

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA

GABRIEL AUGUSTO DE AVILA SANTIAGO

**SIMULAÇÃO FÍSICA DA LAMINAÇÃO DE TIRAS A
QUENTE DE UM AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO E
TITÂNIO**

ORIENTADOR:

Prof. Luciano Pessanha Moreira, D. Sc.



Volta Redonda, RJ

2023

GABRIEL AUGUSTO DE AVILA SANTIAGO

**SIMULAÇÃO FÍSICA DA LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE DE UM AÇO
MICROLIGADO AO NÍOBIO E TITÂNIO**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos.

ORIENTADOR:

Prof. Luciano Pessanha Moreira, D. Sc.

Volta Redonda, RJ

2023

Ficha catalográfica automática - SDC/BEM
Gerada com informações fornecidas pelo autor

S235s Santiago, Gabriel Augusto de Avila
SIMULAÇÃO FÍSICA DA LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE DE UM AÇO
MICROLIGADO AO NIÓBIO E TITÂNIO / Gabriel Augusto de Avila
Santiago. - 2023.
78 f.: il.

Orientador: Luciano Pessanha Moreira.
Dissertação (mestrado)-Universidade Federal Fluminense,
Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta
Redonda, Volta Redonda, 2023.

1. Aços microligados. 2. Laminação a quente. 3. Ensaios
de torção a quente. 4. Ensaios de deformação plana a
quente. 5. Produção intelectual. I. Moreira, Luciano
Pessanha, orientador. II. Universidade Federal Fluminense.
Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta
Redonda. III. Título.

CDD - XXX

GABRIEL AUGUSTO DE AVILA SANTIAGO

**SIMULAÇÃO FÍSICA DA LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE DE UM AÇO
MICROLIGADO AO NIÓBIO E TITÂNIO**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos.

Aprovado em 18 de dezembro de 2023.

COMISSÃO EXAMINADORA



Documento assinado digitalmente
LUCIANO PESSANHA MOREIRA
Data: 18/12/2023 11:11:47-0300
Verifique em <https://validar.jti.gov.br>

Prof. Luciano Pessanha Moreira, D.Sc. - Orientador
Universidade Federal Fluminense (UFF)



Documento assinado digitalmente
GLAUCIO SOARES DA FONSECA
Data: 18/12/2023 11:17:10-0300
Verifique em <https://validar.jti.gov.br>

Prof. Gláucio Soares da Fonseca, D.C.
Universidade Federal Fluminense (UFF)



Documento assinado digitalmente
ANDERSAN DOS SANTOS PAULA
Data: 18/12/2023 11:31:23-0300
Verifique em <https://validar.jti.gov.br>

Prof.^a Andersan dos Santos Paula, D.C.
Instituto Militar de Engenharia (IME)

Volta Redonda, RJ

2023

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Naja e Francisco, a minha irmã Clara e demais familiares por todo o apoio, suporte e ensinamentos durante mais essa conquista.

A minha noiva, Ana Carolina, por estar sempre ao meu lado.

Ao meu orientador, professor Luciano, pela orientação que se estende desde a Iniciação Científica e neste trabalho.

Aos professores membros da comissão examinadora, Andersan e Gláucio, pela disponibilidade em avaliar este trabalho.

A todos os docentes do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e a UFF, pelo ensino de qualidade disponibilizado.

A CSN pela disponibilização dos corpos de prova e recursos para as análises realizadas.

Ao Duílio e ao Bruno, pelo suporte e auxílio na realização dos ensaios na Gleeble 3500.

Ao Rodrigo, pelo suporte e auxílio na preparação metalográfica.

A todos os colegas da Gerência de Laminados a Quente, em especial ao meu amigo Raphael Alexsander, pelo apoio na realização deste trabalho.

A Melina e Harison do Centro de pesquisa, pelo apoio durante o trabalho.

Ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) pelo apoio ao projeto Modelamento e simulações de processamento termomecânico visando homogeneidade microestrutural em aços planos microligados ao nióbio no âmbito do Programa MAI/DAI.

A Finep (Financiadora de Estudos e Projetos) pelo suporte financeiro para aquisição do simulador físico Gleeble 3500 por meio do contrato 01.12.0228.03 na chamada MCT/Finep/CT-INFRA-PROINFRA-02/2010.

RESUMO

As siderúrgicas buscam constantemente atingir as demandas das indústrias por aços com melhores propriedades. Os aços microligados surgiram em um contexto com a adição de Nb, Ti ou V para proporcionar o aumento de resistência por meio do refino de grão e precipitação, permitindo a fabricação de peças mais resistentes mecanicamente e de melhor soldabilidade. Neste sentido, as indústrias siderúrgicas buscam otimizar as suas rotas de processamento, aprimorando as propriedades dos produtos laminados exigindo-se mais dos antigos laminadores instalados. O presente trabalho analisou a partir de simulações físicas e numéricas a laminação de tiras a quente de um aço microligado ao Nb e Ti e as oportunidades de processamento em escala industrial. A simulação física foi realizada no termomecânico Gleeble 3500 no qual foram reproduzidos 15 passes de laminação, variando-se quatro espessuras de bobina, entre 2 e 12,75 mm, e sob três temperaturas de laminação de acabamento. Também foi realizada a determinação da energia de ativação para a deformação a partir do ajuste dos parâmetros de Zener-Hollomon e, em seguida, adotado o valor encontrado para ajustar as equações constitutivas de simulação numérica. Os resultados de tensão média de escoamento obtidos pelas simulações físicas e numéricas apresentaram uma correlação de 0,928. Observou-se que há um forte aumento da tensão média de escoamento com o decaimento da temperatura de processamento e, foi apontado igualmente uma melhoria de processamento para a espessura de 12,75 mm.

Palavras-chave: Aços microligados; Laminação a quente; Tensão média de escoamento; Ensaio de torção a quente; Ensaio de deformação plana a quente.

ABSTRACT

Steelmakers constantly seek to meet industry demands for steels with better properties. Micro alloyed steels emerged in a context with the addition of Nb, Ti or V to provide increased resistance through grain and special refinement, allowing the manufacture of stronger and with better weldability. In this sense, the steel industries seek to improve their processing routes, improving the properties of rolled products by demanding more from the old installed rolling mills. The present work analyzed, using physical and numerical simulations, the hot rolling of strips of a steel micro alloyed with Nb and Ti and the processing opportunities on an industrial scale. The physical simulation was carried out on the thermomechanical Gleeble 3500 in which 15 rolling passes were reproduced, varying four coil thicknesses, between 2 and 12.75 mm, and under three finishing rolling temperatures. The activation energy for the deformation was also determined by calculating the Zener-Hollomon parameter and then adopting the value found to fit the constitutive equations for the numerical simulation. The mean flow stress results obtained through physical and numerical simulations showed a demonstration of 0.928. Note that there is a strong increase in the average yield stress with the decline in the processing temperature and an improvement in processing was also noted for the thickness of 12.75 mm.

