representatividade do modelo proposto por Wang *et al.* (2016) para a recristalização dinâmica durante a laminação a quente do aço AISI 316L adotado no atual projeto; 3) Analisar a microestrutura recristalizada obtida experimentalmente determinando o tamanho de grão recristalizado e possível mecanismos envolvidos na recristalização.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA E REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aço inoxidável austenítico AISI 316/316L

Dentre as diferentes classes de aços inoxidáveis, os austeníticos são empregados com maior frequência por apresentarem, em geral, um intervalo de temperatura de serviço largo, incluindo uma ótima performance criogênica, conformabilidade, ductilidade, soldabilidade, boa resistência à corrosão e caráter não-magnético quando recozidas. A adaptação dessas e demais propriedades, como a taxa de encruamento, são a motivação para a incorporação dos elementos nas diferentes ligas dessa classe, todavia, é importante notar o papel do Ni como um elemento que promove uma melhor resistência à corrosão, além de ter um efeito austenitizante (LLEWEUYN; HUDD, 2004; MCGUIRE, 2008; AALCO, 2013). Essa característica corresponde à estabilização da austenita (fase com estrutura cúbica de face centrada, CFC) para uma maior faixa de composições e temperaturas.

Destacam-se dois materiais de dado grupo, o 304 e AISI 316, que correspondem à grande parte da demanda comercial pelos aços inoxidáveis. A diferença principal entre os dois é a adição de Mo, aumentando a resistência à corrosão em ambientes clorados no caso do AISI 316 (LLEWEUYN; HUDD, 2004; AALCO, 2005). A Tabela 1 mostra composição típica de um aço AISI 316.

Tabela 1 – Composição do aço inoxidável AISI 316 em %p. (AZOM, 2005).

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
mín	0	0	0	0	0	16,50	2,00	10,00	Balanço
máx	0,07	2,00	1,00	0,05	0,02	18,50	2,50	13,00	Balanço

O referido material é com frequência submetido a etapas de conformação mecânica como a estampagem e laminação a frio ou a quente que permitem a obtenção, muitas vezes envolvendo soldagem, de produtos como tanques, equipamentos do setor alimentício, trocadores de calor, entre outros (AZOM, 2005).

Há algumas alternativas ao aço inoxidável AISI 316, representadas por diferentes classes como o AISI 316L (baixo carbono) e AISI 316LN (grau nuclear). O

primeiro entre esses dois se diferencia por um teor de carbono máximo de 0,03 %p., promovendo uma maior resistência ao fenômeno de sensitização (AALCO, 2005). Em sequência, temos o AISI 316LN, cuja composição inclui uma baixa quantidade de carbono, como o AISI 316L (máximo de 0,03 %p.), e uma presença de nitrogênio entre 0,10-0,30 %p. responsável por possibilitar uma maior resistência mecânica via endurecimento por solução sólida, além de também contribuir contra a sensitização (AZOM, 2013). As diferenças abordadas podem ser vistas nas Tabelas 2 e 3.

Tabela 2 – Composição de um aço inoxidável AISI 316L em %p. (AALCO, 2005)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
mín	0	0	0	0	0	16,50	2,00	10,00	Balanço
máx	0,03	2,00	1,00	0,05	0,02	18,50	2,50	13,00	Balanço

Tabela 3 – Composição de um aço inoxidável AISI 316LN em %p. (AZOM, 2013)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Fe
mín	0	0	0	0	0	16,00	2,00	10,00	0,10	Balanço
máx	0,03	2,00	1,00	0,045	0,03	18,00	3,00	14,00	0,30	Balanço

2.2 Conformação mecânica em alta temperatura e fenômenos relacionados

2.2.1 Princípios do encruamento, recuperação e recristalização em metais

A conformação é uma etapa de grande importância para a obtenção não somente de uma peça ou componente com uma desejada forma, mas também uma oportunidade de controlar a microestrutura do material e garantir propriedades adequadas à aplicação visada. Ao optar por uma temperatura abaixo de aproximadamente 40% da temperatura de fusão, a taxa de deformação em níveis convencionais não apresenta impacto notável na curva de tensão-deformação e prevalece o encruamento (VERLINDEN, 2007). Esse é atrelado ao aumento da densidade de discordâncias e interação delas com outras discordâncias e barreiras em sua microestrutura que dificultam ou impedem seus movimentos e promovem um

grande aumento na resistência mecânica ao longo do processo de deformação plástica. No entanto, a citada predominância do encruamento não se mantém para todas as temperaturas, alterando-se para valores superiores quando acima de 40% da temperatura de fusão (DIETER; BACON, 1976). Dada influência e comportamentos típicos são demonstrados na Figura 1, que indica a ativação térmica da recuperação (DRV) e recristalização dinâmicas (DRX), chamadas também de mecanismos de amaciamento (GUO-ZHENG, 2013; DIETER; BACON, 1976).



Figura 1: Fenômenos relacionados à deformação em diferentes condições de temperatura e suas contribuições para a alteração da resistência mecânica. Adaptado de (GUO-ZHENG, 2013).

Referidos mecanismos são essenciais para evitar a perda excessiva de ductilidade promovida pelo encruamento à medida que geram um ganho em termos dessa propriedade e uma redução adequada da resistência mecânica.

De maneira geral, a recuperação ocorre devido à mobilidade das discordâncias, que se arranjam em estruturas de menor energia, como em estruturas celulares e subgrãos com contornos de baixo ângulo (LAGBs) cujo processo de formação é chamado de poligonização, ou se aniquilam quando interagem com outras discordâncias de sinal oposto. Em adição, a recristalização (RX) é relacionada ao acúmulo de discordâncias geradas com o encruamento até que se atinja uma densidade crítica desses defeitos, fator este que atua como força motriz para a RX e conseqüente geração de novos grãos livres de deformação. Quando esses eventos

são promovidos, partindo-se de uma peça já conformada a frio e em um contexto de tratamento térmico de recozimento (resfriamento controlado) ou normalização (resfriamento ao ar), é dito que eles são fenômenos estáticos. Por outro lado, a recuperação e recristalização dinâmica ocorrem quando o material já aquecido é deformado, configurando uma situação na qual há uma competição entre o encruamento e processos de amaciamento. A microestrutura resultante de tal competição reflete não somente o fenômeno que prevalece, mas também o mecanismo pelo qual ele ocorreu. Para a DRX, são considerados três mecanismos que serão discutidos na seção seguinte (2.2.2) e cujas características microestruturais esperadas são ilustradas pela Figura 2 (GUO-ZHENG 2013; HUANG; LOGÉ, 2016).

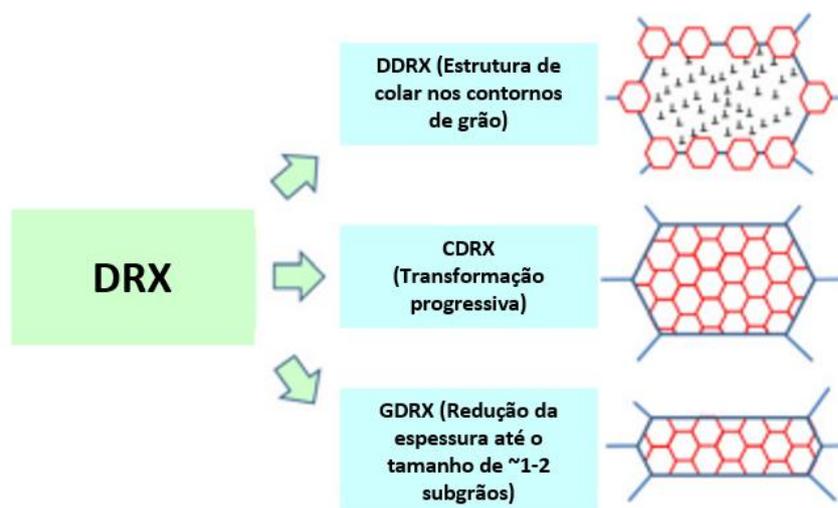


Figura 2: Representação dos três mecanismos da DRX e os aspectos microestruturais gerais esperados para cada um deles. Adaptado de (HUANG; LOGÉ, 2016).

Vale destacar que o comportamento mecânico retratado na Figura 1 para os processos de conformação a quente são marcados por uma dependência da taxa de deformação de acordo com a Figura 3, referente à recristalização em especial. Nota-se também a presença de um estado constante para grandes deformações para ambas DRV e DRX referente ao equilíbrio dinâmico entre o número de discordâncias geradas por encruamento e o número de discordâncias “consumidas” para a nucleação ou crescimento de novos grãos e acomodadas ou aniquiladas.