Keywords: Micro alloyed steels; Hot rolling; Mean flow stress; Hot torsion tests; Hot compression plane-strain tests.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Breve histórico do desenvolvimento dos aços alta resistência baixa liga (ARBL). Adaptado de Villalobos et al., (2018).	2
Figura 2: Comparação entre as propriedades das diferentes classes de aço. Adaptado de Keeler, Kimchi e Mooney, (2017).	3
Figura 3: Representação esquemática da laminação. Fonte Rizzo (2007).	7
Figura 4: Layout de um laminador $\frac{3}{4}$ contínuos. Fonte Santiago et al. (2020).	8
Figura 5: Representação esquemática dos três tipos de controle termomecânico do processo. Adaptado de Siciliano et al. (2020).	10
Figura 6: Efeito na microestrutura devido a ação combinada da redução da temperatura de bobinamento e taxa de resfriamento. Adaptado de Li et al. (2015).	12
Figura 7: Efeito da adição de elementos de liga no limite de escoamento da ferrita. Fonte Pickering (1978) apud Rizzo (2007).	14
Figura 8: Representação esquemática de curvas tensão-deformação para a o encruamento, recristalização e recuperação. Adaptado de Buchmayr (2017).	17
Figura 9: Esquematisação da microestrutura após processos de recristalização durante a laminação a quente. Fonte Colpaert e Silva (2018).	20
Figura 10: Curva tensão-deformação a quente representando esquematicamente a ocorrência de recristalização dinâmica. Fonte Colpaert e Silva (2018).	22
Figura 11: Desenho do corpo de prova para ensaio de torção a quente.	28
Figura 12: Desenho do corpo de prova para os ensaios de compressão plana.	28
Figura 13: Posicionamento do corpo de prova de torção na câmara de ensaios do simulador termomecânico Gleeble 3500.	32
Figura 14: Posicionamento do corpo de prova de compressão plana na câmara de ensaios da unidade móvel de conversão Hydrawedge II.	36
Figura 15: Ciclo esquemático dos ensaios de compressão plana realizadas na Gleeble 3500 equipada com a unidade de conversão móvel Hydrawedge II	37
Figura 16: Tela de entrada de dados o modelo TPS desenvolvido por Lino (2018).	38
Figura 17: Microscopia óptica da amostra como recebido. Ampliação de 200X.	40
Figura 18: Microscopia óptica da amostra como recebido com ataque químico de teepol. Ampliação de 200X.	41
Figura 19: Microscopia óptica da amostra como recebido ilustrando a presença de precipitados complexos de Ti e Nb. Ampliação de 500X.	42

Figura 20: Microscopia óptica com ataque químico de teepol relacionando a localização dos precipitados de TiN na matriz austenítica anterior. Ampliação de 500X.	43
Figura 21: Curvas de Tensão vs Deformação obtidas para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas.	46
Figura 22: Tensão média de escoamento por cadeia de laminação para cada espessura final de bobina simulada.	48
Figura 23: Tensão média de escoamento pelo inverso da temperatura por temperatura simulada.	49
Figura 24: Curvas de tensão vs deformação obtidas após os ensaios de deformação plana	51
Figura 25: Ajuste relacionando $\ln \varepsilon$ e $\ln \sigma P$ para a determinação do parâmetro n'	52
Figura 26: Ajuste relacionando $\ln \varepsilon$ e σP para a determinação do parâmetro β	53
Figura 27: Ajuste relacionando $\ln \varepsilon$ e $\ln \sinh \alpha \sigma P$ para a determinação do parâmetro n .	54
Figura 28: Ajuste relacionando $\ln \sinh \alpha \sigma P$ e $1000/T$ para a determinação da energia de ativação para a deformação (Q).	55
Figura 29: Ajuste relacionando $\ln Z$ e $\ln \sinh \alpha \sigma P$ para a determinação do parâmetro $\ln C$.	56
Figura 30: Relação entre os valores para tensão de pico experimentais e calculados pela equação constitutiva determinada.	58
Figura 31: Gráfico dos resíduos da regressão linear das tensões de pico calculadas e experimentais.	59
Figura 32: Evolução das deformações para a etapa de laminação de desbaste.	61
Figura 33: Evolução das deformações para a etapa de laminação de acabamento nas temperaturas e espessuras simuladas.	63
Figura 34: Gráficos de tamanho de grão para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas.	65
Figura 35: Percentual de Nb em solução sólida após cada passe para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas.	66
Figura 36: Percentual recristalizado em cada passa do trem acabador para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas.	68
Figura 37: Tensão média de escoamento (TME) por passe de laminação de acabamento para os esquemas de passe simulados no TPS.	70

Figura 38: Correlação entre a TME obtida via ensaios experimentais na Gleeble 3500 e por meio de simulação numérica no TPS.	71
---	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química (% em massa) do aço NbMnTi.	27
Tabela 2: Parâmetros gerais para os ensaios de torção a quente simulando os passes da laminação.	30
Tabela 3: Deformação efetiva para as quatro espessuras de bobinas simuladas.	31
Tabela 4: Tempo de deformação para as quatro espessuras de bobinas simuladas.	31
Tabela 5: Tempo entre passes para as quatro espessuras de bobinas simuladas.	31
Tabela 6: Taxas de deformação por espessura para as simulações no TPS.	39
Tabela 7: Valores de tensão de pico em MPa determinadas para as condições ensaiadas em compressão plana.	50
Tabela 8: Valores da tensão de pico experimental definida pelos ensaios de compressão plana e calculada a partir da equação constitutiva encontrada, e o erro absoluto percentual entre os dois valores.	57
Tabela 9: Tamanho de grão austenítico após laminação de acabamento e tamanho de grão ferrítico das bobinas simuladas.	65

LISTA DE SÍMBOLOS

Q_{CG}	Energia de ativação para o crescimento de grão
d_{RE}	Tamanho médio de grão recristalizado estaticamente
d_{RMD}	Tamanho médio de grão recristalizado metadinamicamente
$t_{0,05p}$	Tempo para a formação da fração volumétrica de 5% de precipitados
$t_{0,5Xre}$	Tempo para completar 50% da recristalização estática
$t_{0,5Xrmd}$	Tempo para completar 50% da recristalização metadinâmica
γ_{ac}	Deformação acumulada no ensaio de torção a quente
°C	Temperatura em graus Celsius
μm	Micrometro
AHSS	<i>Advanced high strength steel</i>
AlN	Nitreto de Alumínio
ARBL	Alta resistência e baixa liga
b	Vetor de Burgers
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
CSP	<i>Continuous Strip Production</i>
d	Tamanho médio dos grãos
d_0	Tamanho de grão austenítico inicial
EBSD	<i>Electron backscatter diffraction</i>
EDE	Energia de Defeito de Empilhamento
EDS	<i>X-Ray Energy Dispersive Spectroscopy</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
JMAK	Equação de Johnson, Mehl, Avrami e Kolmogorov
K	Temperatura em Kelvin

KAM	<i>Kernel Average Misorientation</i>
MPa	Megapascal
NB(C,N)	Carbonitreto de Nióbio
NbC	Carboneto de Nióbio
R	Constante universal dos gases
s	segundos
T	Temperatura absoluta em Kelvin
T _f	Temperatura absoluta de fusão em Kelvin
TiC	Carboneto de Titânio
TiN	Nitreto de Titânio
TME	Tensão média de escoamento
T _{nr}	Temperatura de não recristalização
TPS	<i>Thermomechanical Process Simulator</i>
VN	Nitreto de Vanádio
Z	Parâmetro de Zener-Hollomon
ϵ_c	Deformação Crítica
ϵ_{eff}	Deformação Efetiva
ϵ_p	Deformação de pico
σ_0	Tensão de fricção
σ_p	Tensão de pico
σ_y	Tensão do limite de escoamento