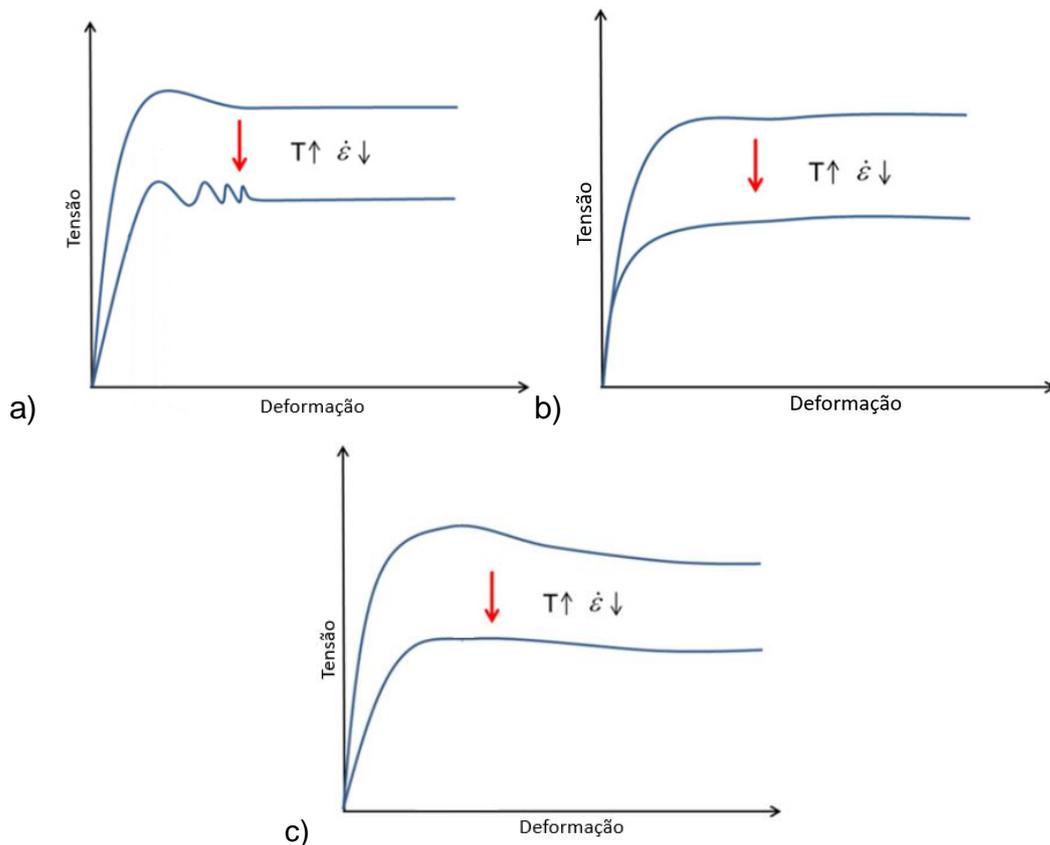


Figura 3: Dependência geral da tensão com relação à temperatura (T) e à taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) para diferentes tipos de DRX: a) DDRX; b) CDRX; c) GDRX. Adaptado de (HUANG; LOGÉ, 2016)

Assim, nota-se que há uma tendência geral à diminuição das tensões envolvidas para temperaturas maiores e taxas de deformação menores, fatores que contribuem para os fenômenos de amaciamento, assim como facilitam o processo de conformação mecânica.

2.2.2 Recristalização dinâmica

A recristalização dinâmica convencional ou descontínua (DDRX) é o tipo mais estudado entre os 3 indicados nas Figuras 2 e 3 e tem seu início associado a uma deformação crítica ou densidade de discordância crítica atingida em temperaturas de deformação elevadas. Ela é tipicamente presente em materiais com média e baixa energia de falha de empilhamento (EFE), promovendo uma menor mobilidade das discordâncias e conseqüente capacidade reduzida da DRV em ser o principal mecanismo de amaciamento (GUO-ZHENG, 2013; HUANG; LOGÉ, 2016).

A DDRX é conhecida por apresentar etapas claras de nucleação e crescimento de grãos recristalizados. A nucleação ocorre próximo aos contornos do grão deformado por meio do abaulamento ou flutuações neles induzidas por deformação devido a incompatibilidades entre os grãos, formando sítios para o surgimento de uma “estrutura de colar” de novos grãos originados ao longo desses contornos de alto ângulo. É interessante ressaltar também a possível conexão entre o aparecimento dos múltiplos picos expressa na Figura 3a) com a taxa e a temperatura de deformação. Dada periodicidade demonstra a ocorrência de ciclos de deformação-recristalização e permite concluir, em caso de vários picos, que a cinética de RX é tal que este fenômeno é completado antes que sejam geradas o tanto de discordâncias necessárias para promover a formação de novos grãos e começo de outro ciclo. Para picos únicos, a referida cinética é mais lenta, levando à superposição de ciclos ou, em outras palavras, o número de discordâncias geradas é suficientemente elevado para motivar a nucleação de novos grãos antes da recristalização original ser completada (95% de fração recristalizada) (SICILIANO, 2006).

Por outro lado, a recristalização dinâmica contínua (CDRX) é verificada para metais com alta EFE, para os quais a DRV é um mecanismo mais favorecido, contribuindo para que a nucleação não ocorra da maneira típica reportada anteriormente para a DDRX. O surgimento de grãos não deformados é consequência de uma evolução dos contornos de baixo ângulo, associados aos subgrãos formados ao longo do grão pela recuperação, a contornos de alto ângulo enquanto os LAGBs acumulam mais discordâncias (HUANG; LOGÉ, 2016).

A recristalização dinâmica geométrica (GDRX), por fim, apresenta um mecanismo atrelado à mudança geométrica dos grãos com a deformação do material. Isso é verificado pelo seu alongamento e redução da espessura até que esta atinja um valor equivalente a 1-2 subgrãos. Trata-se de um fenômeno observado principalmente para materiais com alta EFE em condições de alta temperatura e baixa taxa de deformação (HUANG; LOGÉ, 2016).

Além dos efeitos atrelados à EFE explicitados até então, é importante ressaltar a influência de outros parâmetros com relação à recristalização dinâmica, principalmente a DDRX. Um tamanho de grão inicial (D_0) reduzido representa um maior número de sítios de nucleação com uma maior cinética associada, indicando também uma possível relação com o aparecimento de múltiplos picos nas curvas de tensão em função da deformação (SAKAI; JONAS, 1984, 2014). Ademais, foram

apresentados indícios de que o mecanismo de recristalização pode ser alterado para diferentes valores desse fator (DEHGHAN-MANSHADI; HODGSON, 2008).

O efeito de partículas de segunda fase é correlacionado a uma diminuição na cinética de recristalização e crescimento de grão à medida que reduzem a mobilidade dos contornos de grão. No entanto, partículas maiores podem representar uma aceleração em tal cinética, uma vez que podem atuar como substratos para a nucleação heterogênea dos novos grãos (HUANG; LOGÉ, 2016). A aceleração citada é justificada pela diminuição da barreira energética envolvida no aparecimento de um núcleo estável mostrada na Figura 4.

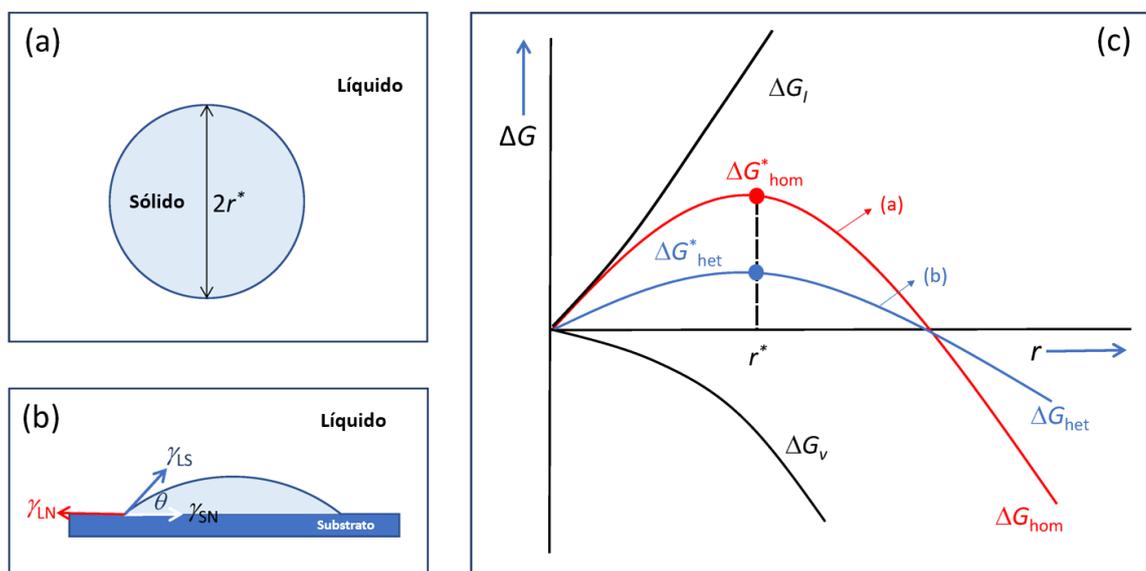


Figura 4: Esquema para representação da diminuição da barreira energética (c) em caso de nucleação heterogênea, em a), e homogênea, em b). Efeito esse que promove uma cinética mais rápida para a nucleação. Adaptado de (FAN et al., 2022).

Por último, cabe lembrar que a microestrutura resultante típica para os três mecanismos de DRX foram apresentadas na Figura 2 (seção 2.2.1).

2.3 Equações constitutivas e modelos para a recristalização dinâmica.

2.3.1 Modelagem do comportamento mecânico e DRX

Para a devida simulação do processo de laminação a quente de uma chapa de aço inoxidável AISI 316L é preciso adotar um modelo matemático capaz de

representar precisamente as consequências de tal etapa de conformação nas propriedades de interesse de dado material. A referida propriedade em foco é o tamanho de grão recristalizado cujo valor, para os parâmetros de laminação considerados na simulação, seria comparado com o valor empírico correspondente à temperatura de deformação implementada.

Nesse contexto, Wang *et al.* (2016) propôs a utilização do parâmetro de Zener-Hollomon, indicado na Equação (1), para a descrição dos efeitos da taxa e temperatura de deformação durante um processo de conformação a quente. Seguiu-se com a relação de tal taxa com a tensão de acordo com a Equação (2) para a obtenção da equação constitutiva expressa pela Equação (3).