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO.....	1
2.	OBJETIVOS.....	5
2.1.	Objetivo Geral.....	5
2.2.	Objetivos Específicos	5
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
3.1.	Processo de laminação a quente.....	6
3.1.1.	Etapa de reaquecimento	7
3.1.2.	Laminação de desbaste	8
3.1.3.	Laminação de acabamento.....	9
3.1.4.	Resfriamento e Bobinamento	11
3.2.	Mecanismos de aumento de resistência	12
3.2.1.	Encruamento	12
3.2.2.	Endurecimento por solução sólida.....	13
3.2.3.	Endurecimento por refino de grão	14
3.2.4.	Endurecimento por precipitação de partículas finas.....	15
3.2.5.	Endurecimento por formação de segunda fase	16
3.3.	Fenômenos metalúrgicos na laminação a quente.....	16
3.3.1.	Recuperação.....	17
3.3.2.	Recristalização.....	18
3.3.3.	Crescimento de grão	23
3.3.4.	Precipitação	24
3.4.	Novos desenvolvimentos em simulação do processo de laminação.....	25
4.	MATERIAL E MÉTODOS.....	27
4.1.	Material.....	27
4.2.	Métodos	28

4.2.1.	Caracterização microestrutural por microscopia óptica	28
4.2.2.	Simulação física.....	29
4.2.3.	Simulações numéricas	37
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5.1.	Microscopia óptica.....	40
5.2.	Simulação Física	44
5.2.1.	Ensaaios de torção a quente.....	44
5.2.2.	Ensaaios de deformação plana por compressão	49
5.3.	Previsões numéricas.....	59
5.3.1.	Esquema de passes	60
5.3.2.	Tamanho de grão	64
5.3.3.	Evolução do teor de Nióbio precipitado e em solução sólida	66
5.3.4.	Recristalização.....	67
5.3.5.	Tensão média de escoamento (TME)	69
6.	CONCLUSÕES	72
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	74
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	75

1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas a busca por aços que aliem maiores níveis de resistência mecânica com elevados valores de alongamento foi subsidiada pelos avanços no conhecimento de fenômenos metalúrgicos e nas técnicas de fabricação. O interesse nos novos aços com propriedades superiores surgiu na década de 1970 como requisito da indústria de óleo e gás. Os principais requisitos na época eram ter um material de boa propriedade mecânica e principalmente que fosse soldável para atender os requisitos de longos tubos para o transporte de óleo e gás (VILLALOBOS et al., 2018). Conforme a Figura 1, os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) já são conhecidos desde a década de quarenta. Entretanto, com os constantes avanços na metalurgia os aços ARBL ainda são amplamente utilizados e estudos são realizados para incrementar suas propriedades (FELKER et al., 2020; GARCÍA-SESMA; LÓPEZ; PEREDA, 2020; LARZABAL et al., 2017; MAYO et al., 2019).

A metalurgia dos aços microligados é datada da década de 1950, porém fenômenos importantes que auxiliam na obtenção de aços, com melhores propriedades mecânicas como o conhecimento do efeito da adição do teor de Nb, só foram compreendidos anos depois na década de 1990. Já no século atual, o desenvolvimento de laminadores mais modernos e controles mais precisos do processo de laminação consolidaram a produção dos aços ARBL mais modernos (VILLALOBOS et al., 2018). No início do século atual, buscando aumentar a eficiência energética dos automóveis, a indústria automobilística proporcionou uma nova busca por aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels – AHSS*).

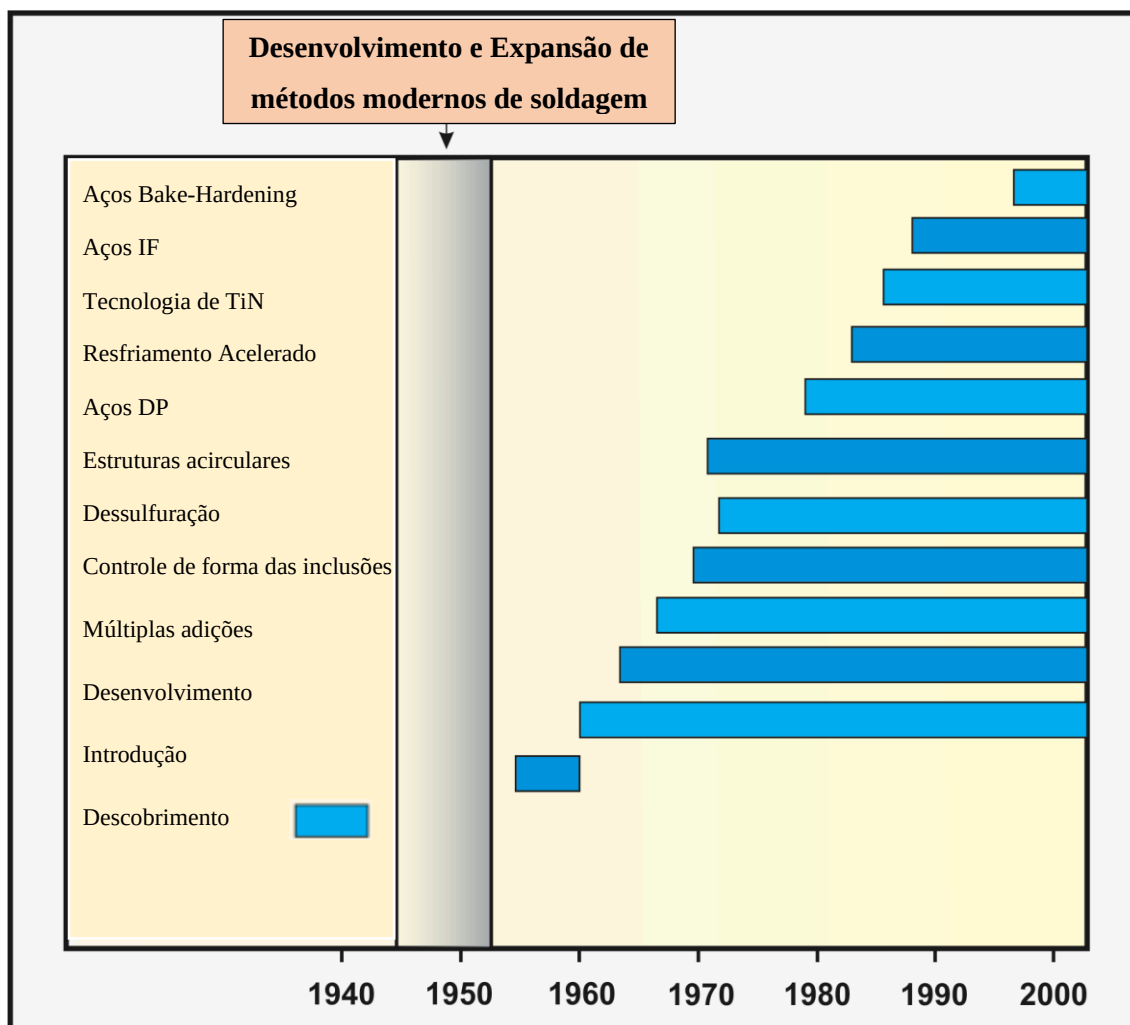


Figura 1: Breve histórico do desenvolvimento dos aços alta resistência baixa liga (ARBL). Adaptado de Villalobos et al. (2018).