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \left[\frac{1}{A} \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad (3)$$

Sendo que, R é a constante dos gases (8,314 J/mol⁻¹ K⁻¹) e as variáveis Q, α, n e A são constantes do material obtidas experimentalmente por meio do ajuste das retas associadas geradas pela aplicação de logaritmo neperiano (ln) nas Equações (2), (4) e (5). Essas últimas duas são válidas para quando ασ < 1,2 e ασ > 1,2 respectivamente e as variáveis n₁, A₁ e A₂ são constantes do material. Vale destacar que α, β e n₁ podem ser relacionadas pela Equação (6).

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (4)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (5)$$

$$\alpha = \frac{\beta}{n_1} \quad (6)$$

Os mesmos autores escolheram uma equação de Avrami modificada como está indicado na Equação (7) para descrever a fração recristalizada (X_{drx}). Nela, ε_c é a deformação crítica para o início da DRX e ε_{0.5} (Equação (8)) é a deformação correspondente a 50% de X_{drx}. Esse parâmetro também pode ser obtido pela Equação

(9), caso a deformação aplicada esteja entre a deformação de pico e a deformação em estado estacionário.

$$X_{drx} = 1 - \exp\left[-\beta_0 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^k\right] \quad (7)$$

$$\varepsilon_{0.5} = a_4 d_0^h \dot{\varepsilon}^m \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

$$X_{drx} = \frac{\sigma - \sigma_c}{\sigma_s^A - \sigma_s^B} \quad (9)$$

Sendo que σ_c é a tensão crítica, σ_s^A pode ser aproximada para a tensão de pico e σ_s^B é a tensão do estado estacionário durante DRX em um material deformado a quente.

Assim, da mesma forma como foi feito para encontrar as constantes da Equação (4), é possível obter os valores das correspondentes constantes aplicando o logaritmo neperiano (ln) nas Equações (7) e (8) ao avaliar os ajustes das retas associadas aos pontos adquiridos experimentalmente.

Ademais, o tamanho de grão no estado estacionário (constante) é calculado pela Equação (10) em sequência com a_5 e u como constantes do material.

$$d_{drx} = a_5 Z^u \quad (10)$$

2.3.2 Alternativa para descrição do comportamento mecânico

Outra abordagem foi proposta por M. Razali (2021), apontando para a possibilidade de modelar o comportamento mecânico com equações de forma fechada demonstradas nas Equações (11) a (17).

$$\sigma = \sigma_p \left[\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right) \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \right]^{C_h} \quad ; \varepsilon \leq \varepsilon_p \quad (11)$$

$$\sigma = \sigma_p + (\sigma_p - \sigma_s) \exp\left[C_s \left(\varepsilon - \frac{\varepsilon_p}{2} - \frac{\varepsilon^2}{2\varepsilon_p} \right) \right] \quad ; \varepsilon \geq \varepsilon_p \quad (12)$$

Para

$$C_h = h_1 T + h_2 \dot{\varepsilon} + h_3 \quad (13)$$

$$C_s = s_1 T + s_2 \dot{\varepsilon} + s_3 \quad (14)$$

$$\varepsilon_p = a_1 \dot{\varepsilon}^{(a_3 T + a_4)} + e^{\left(\frac{a_2}{T a_6}\right)} + a_5 \quad (15)$$

$$\sigma_p = b_5 + b_1 \dot{\varepsilon}^{(b_2 + b_3 T^{b_6})} \varepsilon_p^{b_7} \left(e^{\frac{b_4}{T}} + b_8 T \right) \quad (16)$$

$$\sigma_s = c_5 + c_1 \dot{\varepsilon}^{(c_2 + c_3 t^{a_6})} \varepsilon_p^{c_7} \left(e^{\frac{c_4}{T}} + c_8 T \right) \quad (17)$$

Os termos a_i , b_i , c_i e h_i ($i = 1, 2, 3, \dots$) são constantes do material obtidas pelo ajuste de curvas experimentais.

Vale destacar que ainda existem outros tipos de modelos que podem ser usados para a descrição da evolução da tensão em relação aos três principais parâmetros de conformação mecânica: nível de deformação, taxa de deformação e temperatura. Porém, a apresentação destes modelos foge do escopo principal deste trabalho.

2.4 Introdução à simulação por elementos finitos

O método de elementos finitos (FEM) é uma abordagem para a solução de problemas que podem ser descritos por equações diferenciais ou formulados como minimização de funcionais. Consiste em dividir um domínio ou espaço (ex: objeto) em um certo número definido de pequenas partes (elementos) conectadas por nós, cujo comportamento pode ser descrito de maneira mais simples em comparação com a tentativa de olhar para a totalidade do sistema em questão. Nesse âmbito, é necessário adotar métodos numéricos para aproximação das resoluções quando se trabalha com geometrias complexas.

O referido método é utilizado então para a realização de análises de elementos finitos (FEA) à medida que segue algumas etapas gerais:

- 1) Criação da geometria;
- 2) Definição do material em termos de composição/propriedades e condições de contorno;
- 3) Discretização ou “*Meshing*” envolvendo a escolha da geometria dos elementos e separação da geometria criada anteriormente em pequenas partes cujo conjunto é a malha;
- 4) Resolução do sistema de equações partindo-se de um sistema geral (matriz) que inclui as equações de cada elemento e grupos de elementos matriciais que representam as interseções (nós) entre eles, que devem obedecer ao princípio da

continuidade;

5) Pós-processamento capaz de transformar os resultados gerados em algo mais facilmente interpretável;

6) Iteração para melhoria, adaptações ou mudanças nas condições até então aplicadas (ex: malha fina/grossa, condições de contorno, geometria, etc.).

Assim, fica clara a potencialidade de ambos FEM e FEA para a obtenção de resultados ou previsões que permitam a simulação da evolução de fenômenos e grandezas físicas associadas em cenários que empregam componentes de geometria complexa, envolvem diferentes propriedades do material ou problemas de difícil resolução. Nesse último caso, a divisão da análise do corpo todo para algo focado em elementos e a adoção de condições de contorno permitem a simplificação das equações correspondentes a, por exemplo, equações lineares (MURAD, [s.d.]).

Dentro deste escopo, faz-se necessário destacar a importância fundamental de se ter uma base de dados eficaz e que descreva de forma correta o comportamento do material a ser analisado. Adicionalmente aos modelos e equações utilizadas, as propriedades e o comportamento do material a ser analisado deve estar em consonância com os parâmetros utilizados na simulação.

2.5 Leis do atrito

O atrito é um parâmetro fundamental para os processos de conformação mecânica de metais e ligas, pois a descrição da interação entre a ferramenta e o material a ser conformado é crucial tanto para a descrição das cargas envolvidas ao longo do processo de deformação, bem como no acabamento superficial e possível presença de defeitos no produto final.

A simulação de qualquer processo de conformação mecânica por meio do software QForm requer a definição da lei ou modelo do atrito para a criação do processo de conformação desejado. Assim, toma-se a oportunidade de discorrer sobre algumas características principais das opções de modelos disponibilizadas pelo software. No caso, atenta-se aos seguintes modelos ou leis:

- 1) Coulomb ou Amonton-Coulomb: em que a força de atrito é independente da área de contato, proporcional à força normal e apresenta um comportamento linear até um ponto máximo;
- 2) Coulomb-Siebel: a força de atrito é definida da mesma maneira como definida pela lei de Coulomb, mas seu valor máximo é limitado por uma tensão de cisalhamento crítica;
- 3) Levanov: considera forças de atrito não-lineares em função da tensão de contato, sendo um modelo mais complexo do que os descritos anteriormente (DIXIT *et al.*, 2021; GÜNER *et al.*, 2016).

Vale destacar que o comportamento do segundo modelo apresentado é uma combinação entre a linearidade proposta pelo primeiro (Amonton-Coulomb) seguido de uma constância ou independência das forças de atrito em termos da tensão de contato (normal) que poderia ser associada ao modelo de Tresca. Além da não linearidade da terceira opção indicada, essas duas últimas alternativas se diferenciam pela transição abrupta (Coulomb-Siebel) e não-abrupta (Levanov) entre as porções constantes das curvas que ilustram seus equacionamentos (DIXIT *et al.*, 2021).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

O objeto de estudo em questão é uma chapa de aço inoxidável AISI 316L de espessura 4,42 mm cuja composição é expressa na Tabela 4 e que pode ser classificada como um aço inoxidável AISI 316L, como explicado adiante.

Tabela 4 – Composição do material analisado em %p.

C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Nb	Pb	B
0,0208	1,3089	0,4931	00366	0,0026	16,561	0,0524	0,0119	0,0013	0,0012

Ti	Sn	W	Ca	N ₂	O ₂	Ni	Mo	Al	Cu	Co
0,0042	0,0061	0,035	8x 10 ⁻⁴	3 x 10 ⁻²	2 x 10 ⁻³	10,0593	2,0324	0,0026	0,2482	0,2482

Ao analisar as quantidades apresentadas na Tabela 4 em comparação com os dados apresentados nas Tabelas 2 e 3 para o aço inoxidável AISI 316L e AISI 316LN respectivamente, é possível afirmar que a liga fornecida pela APERAM apresenta um baixo teor de C e um teor de N inferior ao mínimo indicado para o AISI 316LN, aproximando-se, portanto, do AISI 316L. Além disso, cabe indicar que a chapa recebida já havia sido laminada.

3.2 Métodos

3.2.1 Procedimento experimental

A chapa de aço inoxidável foi cortada em um total de 7 amostras, das quais 4 foram utilizadas para a análise do tamanho de grão inicial (D_0). Vale destacar que a análise do tamanho de grão inicial é fundamental para uma correta descrição do processo no software de simulação por elementos finitos. Além da condição sem tratamento térmico, foram escolhidas as temperaturas $T_1 = 900^\circ\text{C}$, $T_2 = 1000^\circ\text{C}$ e $T_3 = 1100^\circ\text{C}$, respeitando a conservação do forno empregado e mantendo-se no

intervalo de temperaturas testadas por Wang *et al.* (2016). Dadas peças foram submetidas, cada uma, a um aquecimento às suas respectivas temperaturas de laminação e mantidas no forno por 30 minutos para homogeneização e seguinte resfriamento em água quando passados aproximadamente 5 segundos da retirada da peça do forno. Esse período adicional foi adotado com o intuito de considerar o calor perdido durante o transporte da amostra até o laminador. Esta etapa de avaliação foi realizada para simular e quantificar o crescimento de grão a que a chapa será submetida durante o seu processo de aquecimento logo antes do processo de laminação.

O próximo passo foi realizar o mesmo procedimento com as outras 3 amostras destinadas à laminação a quente. Para esta etapa, foi utilizado um laminador duo reverso da marca FENN com velocidade de rotação de 52 rpm e diâmetro de 13,37 cm. A Figura 5 ilustra o equipamento citado. As chapas foram homogeneizadas em suas devidas temperaturas de homogeneização pré-definidas e foi aplicado apenas um passe de laminação com redução de espessura aproximada de 25%. Após o processo de laminação, as amostras foram imediatamente resfriadas em água para que não houvesse tempo de ocorrência de fenômenos estáticos de recuperação e/ou recristalização. Desta forma, todo o procedimento experimental visou a garantir que houvesse apenas o fenômeno de DRX, minimizando ao máximo um potencial crescimento de grão posterior ao processo.



Figura 5: Laminador FENN com rolos cilíndricos de 13,37 cm de diâmetro e velocidade de rotação de 52 rpm utilizado para a laminação das amostras tratadas termicamente a T1, T2 e T3.

Para a avaliação do tamanho de grão, foi realizada a metalografia de uma das superfícies laminadas (maior área) das amostras, começando com lixamento (240, 320, 400, 600 e 2000) seguido do polimento em sílica coloidal (0,06 μm), ataque eletrolítico (10% ácido oxálico + 90% água destilada, 20 V e 1 A/cm²) e obtenção das imagens associadas com o emprego de um microscópio ótico para ambos os conjuntos de amostras apresentados. Assim, obtendo-se os valores de tamanho de grão inicial (D_0) e após o processo de laminação a quente (d_{dix}).

Ressalta-se que uma amostra adicional na condição sem tratamento térmico da chapa foi separada para a realização de um ensaio de difração de raio-X ($\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$, 25 mA, 40 kW) com varredura de 15-90° para verificar a possível presença de ferrita- δ , fase esta que pode influenciar a DRX.

Por fim, as amostras das chapas destinadas à laminação foram cortadas de acordo com a Figura 6 após sua conformação mecânica, resultando em três amostras retangulares retiradas da região central.



Figura 6: Região escolhida para amostragem das chapas laminadas nas 3 condições ($T_1 = 900^\circ\text{C}$, $T_2 = 1000^\circ\text{C}$, $T_3 = 1100^\circ\text{C}$) indicadas pelas setas vermelhas.

3.2.2 Simulação do processo de laminação a quente por elementos finitos

Foi empregado o software QForm versão (10.2.4) para a modelagem do processo de conformação estudado de acordo com o equacionamento proposto por Wang *et al.* (2016) para um aço inoxidável AISI 316LN expresso pelas Equações (19), (20) e (21). Em referido trabalho, tanto o comportamento mecânico quanto a cinética ou fenômeno de recristalização dinâmica são descritos em termos de uma equação

constitutiva baseada no parâmetro de Zener-Hollomon e uma equação de Avrami respectivamente. Logo, têm-se as seguintes equações cujos parâmetros foram obtidos pelo mesmo autor (Wang *et al.*, 2016).

Para o comportamento mecânico durante conformação a quente:

$$\sigma = \frac{1}{0,00785} \left[\left[\frac{1}{1,139 \cdot 10^{15}} \cdot \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{420677}{8,314 \cdot T}\right) \right]^{\frac{1}{5,33}} \right] \quad (19)$$

Para a descrição da cinética da recristalização dinâmica:

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[0,887 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{3,417} \right] \quad (20)$$

Para o tamanho de grão recristalizado:

$$d_{DRX} = 20975,492 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,19324} \cdot \exp\left(\frac{-81292}{8,314 \cdot T}\right) \quad (21)$$

Ressalta-se que A, α , n, k e β_0 são constantes do material enquanto ε_c e $\varepsilon_{0,5}$ são a deformação crítica para a recristalização e para 50% de fração recristalizada respectivamente.

Outra consideração feita de acordo com o artigo citado nesta seção (Wang *et al.*, 2016). foi quanto à relação entre a deformação de pico ε_p e a deformação crítica, indicada na equação (22).

$$\varepsilon_c = 0,5 \cdot \varepsilon_p \quad (22)$$

O sistema criado no software QForm é constituído de dois rolos cilíndricos com 133,7 mm de diâmetro e uma chapa de 60 x 55 x 4,2 mm, dimensões aproximadas das chapas laminadas experimentalmente, como ilustrado na Figura 7. A disposição dos rolos foi pensada com o intuito de promover uma redução de aproximadamente 1 mm na espessura da amostra laminada (equivalente a 25% de redução na espessura).

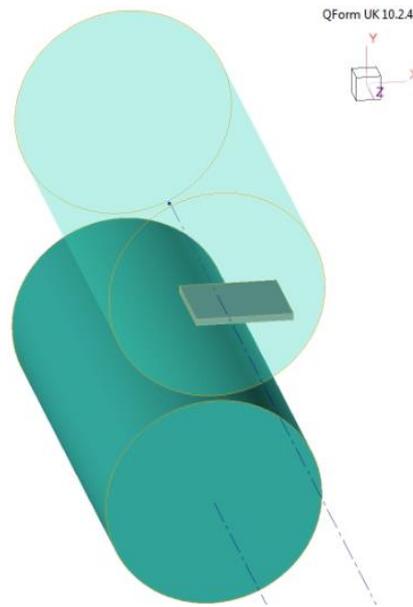


Figura 7: Geometria do sistema criado para a modelagem da laminação a quente no software QForm.

A seguir, procedeu-se com os inputs necessários para o cálculo da simulação:

- 1) Foi escolhida a lei de atrito de Coulomb-Siebel, como também adotado por Orowan *et. al* (1943) para a simulação da laminação;
- 2) Definiu-se o material dos rolos como H13 HRC50, sua velocidade de rotação como 52 rpm e temperatura de 20°C;
- 3) Estabeleceu-se a temperatura da peça a ser laminada assim como o tamanho de grão inicial (D_0) em microns obtido por metalografia da amostra que passou por tratamento térmico na mesma temperatura.

Por fim, é ressaltado que as malhas iniciais geradas, em especial na peça a ser laminada, eram compostas por um total de 4598 elementos tetraédricos. A malha criada pode ser visualizada na Figura 8 que exemplifica também o resultado em termos de temperatura da peça após um período de resfriamento de 5 segundos criado na simulação como uma etapa antes da laminação ao considerar o tempo necessário para levar a peça do forno ao laminador durante a execução do procedimento experimental.

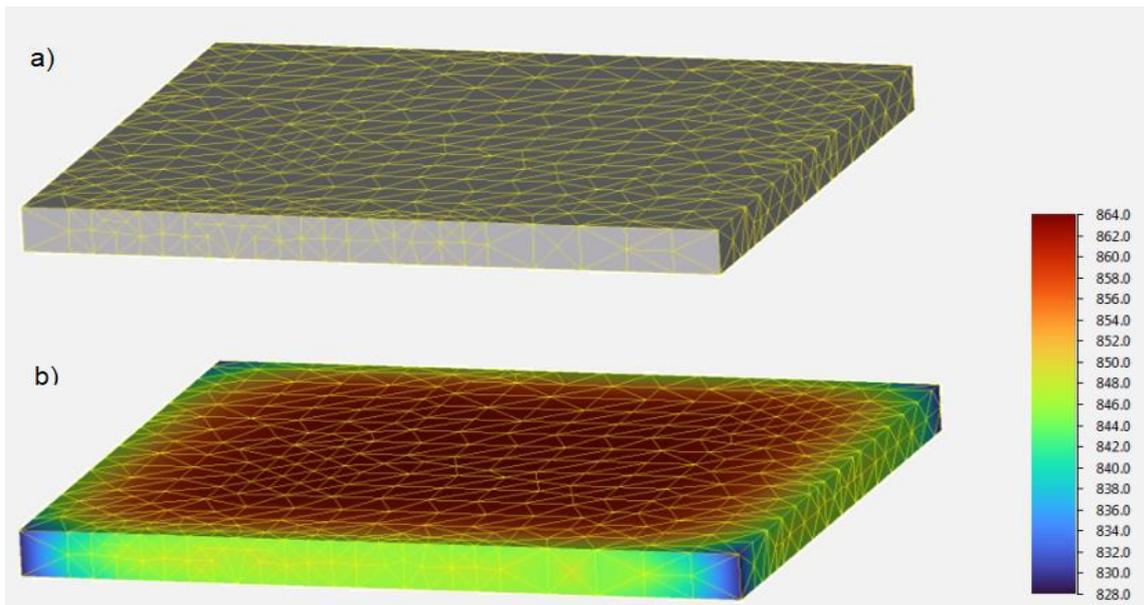


Figura 8: a) Peça a ser laminada criada no software QForm com malha já definida; b) Temperatura após 5 segundos de resfriamento antes da laminação para uma temperatura de tratamento térmico de 900°C.