O desejo atual passou a ser a necessidade da redução da emissão de gases poluentes na atmosfera. Uma das soluções, a diminuição do peso de veículo se tornou uma forma eficaz em otimizar a eficiência energética do veículo. Aliado a este problema, os aços avançados de alta resistência proporcionaram o aumento da segurança dos veículos, uma vez que absorvem uma maior quantidade de energia nos testes de colisão. Estes aços surgiram com a necessidade de contornar a ambiguidade entre aumentar resistência e ter bons valores de alongamento, esquematizado na **Figura 2** (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

Os aços convencionais foram desenvolvidos com o princípio de aumentar a resistência a partir dos elementos de liga adicionados. A adição de microligantes como Nb, Ti, ou V auxiliaram no aumento de resistência por meio de refino de grão e precipitação. Entretanto, os precipitados prejudicam a conformabilidade. Assim, foram desenvolvidos os aços com propriedades mecânicas superiores que visam, a partir de adições controladas

de elementos de liga, promover a formação de microestruturas multifásicas, incrementando a propriedade do material combinando-se características desejáveis de cada fase (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

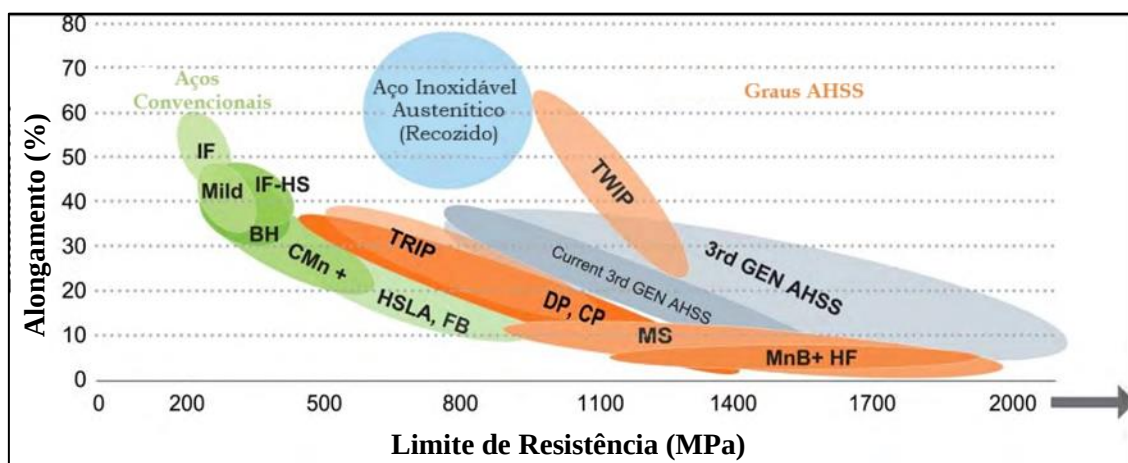


Figura 2: Comparação entre as propriedades das diferentes classes de aço. Adaptado de Keeler, Kimchi e Mooney, (2017).

O desenvolvimento conjunto do conhecimento dos fenômenos metalúrgicos e controle preciso dos processos, proporcionou importantes avanços na produção de AHSS. Um dos grandes problemas na adição de microligantes está relacionado com a dificuldade de que se tem em soldar estes tipos de aço. O processamento termomecânico e o projeto de escala de passes buscam otimizar os efeitos dos microligantes, sendo possível produzir aços de alta resistência e boa tenacidade a partir do forte refino de grão obtido durante o processamento termomecânico (BUCHMAYR, 2017).

A fabricação de novos aços avançados de alta resistência esbarra em limites físicos e técnicos nos laminadores de tiras a quente. As crescentes demandas de bobinas de alta resistência com maiores valores de largura e menores espessuras são limitantes usuais da laminação destes aços. A limitação da largura é relacionada a condições físicas como a largura útil dos cilindros de laminação. Um fator de maior importância é a limitação da espessura, pois ela está condicionada as características de processos relacionados a carga na cadeira de laminação e instabilidade durante processamento. A combinação de maiores larguras e menores espessuras aumentam a carga requerida pela cadeira acima do limite técnico estabelecido (BUCHMAYR, 2017).

Para os aços microligados, buscam-se otimizar as rotas de processamento, de modo a melhor explorar os fenômenos de recristalização para produzir aços de alta resistência com menores teores de elementos microligantes e dimensionais da tira mais restritos.

Neste contexto, o presente trabalho tem por motivação analisar o efeito dos elementos microligantes nos aços a fim de otimizar as rotas de processamento termomecânico com bases na evolução microestrutural a partir de simulações numéricas e físicas.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Analisar o efeito da alteração dos parâmetros da laminação na evolução microestrutural de um aço de alta resistência e baixa liga microligado ao nióbio e titânio, durante a laminação de tiras a quente.

2.2. Objetivos Específicos

- a) Caracterizar a microestrutura da austenita prévia na amostra de esboço coletada na entrada do trem acabador.
- b) Simular via Gleeble 3500 os parâmetros de processo de um laminador de tiras a quente convencional e determinar a tensão média de escoamento em diferentes parâmetros de laminação.
- c) Prever com auxílio do modelo TPS: evolução do tamanho de grão austenítico, ocorrência de recristalização, tensão média de escoamento e propriedades mecânicas.
- d) Determinar a energia de ativação para deformação a partir dos resultados experimentais da simulação física por meio da compressão plana a quente.
- e) Comparar os valores da tensão média de escoamento obtidos via simulações físicas e numéricas para o aço em estudo.
- f) Analisar o efeito dos parâmetros de laminação em retardar a cinética de amaciamento.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Processo de laminação a quente

Processos de fabricação são todas as operações que visam agregar valor a um material alterando suas propriedades físicas e/ou químicas. O processo de laminação se enquadra dentro do subgrupo de processos de conformação, caracterizado pela mudança de forma dos materiais. Na laminação, assim como em qualquer outro processo de conformação, a aplicação de uma deformação plástica é responsável pela mudança de forma do material (GROOVER; ARAUJO; OLIVEIRA, 2014).

A diferenciação da temperatura de trabalho é o fator que determinará se a laminação é a quente ou a frio. Divide-se o trabalho a quente dos trabalhos a frio e a morno pelo valor de $0,5 T_f$, processos de conformação acima deste valor são denominados de trabalhos a quente, processos entre $0,3$ e $0,5 T_f$ são denominados de trabalho a morno e processos abaixo de $0,3 T_f$ de trabalho a frio. Para o caso dos aços, a fronteira do trabalho a quente fica aproximadamente na faixa de 630°C . Outro fator que diferencia o trabalho a quente é relacionado as alterações microestruturais do material. Na deformação a frio não há a ocorrência de recristalização ou recuperação. Já na deformação a quente, devido a maiores temperaturas, as modificações estruturais permitem que grande parte da energia acumulada seja eliminada com o prosseguimento dos fenômenos de recristalização e recuperação. Por outro lado, na deformação a morno, parte da energia acumulada é eliminada pelo processo de recuperação, mas não há a presença de recristalizações e

formações de novos grãos no material (COLPAERT; SILVA, 2018; GROOVER; ARAUJO; OLIVEIRA, 2014).

Define-se a laminação como sendo um processo de laminação onde o material é forçado a passar por dois cilindros, que giram em sentidos opostos e com velocidades periféricas iguais, com um espaçamento entre eles menor que a espessura do material a ser conformado, conforme Figura 3 (RIZZO, 2007). Praticamente todos os aços que são laminados a frio partem de produtos que foram previamente laminados a quente. Como benefícios do trabalho a quente pode-se relacionar a possibilidade de ser realizada grandes deformações sem a necessidade de etapas intermediárias de restauração de plasticidade e a diminuição da força e potência para realização da deformação (GROOVER; ARAUJO; OLIVEIRA, 2014).