3.2.3 Fluxograma geral para os materiais e métodos

Um resumo das etapas gerais citadas e da composição em termos dos principais elementos da liga estudada é apresentado na Figura 9.

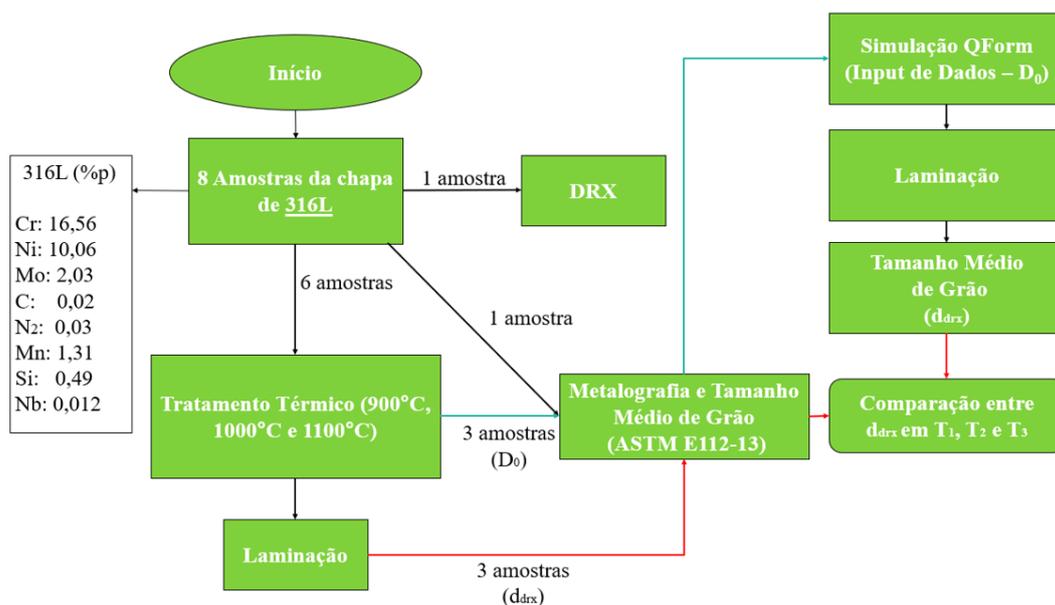


Figura 9: Materiais e etapas gerais adotadas para o trabalho atual

4 RESULTADOS E DICUSSÕES

4.1 Difração de raios-X e micrografia das amostras sem tratamento térmico

Durante o resfriamento ou deformação de um aço inoxidável austenítico podem estar presentes as fases ferrita- δ ou mesmo martensita. Nesse cenário, foi realizado o ensaio de difração de raios-X para a verificação da presença de tais fases, cujo padrão associado foi retirado da base ICSD, em uma das duas amostras referentes à condição sem tratamento térmico (chapa conforme recebida) denominadas nessa seção como amostra 0. A indexação dos diagramas resultantes está indicada pela Figura 10.

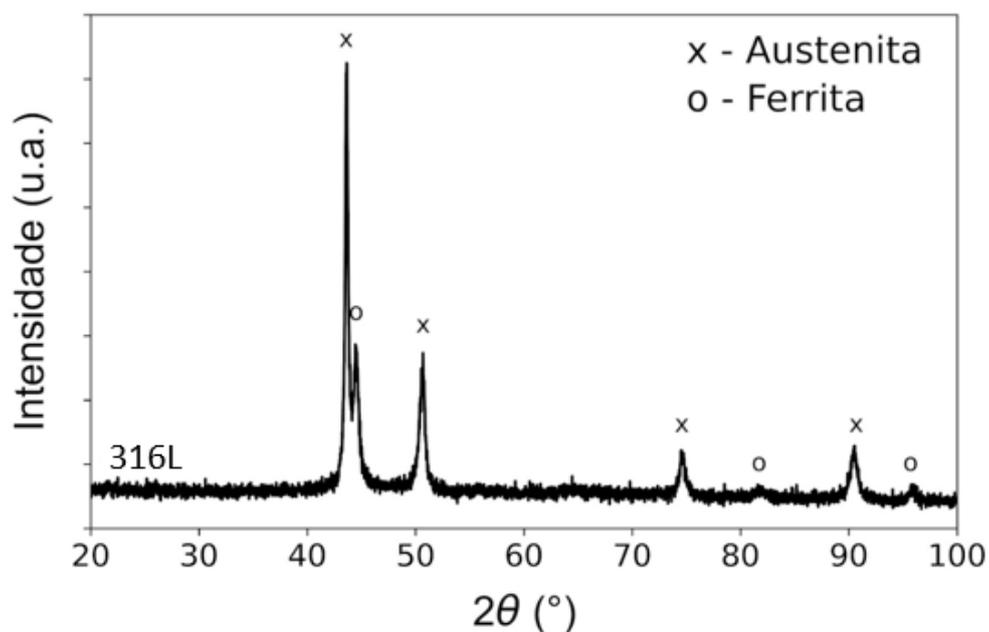


Figura 10: Difratograma da amostra 0 (chapa conforme recebida) indexado considerando os padrões de difração da austenita e ferrita compostas somente por Fe.

Portanto, a partir do difratograma obtido, é possível verificar a presença majoritária da austenita na microestrutura, com a indicação da presença de ferrita, possivelmente devido à ainda presença de ferrita- δ , comum a estes materiais mesmo após o tratamento térmico de austenitização em temperaturas elevadas. A presença da ferrita- δ é importante de ser destacada pois pode influenciar no processo de recristalização dinâmica da austenita após o processo de deformação a quente. Vale ressaltar que os modelos usados apenas preveem o comportamento da austenita na

microestrutura.

Ainda tratando-se da presença de martensita no material em estudo, foi possível identificar alguns sinais de sua possível formação nas imagens obtidas por metalografia e ataque eletrolítico (explicado na seção 3.2.1.1) em sequência (Figura 11). Refere-se às múltiplas marcas paralelas distinguíveis em alguns grãos que marcam a possibilidade da formação da martensita induzida por deformação, comum a estes aços inoxidáveis (TEIXEIRA, 2023).

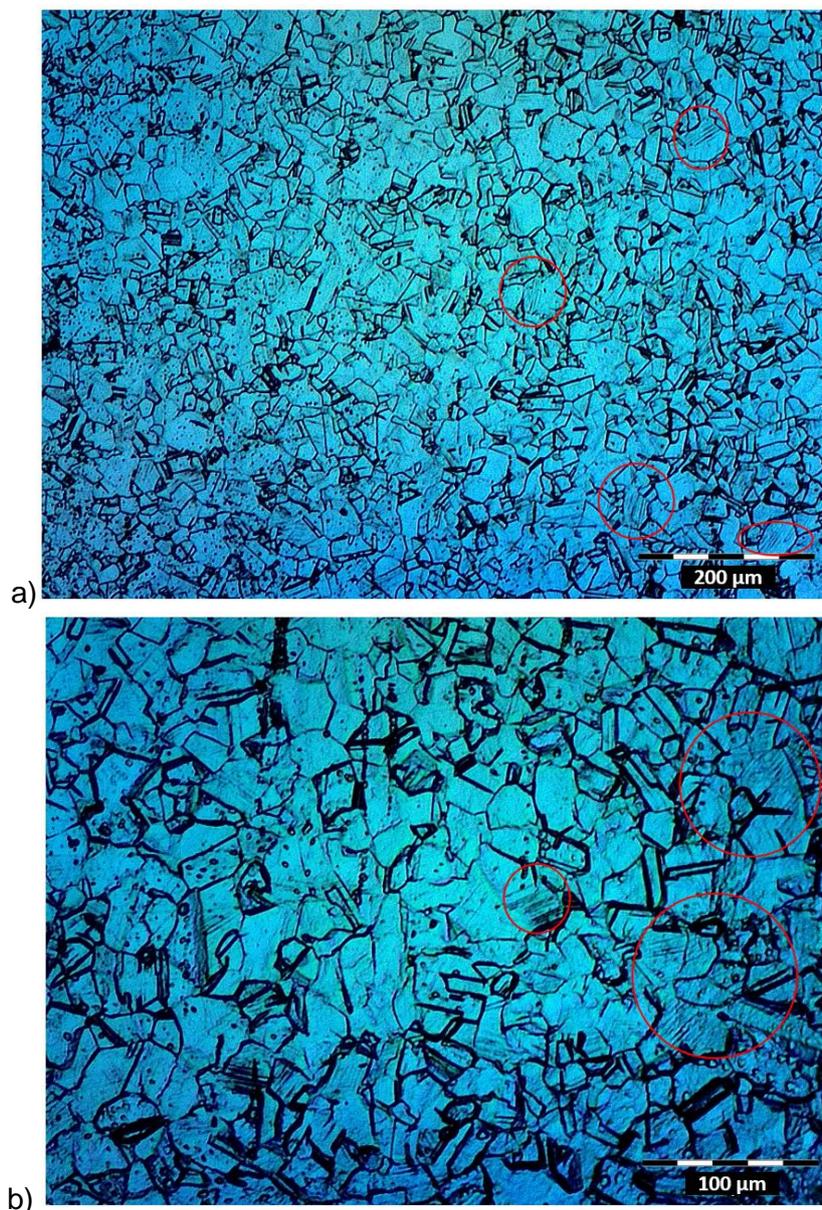


Figura 11: Micrografia da amostra 0 em a) 50x e b) 100x, indicando em vermelho os sinais de deformação que podem ser associados à formação de martensita induzida por deformação (efeito TRIP).

4.2 Comparação entre a simulação por elementos finitos e o processo de laminação

Os resultados da etapa prática do projeto envolveram as micrografias adquiridas com o uso de microscópio ótico de todas as 7 amostras descritas na seção de procedimento experimental.

Dessas imagens, objetivou-se verificar uma concordância entre o comportamento previsto pelo equacionamento que constitui o modelo proposto por Wang *et al.* (2016). Portanto, destaca-se neste primeiro momento uma comparação entre as tendências previstas pela equação (22), elaborada pelo autor citado partindo-se da análise do comportamento mecânico de um aço inoxidável AISI 316LN cuja composição é expressa na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição do aço inoxidável AISI 316LN em %p analisada para a obtenção das constantes que compõem as equações constitutivas utilizadas no trabalho atual (Wang et al., 2016).

C	N	Ni	Cr	Mo	Nb	Si	Mn	P	S	Cu	Co
0,01	0,12	13,12	17,18	2,23	0,0654	0,24	1,3	0,0194	0,0034	0,12	0,01

Espera-se que o tamanho de grão recristalizado seja maior com o aumento da temperatura de deformação, implicação esta demonstrada pelo gráfico criado por Wang *et al.* (2016) na Figura 12.

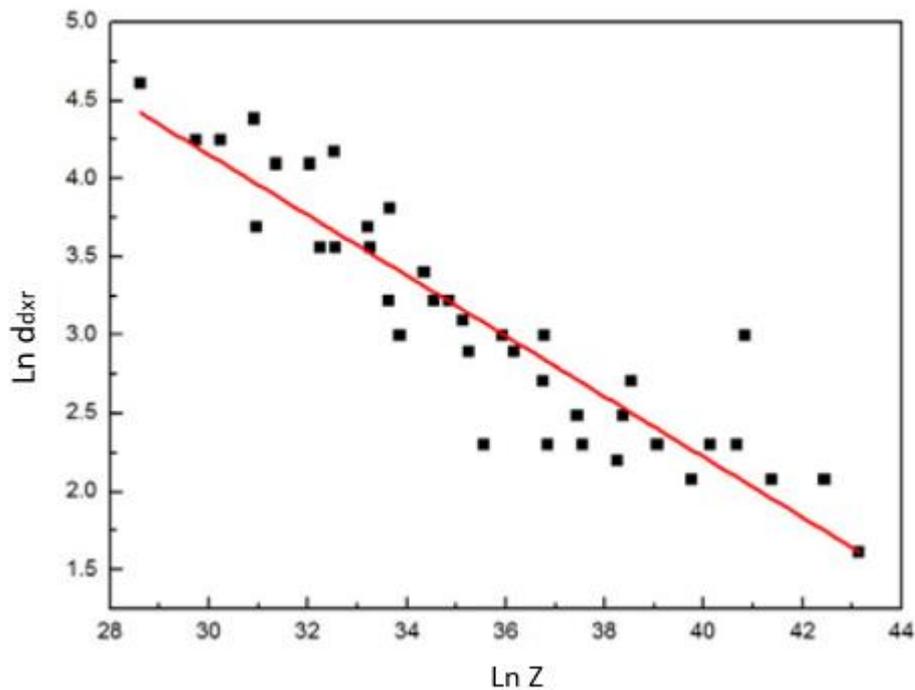


Figura 12: Relação entre o tamanho de grão recristalizado e o parâmetro de Zener-Hollomon. Adaptado de (Wang et al., 2016).

Por meio de uma análise qualitativa das imagens obtidas por metalografia apresentadas nas Figura 13, para as amostras laminadas nas três temperaturas consideradas (900°C, 1000°C e 1100°C), é possível notar uma clara diferença no tamanho de grão após a deformação a quente. Percebe-se que foi expressa uma tendência a grãos maiores quanto maior foi a temperatura de laminação empregada, corroborando com o resultado esperado de acordo com o modelo considerado.

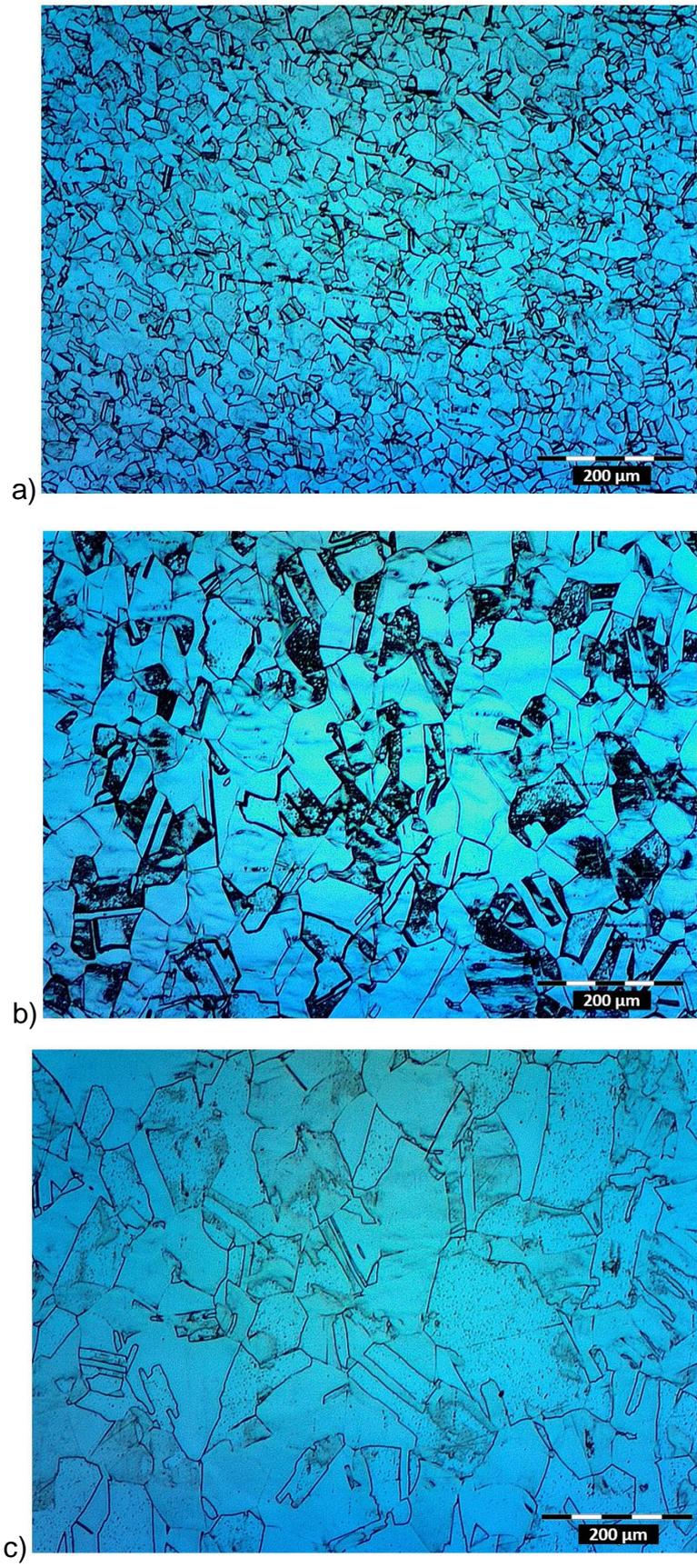


Figura 13: Imagens para a comparação do tamanho de grão entre as amostras laminadas a quente: a) 900°C, b) 1000°C e c) 1100°C.

A simulação no software QForm foi realizada ao considerar os parâmetros do laminador já especificados na seção de procedimento experimental, além de outras variáveis do processo ou do material como o coeficiente de atrito igual a 0,2 e deformação crítica (ϵ_c) de 0,04. O último parâmetro foi adotado como uma aproximação do valor esperado para o aço inoxidável AISI 316LN no trabalho de Wang *et al.* (2016), tomando a metade do valor da deformação de pico (ϵ_p) indicada na Figura 14, para um taxa de deformação de $0,5 \text{ s}^{-1}$, como correspondente à ϵ_c necessária para iniciar o processo de recristalização dinâmica.