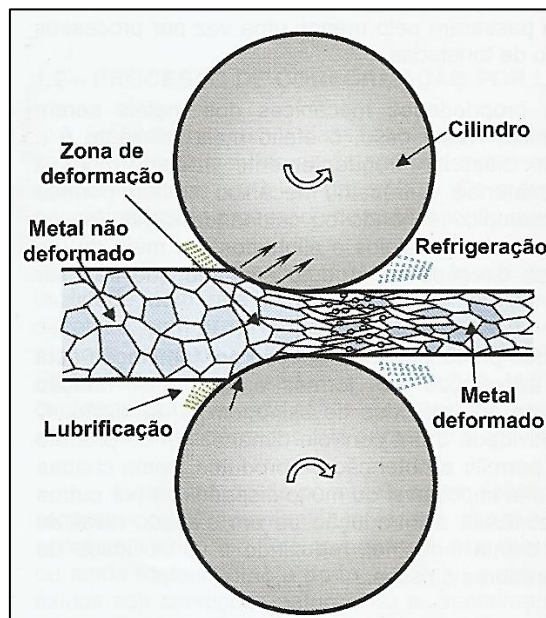


Figura 3: Representação esquemática da laminação. Fonte Rizzo (2007).

Tradicionalmente, em laminadores de *layout* contínuo ou semicontínuo, são bem definidas as etapas de reaquecimento, desbaste, acabamento e bobinamento (RIZZO, 2011). Já em processos mais inovadores, como o *Continuous Strip Production* (CSP) que combina o lingotamento contínuo com a laminação a quente, a etapa de reaquecimento pode ser suprimida (URANGA; LÓPEZ; RODRIGUEZ-IBABE, 2007).

3.1.1. Etapa de reaquecimento

A primeira etapa da laminação a quente é o reaquecimento de placas, no qual o processo pode acontecer em fornos do tipo *Pusher* ou *Walking Beam*. Nos fornos do tipo

Pusher, o material é forçado a passar pelo forno através da ação mecânica de um empurrador, sempre estando em contato com o adjacente. Já os fornos tipo *Walking Beam*, modelos mais modernos e comuns atualmente, o material é atravessado pelo forno devido a movimentos contínuos de oscilação das vigas, impedindo o contato direto de duas placas adjacentes (RIZZO, 2011).

Ao final do reaquecimento, devido a atmosfera oxidante dos fornos, uma camada superficial de óxido é formada, denominada de carepa. Por ter propriedades mecânicas bem diferentes ao do aço essa camada deve ser completamente removida em etapas de descamação, garantindo a qualidade superficial do material a ser laminado (DEY; BHATTACHARYYA; DHARA, 2013).

Do ponto de vista metalúrgico, durante o reaquecimento é necessário garantir a completa austenitização do aço, a solubilização completa dos elementos de liga adicionados e uma homogeneidade de microestrutura ao longo da espessura da placa. Na grande maioria dos aços processados em laminadores de tiras a quente convencionais a temperatura de 1200 °C é suficiente para garantir tais requisitos (RIZZO, 2011).

3.1.2. Laminação de desbaste

A primeira etapa de transformação mecânica é feita pela laminação de desbaste, determinada também como o início da etapa de laminação. Durante esta etapa o material é conformado de maneira e reduzir sua espessura e largura, transformando a placa de aço em esboço. A constituição física de um conjunto de laminadores de desbaste varia com o *layout* da linha de laminação. Em laminadores *steckel* a laminação de desbaste é feita em uma única cadeia através de múltiplos passes, enquanto em laminadores $\frac{3}{4}$ contínuos, Figura 4, a laminação é realizada em um conjunto de cadeiras onde pelo menos uma cadeira aplica múltiplos passes (RIZZO, 2011).

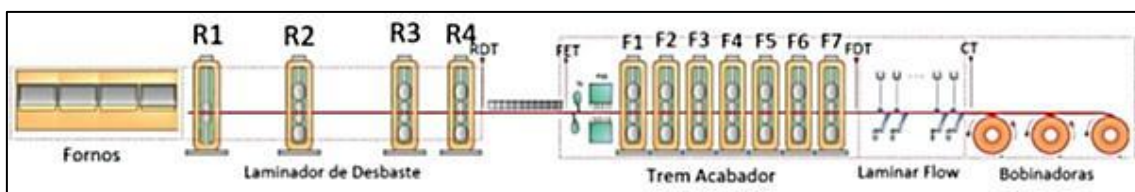


Figura 4: Layout de um laminador $\frac{3}{4}$ contínuos. Fonte Santiago et al. (2020).

Relacionado com a classificação da cadeia de laminação de tiras a quente, os tipos mais comuns na laminação a quente são os laminadores duo e quádruo. O primeiro tipo é a forma mais simples de uma cadeia de laminação, dispondo apenas um par de cilindros.

Já a configuração de laminadores quádruplo, apresenta um par de cilindros de trabalho em contato com a tira e um par de cilindros maiores, denominados cilindros de encosto, que suportam os cilindros de trabalho. Nesta segunda configuração, há benefícios de se obter melhores tolerâncias dimensionais e possibilidade de maiores reduções devido ao controle da flexão dos cilindros de trabalho pelos cilindros de encosto (DIETER, 1986).

3.1.3. Laminação de acabamento

A laminação de acabamento tem a função de dar a forma final ao produto laminado, após essa etapa nenhuma modificação dimensional é realizada na tira. A laminação é conduzida, normalmente, simultaneamente em um conjunto de cadeiras denominado trem de laminação. Devido a temperaturas inferiores ao processo de desbaste e grandes reduções em um único passe, o processo de laminação de acabamento é realizado em cadeiras quádruplo (RIZZO, 2011).

Do ponto de vista metalúrgico, o controle microestrutural e de propriedades da tira é em grande parte controlado pela laminação de acabamento. No acabamento é definido os termos de laminação convencional e controlada, Figura 5. A laminação controlada tem o objetivo de produzir grão muito finos de ferrita, aumentando a resistência do aço sem prejudicar a tenacidade (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

A laminação convencional é realizada sempre acima da T_{nr} , obtendo-se sempre a completa recristalização entre os passes. Nesse caso, o material apresenta amaciamento completo entre os passes, o que previne que haja um excesso de força nas cadeiras de laminação. A laminação controlada visa trabalhar com o material entre as temperaturas de não recristalização e de transformação de fases, para isso o material deve ter tido os elementos de liga solubilizados durante o aquecimento e processado no desbaste de modo a ocorrer a recristalização total entre os passes (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

A laminação controlada convencional busca encruar a austenita durante a sequência de passes. A adição de microligantes como Ti, Nb ou V promovem o retardamento da recristalização estática entre os passes, causando o acúmulo de deformação na austenita durante a laminação de acabamento. O acúmulo da deformação aumenta os sítios de nucleação da ferrita, refinando o grão ferrítico. O retardamento da recristalização é devido ao efeito combinado de arrasto do soluto dos elementos em solução sólida e/ou de fixação das partículas precipitadas em prender e/ou dificultar o movimento dos contornos de grão (SICILIANO et al., 2020).