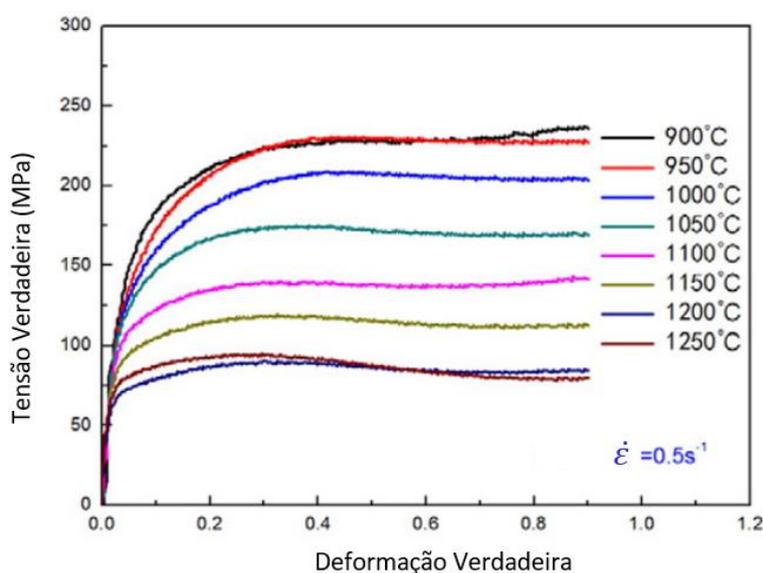


Figura 14: Gráfico adaptado do comportamento mecânico obtido experimentalmente por Wang *et al.* (2016) para o aço inoxidável cuja composição está indicada na Tabela 5

Ainda sobre a Figura 13, é possível afirmar que não há estrutura clara que indique o mecanismo pelo qual a DRX ocorreu. Apesar disso, é razoável apontar que a microestrutura após laminação se aproxima mais das características que definem a microestrutura prevista para a DDRX, uma vez que há uma reconhecível etapa de nucleação e crescimento associadas aos grãos recristalizados e uma evolução não homogênea da DRX visíveis em especial na amostra laminada a 900°C (Figura 12a).

O tamanho de grão médio antes e após a laminação foi medido com o auxílio do software ImageJ, adotando-se o método dos interceptos lineares de acordo com a norma ASTM E112-13 (2021). Feitas as devidas considerações, obtiveram-se os resultados indicados na Tabela 6 a seguir.

Tabela 6 – Tamanhos de grão médio em μm para as amostras tratadas termicamente e laminadas a quente.

Condição	Metodologia	900°C	1000°C	1100°C
Tratamento Térmico: Tamanho de Grão Inicial (D_0)	Experimental	25 ± 3	42 ± 6	48 ± 6
Pós-Laminação (d_{drx})	Experimental	21 ± 3	37 ± 6	45 ± 6
	Simulação	24,7-22,1	41-32,5	46,5-37,0

O intervalo de valores de tamanho de grão médio observados com a simulação do processo em questão é ilustrado pela Figura 15 por toda a extensão da peça. Nela é possível perceber uma certa heterogeneidade de tamanhos de grão e não concordância em geral entre a geometria da peça laminada na prática (Figura 6) e o modelo descrito. A variação entre os valores máximos e mínimos de tamanho de grão para a chapa simulada foi maior quanto maior a temperatura de laminação. Isso se dá, principalmente, devido às chapas terem sofrido um processo de resfriamento por 5s antes do processo de laminação, de forma que a distribuição de temperatura não foi homogênea. Quanto maior a temperatura da chapa, maior este efeito e, portanto, refletindo na maior variabilidade dos tamanhos de grão finais.

Temos ainda que foi encontrada uma relação entre as regiões mais deformadas e os menores valores de tamanho de grão médio calculados. Tal correspondência é evidenciada na Figura 16.

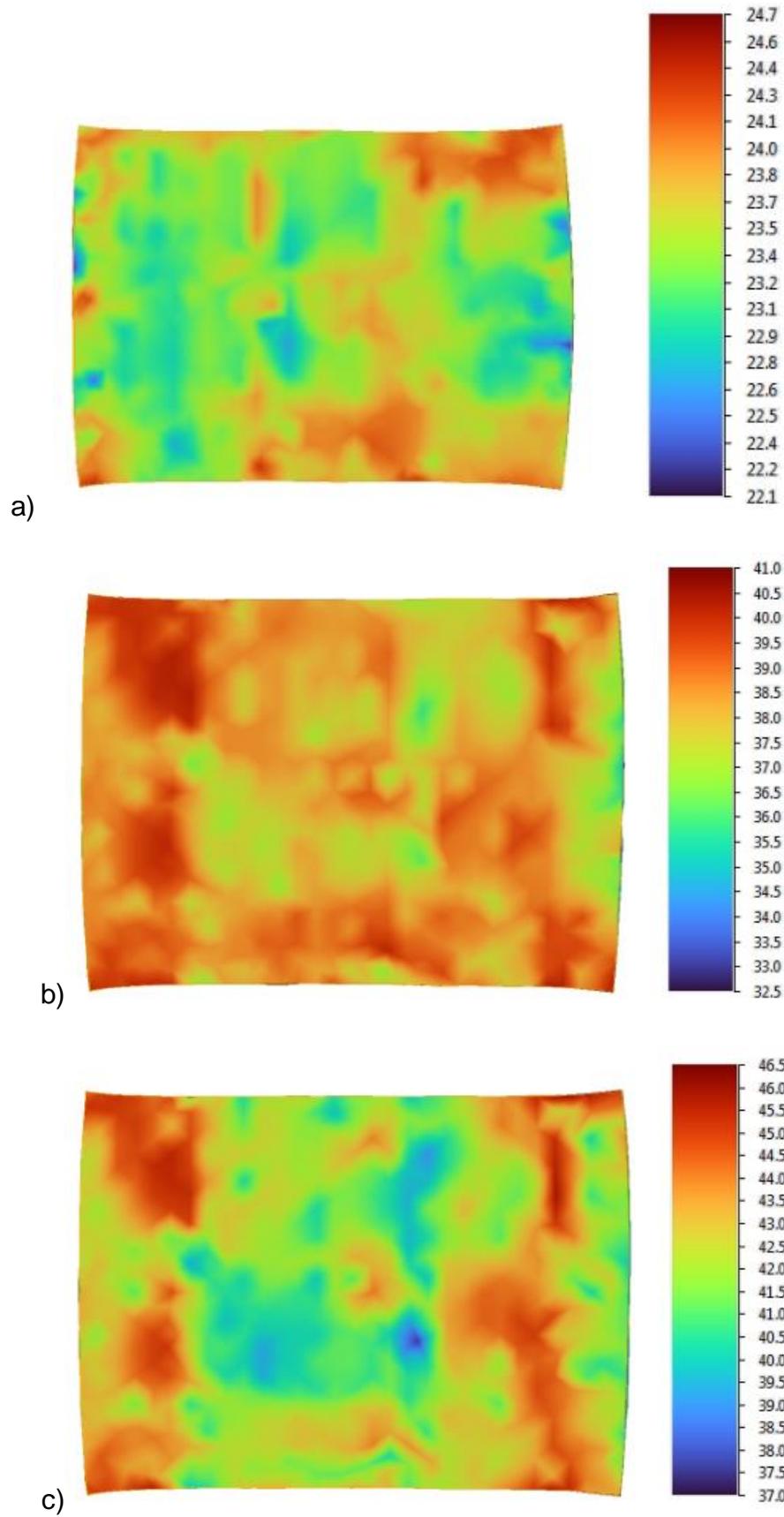


Figura 15: Valor do tamanho médio de grão, em μm , após laminação a quente simulada das peças: a) 900°C ; b) 1000°C ; c) 1100°C .