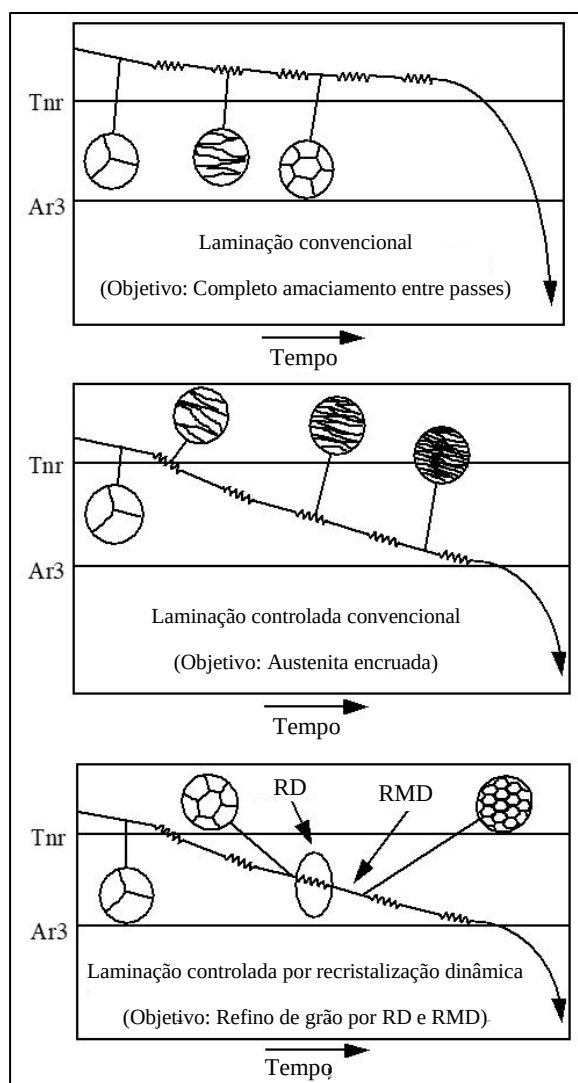


Figura 5: Representação esquemática dos três tipos de controle termomecânico do processo. Adaptado de Siciliano et al. (2020).

A laminação controlada por recristalização dinâmica se baseia na combinação da laminação convencional e laminação controlada. Busca-se nesse caso a união de cargas mais baixas de laminação e o refino do grão austenítico. Inicialmente busca-se encruar o grão austenítico até que a deformação acumulada seja maior que a deformação crítica para início da recristalização dinâmica, que se sucederá por recristalização metadinâmica. A recristalização metadinâmica causará um forte refino de grão e ao mesmo tempo aliviará a carga na cadeia seguinte (FELKER et al., 2020; MAYO et al., 2019; SICILIANO et al., 2020).

3.1.4. Resfriamento e Bobinamento

Após a laminação do material e as mudanças dimensionais, o material deve ser resfriado, quando houver necessidade, para seguir a bobinadora que é responsável em dar a forma de bobina à tira laminada. O resfriamento é feito na mesa de saída logo após o trem acabador, onde são colocados chuveiros que realizam o resfriamento através da troca térmica por condução. Relacionado as tecnologias para o resfriamento da tira, destacam-se o resfriamento do tipo *Laminar Cooling* e *Ultra Fast Cooling*. A diferença entre ambos é a capacidade da taxa de resfriamento, onde a segunda tecnologia apresenta alta capacidade de remoção de calor, atingindo taxas superiores a 100 °C/s (LI et al., 2015; RIZZO, 2011).

O resfriamento da tira é um dos fatores responsáveis pelas propriedades finais do material laminado. É conhecido que com a diminuição da temperatura de bobinamento reflete em um aumento na resistência a tração (PRADHAN¹ (1984) apud DENÚBILA; BARBOSA; MELO, 2018). Outro ponto importante é como se atinge a temperatura de bobinamento, ou seja, a taxa de resfriamento utilizada. Altas taxas de resfriamento possibilitam a formação de microestruturas fora do equilíbrio termodinâmico, que incrementam a resistência mecânica, mas são indesejáveis quando relacionadas com a ductilidade (LARZABAL et al., 2017; LI et al., 2015).

Li et al. (2015) analisaram o efeito combinado da temperatura e taxa de resfriamento em um aço CMn numa linha de laminação de tiras a quente com *Ultra Fast Cooling*, Figura 6. Com o resfriamento acelerado ocorrendo logo após a saída da tira do acabamento, observou um refino de grão com o decaimento da temperatura de bobinamento e aumento da taxa de resfriamento. A alta taxa de resfriamento no início do processo retardou a transformação de austenita para ferrita, aumentando o número de sítios para nucleação a temperaturas inferiores. A combinação de baixas temperaturas de bobinamento e altas taxas de resfriamento possibilitou a formação de pequenas quantidades de bainita, que resultaram em elevados valores de resistência mecânica.

¹ PRADHAN, R. Continuously Annealed Cold-Rolled Microalloyed Steels with Different Microstructures, In: **International Conference On Technology And Applications Of HSLA Steels**. 1983, Philadelphia. Proceedings HSLA Steels Technology e Applications. Ohio: ASM, 1984. P. 193-201.

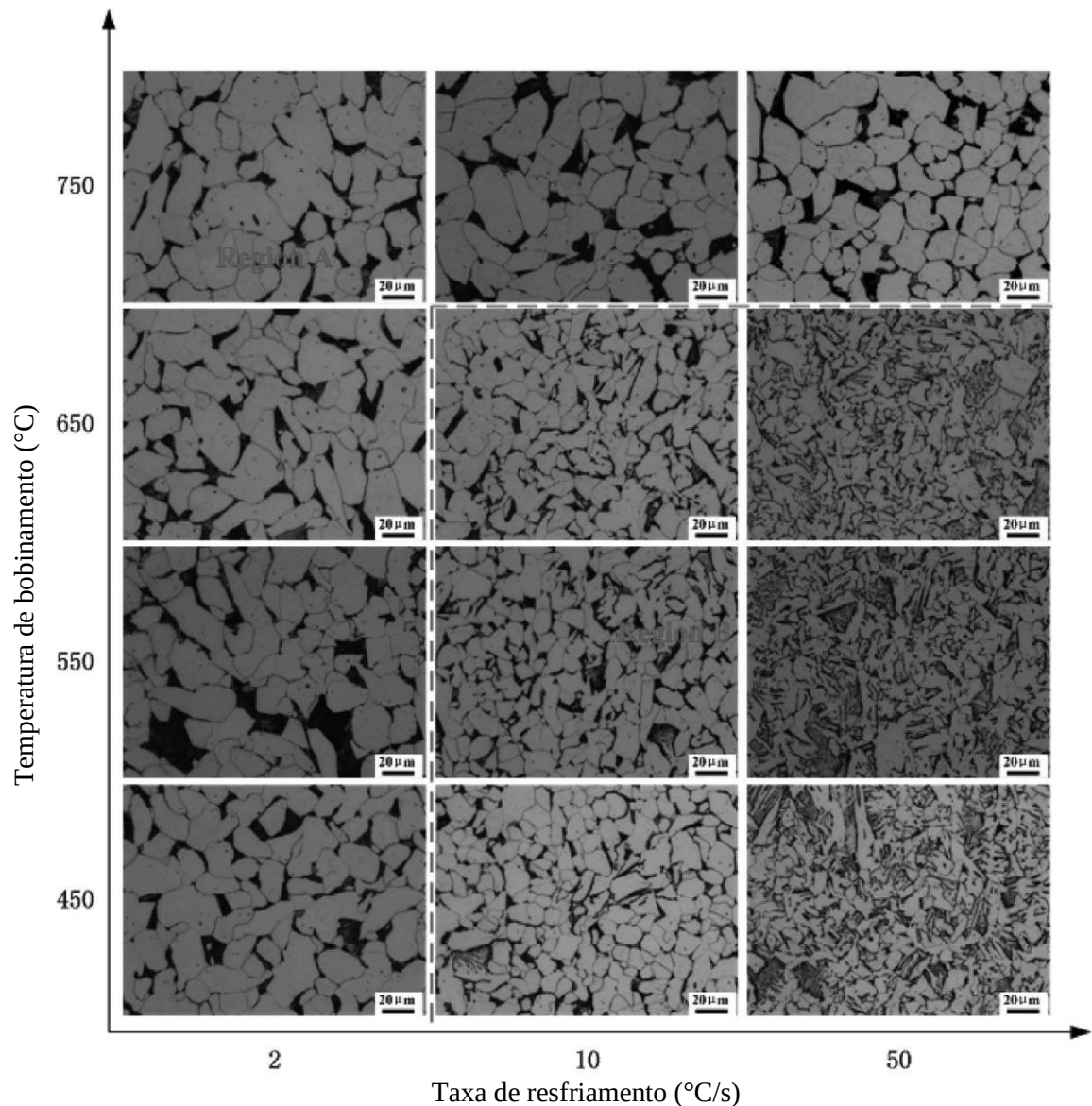


Figura 6: Efeito na microestrutura devido a ação combinada da redução da temperatura de bobinamento e taxa de resfriamento. Adaptado de Li et al. (2015).

3.2. Mecanismos de aumento de resistência

A conformabilidade do material está diretamente ligada a mobilidade que as discordâncias têm na rede cristalina. Criar empecilhos para a movimentação das discordâncias causa um aumento da resistência mecânica. Tal característica é utilizada como princípio em todas as técnicas de aumento de resistência nos aços (DIETER, 1986).

3.2.1. Encruamento

O encruamento é o aumento de resistência devido a aplicação de uma deformação plástica. De maneira geral, quando deformado plasticamente o aço tem alterações na sua

rede cristalina que dificultam a movimentação de discordância. Há um aumento da área de contornos de grão por unidade de volume e um aumento da quantidade de defeitos pontuais e lineares (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005). O efeito do encruamento é evidenciado no gráfico de tensão-deformação. Ao deformar plasticamente o aço é necessária cada vez uma força maior para prosseguir com a deformação. Interrompendo o ensaio em uma região entre o limite de escoamento e de resistência, o limite de escoamento do material em um futuro ensaio será igual ou superior a tensão na qual o ensaio foi interrompido. Uma reação indesejada devido a ocorrência do encruamento é a perda de ductilidade do aço (DIETER, 1986).

O material no estado encruado pode ser classificado de acordo com sua energia de defeito de empilhamento (EDE). Metais de baixa EDE apresentam discordâncias com baixas mobilidades e espalhadas aleatoriamente pela matriz. Já os metais de alta EDE apresentam discordâncias com alta mobilidade e são caracterizados pela formação de subgrãos. Comparativamente um metal de alta EDE apresenta menor densidade de discordâncias. Com a maior mobilidade de discordância nesse material, elas têm maior facilidade em se aniquilar e rearranjarem (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

3.2.2. Endurecimento por solução sólida

Quando inseridos, átomos diferentes na rede cristalina promovem a deformação na rede e causam interações com as discordâncias que limitam o movimento destas. Existem dois tipos de solução sólida, quando os átomos de soluto e solvente são semelhantes, em termos de tamanho de raio atômico, estrutura cristalina, eletronegatividade e valência, a solução sólida é substitucional, onde os átomos de soluto substituem uma posição na rede dos átomos de solvente. A depender do nível de semelhança entre os átomos de soluto e solvente a solução sólida substitucional varia entre solubilidade completa e solubilidade parcial. Caso a diferença entre os átomos seja grande e o raio atômico do solvente e menor que o do soluto, a solução sólida é intersticial, com os átomos de soluto ocupando posições intersticiais na rede cristalina (DIETER, 1986). Os átomos de C e N tem o maior efeito no aumento de resistência, Figura 7, ambos são elementos intersticiais devido ao pequeno tamanho dos átomos. Grande maioria dos elementos substitucionais adicionados ao aço tem baixo efeito no endurecimento por solução sólida. O efeito de refino de grão e/ou precipitação provocado pela adição dos elementos de liga faz com que seja negligenciado o efeito de endurecimento por solução sólida (RIZZO, 2007).

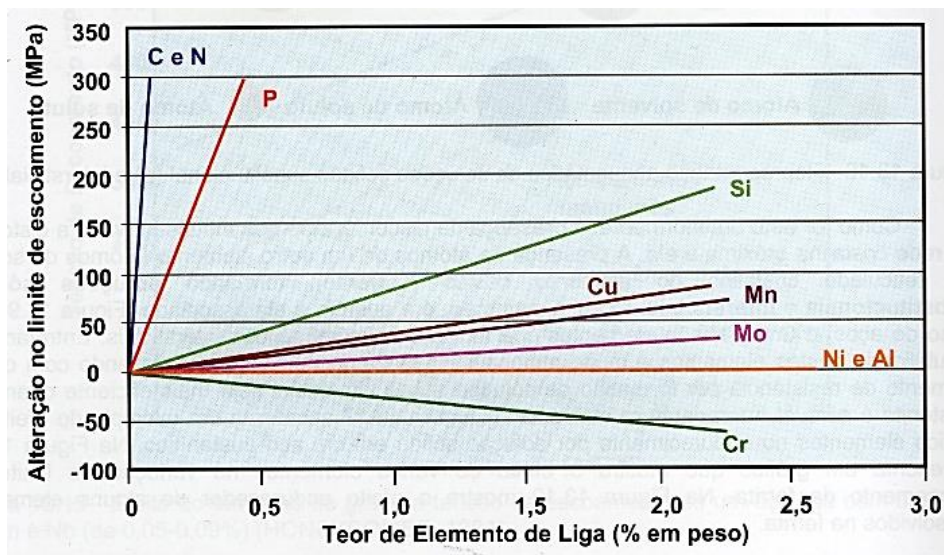


Figura 7: Efeito da adição de elementos de liga no limite de escoamento da ferrita. Fonte Pickering² (1978) apud Rizzo (2007).

3.2.3. Endurecimento por refino de grão

O contorno de grão é um defeito interfacial, representando a separação entre dois grãos que apresentam orientações cristalográficas diferentes. Devido a essas orientações diferentes, as discordâncias têm dificuldade em atravessar os contornos, caracterizando o contorno de grão uma barreira para a movimentação destas. Materiais com granulação menor possuem uma maior área de contorno de grão por unidade de volume, portanto uma maior resistência (DIETER, 1986).

A equação de Hall-Petch, (1), correlaciona a tensão no limite de escoamento (σ_y) com o diâmetro médio dos grãos (d).