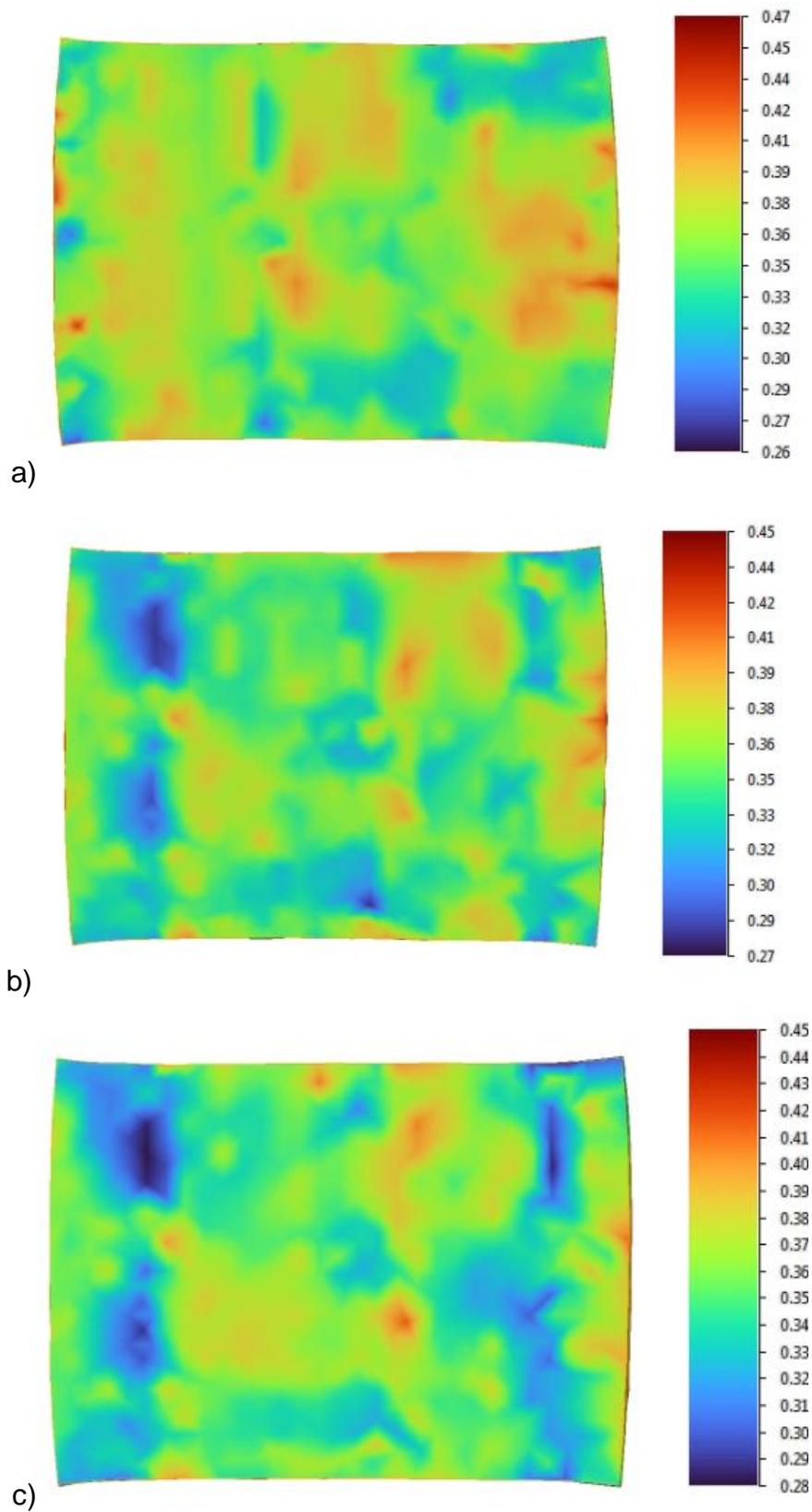


Figura 16: Valor da deformação verdadeira após laminação a quente simulada das peças: a) 900°C; b) 1000°C; c) 1100°C

De forma comparativa, os valores encontrados empiricamente para as amostras laminadas e tratadas termicamente a 1100°C e 1000°C mantiveram-se dentro do intervalo estimado pelo modelo, o que não é o caso para a amostra deformada a 900°C. Todavia, a diferença entre o menor valor de d_{drx} previsto pela simulação para esta temperatura e o tamanho de grão encontrado pela laminação experimental é pequena.

Disparidades como a anteriormente citada podem ser atreladas a aproximações ou descon siderações realizadas na idealização do modelo e todo o seu equacionamento. Nesse âmbito, é comum descon siderar a ocorrência de outros mecanismos de DRX, condições de processamento variáveis e, ainda, a influência de outros fatores como a presença de partículas de segunda fase e o tamanho de grão inicial.

Por fim, deve-se destacar que as discrepâncias observadas não foram tão intensas, de forma que foi possível observar uma tendência clara de redução no tamanho de grão recristalizado para as três diferentes temperaturas, tanto para o processo experimental, quanto para a simulação por elementos finitos. Deve-se ressaltar que possíveis pequenas variações podem também ser devidas à aproximações no valor do coeficiente de atrito, possível influência da presença de ferrita- δ no processo de laminação a quente, modelamento impreciso do processo de perda de calor após a retirada da chapa do forno, ocorrência mínima de recristalização/recuperação após o processo de laminação. Porém, apesar disso, os resultados podem ser considerados satisfatórios e o modelo estudado pode ser utilizado com ressalvas para temperaturas mais elevadas de deformação, visto que haverá uma maior tendência na chapa em apresentar heterogeneidades ao longo de seu resfriamento inicial após saída do forno.

6 Considerações Finais

O trabalho em questão visou ao estudo da capacidade de um modelo proposto por Wang *et al.* (2016) em descrever com relativa credibilidade o fenômeno da recristalização dinâmica durante laminação a quente de um aço inoxidável AISI 316L. Para isso, foram realizadas comparações entre o tamanho médio de grão obtido de maneira experimental (metalografia) e teórica (simulação por elementos finitos).

Considerando os resultados apresentados, é possível concluir que:

- 1) O comportamento geral, em termos da associação entre temperaturas maiores e tamanhos de grão recristalizados também maiores, previsto para o d_{drx} no artigo utilizado como referência principal (Wang *et al.*, 2016) foi verificado;
- 2) A microestrutura laminada, em especial da amostra deformada a 900°C, apresentou indícios que apontam para a ocorrência do mecanismo de recristalização dinâmica descontínua (DDRX).
- 3) Houve concordância razoável entre o intervalo de valores de tamanho de grão médio calculados pela simulação e aqueles determinados empiricamente para todas as temperaturas, apesar da maior variação entre os maiores e menores valores de tamanho de grão previstos teoricamente para as maiores temperaturas (1000°C e 1100°C). A disparidade observada para todas as amostras pode decorrer de erros experimentais, imprecisões na modelagem no processo de perda de calor ou descon siderações realizadas para a criação do modelo referentes a fatores que influenciam a DRX como o tamanho de grão inicial, parâmetros de processo variáveis e presença de partículas de segunda fase cujo efeito da ausência na construção de dado modelo pode ter sido intensificado à medida que ele foi utilizado para um material de composição diferente para o qual ele foi ajustado. No entanto, os resultados foram considerados satisfatórios e o modelo estudado pode ser utilizado para temperaturas de deformação maiores com ressalvas, visto que há uma maior tendência da chapa apresentar heterogeneidades ao longo de seu resfriamento inicial após saída do forno e no tamanho de grão após a laminação.

7 Sugestões para trabalhos futuros

Em eventual prosseguimento da linha de pesquisa abordada pelo presente trabalho, seria oportuno realizar um estudo mais aprofundado do comportamento mecânico e de recristalização dinâmica (DRX) da liga analisada, obtendo-se os parâmetros que compõem o equacionamento do modelo considerado. Ademais, seria de grande valor a análise do efeito, para a DRX, da variação de outros parâmetros além da temperatura de deformação como o de sua taxa por exemplo. Acrescenta-se, ainda, a sugestão do enriquecimento de futuros projetos com outras técnicas de caracterização (Ex: MET e EBSD).

Por último, é expressa a importância de explorar possíveis melhorias ou alternativas para a simulação como: sua adaptação para uma simulação em duas dimensões que possibilite um elevado refinamento da malha, a criação de um modelamento mais preciso para o resfriamento da peça após tratamento térmico ou o aperfeiçoamento da malha aplicada para a simulação tridimensional em termos do número ou geometria dos elementos que a compõem.

REFERÊNCIAS

OROWAN, E. G. O. N. The calculation of roll pressure in hot and cold flat rolling. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers**, v. 150, n. 1, p. 140-167, 1943.

DEGHAN-MANSHADI, A.; HODGSON, P. D. Dependency of recrystallization mechanism to the initial grain size. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 39, n. 12, p. 2830–2840, 2008.

AALCO, **Grade 316 Stainless Steel: Properties, Fabrication and Applications**. Disponível em: <<https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2868>>. Acesso em: 14 maio. 2023.

GUO-ZHENG, Q. Characterization for Dynamic Recrystallization Kinetics Based on Stress-Strain Curves. **Recent Developments in the Study of Recrystallization**, 2013a.

DIXIT, U. S. *et al.* Determining friction and flow stress of material during forging. **ESAFORM 2021 - 24th International Conference on Material Forming**, v. 01, p. 1–11, 2021.

GÜNER, F.; SOFUOGLU, H.; CORA, Ö. N. An investigation of contact interactions in powder compaction process through variable friction models. **Tribology International**, v. 96, p. 1–10, 2016.

WANG, S. *et al.* Study on the dynamic recrystallization model and mechanism of nuclear grade AISI 316LN austenitic stainless steel. **Materials Characterization**, v. 118, p. 92–101, 2016.

HUANG, K.; LOGÉ, R. E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. **Materials and Design**, v. 111, p. 548–574, 2016.

LLEWELYN, D. T.; HUDD, R. C. **Steels: Metallurgy and Applications** Third Edition. 2004.

MCGUIRE, M. F. **Stainless Steels for Design Engineers**. [s.l: s.n.].

MURAD, J. **The Finite Element Method (FEM) – A Beginner’s Guide**. Disponível em: <<https://www.jousefmurad.com/fem/the-finite-element-method-beginners-guide/#advantagesoffemFF>>. Acesso em: 23 jun. 2023.

DIETER, George Ellwood; BACON, David. **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-hill, 1976.

RAZALI, M. K.; JOUN, M. S. A new approach of predicting dynamic recrystallization using directly a flow stress model and its application to medium Mn steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 11, p. 1881–1894, 2021.

SAKAI, T.; JONAS, J. J. Overview no. 35 Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations. **Acta Metallurgica**, v. 32, n. 2, p. 189–209, 1984.

SAKAI, Taku et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. **Progress in materials science**, v. 60, p. 130-207, 2014.

SICILIANO JR., F. **Textura e Relações de Orientação: Capítulo 8 - Recuperação e recristalização durante a deformação a quente**. São Paulo: [s.n.].

AZOM, **Stainless Steel Grade 316LN (UNS S31653)**. Disponível em: <<https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8261>>. Acesso em: 24 jun. 2023.

AALCO, **Stainless Steels - Specifications, Grades and Properties**. Disponível em: <<https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2874>>. Acesso em: 14 maio. 2023.

VERLINDEN, Bert et al. Thermo-mechanical processing of metallic materials. **Elsevier**, 2007.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **ASTM E112-13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. West Conshohocken, PA, USA, 2021.

FAN, Zhongyun; MEN, Hua. Heterogeneous nucleation and grain initiation on a single substrate. **Metals**, v. 12, n. 9, p. 1454, 2022.

TEIXEIRA, Ricardo Luiz Perez et al. TRIP effect produced by cold rolling of austenitic stainless steel AISI 316L. *Journal of Materials Science*, v. 58, n. 7, p. 3334-3345, 2023.