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

Sendo, σ_0 a tensão de fricção que depende da composição química e da temperatura e pode ser interpretada como a tensão necessária para mover discordâncias livres ao longo dos planos de escorregamento, é igual ao limite de escoamento em um monocristal. Na (1), k_y é uma constante dependente da temperatura, composição química e taxa de deformação (HONEYCOMBE; BHADSHIA, 1996).

² PICKERING, F.B. Physical Metallurgy and the Design of Steels, **Applied Science Publishers Ltd.**, London, p.63-91, 1978.

O refino de grão é o principal mecanismo utilizado nos aços HSLA visando aumentar a resistência mecânica, para isso são adicionados elementos como Mn, Mo, Nb, Ti e V que atuam de diferentes formas para refinar o grão. A obtenção de grãos finos é obtida com a combinação do processamento termomecânico adequado e o resfriamento controlado (VILLALOBOS et al., 2018). Comparado com os outros mecanismos de aumento de resistência nos aços HSLA, o refino de grão se mostrou o que apresenta maior eficiência, correspondendo por até metade da resistência do material. Além disso, é o único mecanismo que não prejudica a tenacidade (LARZABAL et al., 2017).

A adição de microligantes tem papel fundamental no mecanismo de refino de grão. Eles controlam a cinética de recristalização durante a conformação a quente, os elementos de liga atuam de maneira a bloquear o crescimento dos grãos por meio do efeito de arrasto do soluto dos elementos em solução sólida e/ou de fixação das partículas precipitadas. A contribuição dos microligantes permite que uma diminuição de aproximadamente 3 μm tenha o mesmo efeito do que reduzir 20 μm em um aço CMn de mesma classe de resistência (BUCHMAYR, 2017).

3.2.4. Endurecimento por precipitação de partículas finas

A precipitação endurece o aço devido a um conjunto de fatores, impõem deformações na rede cristalina, os precipitados são barreiras para a passagem da discordância e, normalmente, apresentam dureza maior que a rede. A ocorrência da precipitação é devido a diminuição de solubilidade de determinado composto com a redução da temperatura, quando a solução encontra-se supersaturada a precipitação deste determinado composto é facilitada (DIETER, 1986; RIZZO, 2007).

O tamanho do precipitado e sua correlação com a rede cristalina é correspondente com sua contribuição no aumento de resistência. Precipitados menores, homogeneamente dispersos e coerentes com a matriz apresentam o maior efeito no endurecimento do aço (RIZZO, 2007). O tamanho do precipitado é correlacionado com sua temperatura de formação. Por exemplo, precipitados de TiN formados durante o lingotamento contínuo do aço apresentam tamanhos da ordem de micrômetros, já quando formado durante o resfriamento apresentam-se na ordem de nanômetros (GARCÍA-SESMA; LÓPEZ; PEREDA, 2020).

Durante a laminação a quente e o processamento termomecânico a precipitação tem papel importante para inibir a recristalização e o crescimento de grão pelo mecanismo de fixação dos contornos de grão (BUCHMAYR, 2017; GARCÍA-SESMA; LÓPEZ;

PEREDA, 2020; VILLALOBOS et al., 2018). A precipitação durante o processo de conformação também prejudica a tenacidade do material, aumentando a temperatura de transição dúctil-frágil, além de serem pontos de início de propagação de trincas. Em aços com alto teor de Ti esse mecanismo é o segundo mais importante, perdendo apenas para o refino do grão, na contribuição para as propriedades mecânicas (LARZABAL et al., 2017).

3.2.5. Endurecimento por formação de segunda fase

A formação de uma segunda fase mais dura que a matriz provoca o endurecimento do aço. Em uma liga multifásica cada fase tem uma contribuição na resistência do material, (2), aumentar a fração da fase de maior resistência aumenta a resistência global da liga. A resistência da liga pode ser estimada de acordo com a média ponderada da resistência de cada fase (DIETER, 1986).

$$\sigma_{méd} = f_1\sigma_1 + f_2\sigma_2 \quad (2)$$

A formação de fases ou microconstituintes aciculares, como a bainita e a martensita, em pequenas quantidades já causam um sensível incremento na resistência mecânica do aço. A adição de elementos de liga como Mo, Cr, Mn, B, dentre outros, aumenta a temperabilidade e com isso a facilidade em formar essas fases (COLPAERT; SILVA, 2018).

A formação de segunda fase pode se tornar um problema quando deseja-se aços com alta resistência e ductilidade. Por possuir propriedades mecânicas bem distintas da matriz de ferrita, a nucleação de microvazios ocorre preferencialmente nos contornos de grão das duas fases (CASTANHEIRA et al., 2019; LARZABAL et al., 2017).

3.3. Fenômenos metalúrgicos na laminação a quente

Durante a laminação de tiras a quente, alguns fenômenos atuam de forma a alterar as propriedades e características do material laminado. Com o alto grau de deformação sofrida e as altas temperaturas envolvidas, a ocorrência de recristalização e recuperação ao se tornarem termodinamicamente ativas, são importantes mecanismos de amolecimento durante a laminação, Figura 8. A precipitação pode alterar tanto a cinética de amolecimento do aço como a cinética de crescimento de grão, influenciando no tamanho de grão e na propriedade mecânica do material após conformação (BUCHMAYR, 2017; LARZABAL et al., 2017; PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; VILLALOBOS et al., 2018).

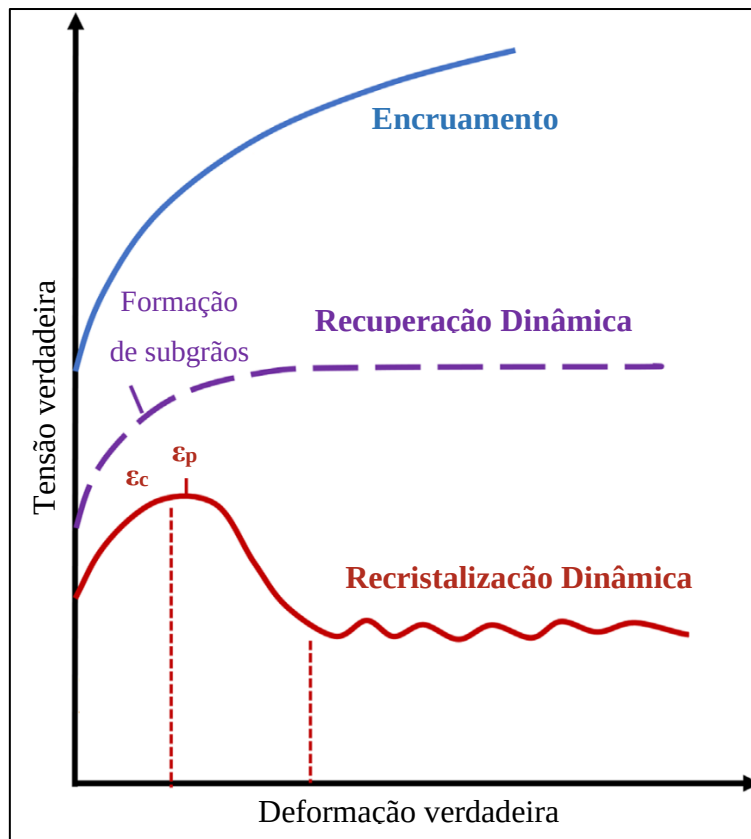


Figura 8: Representação esquemática de curvas tensão-deformação para o encruamento, a recristalização e a recuperação. Adaptado de Buchmayr (2017).

3.3.1. Recuperação

A recuperação provoca mudanças microestruturais que levam a uma restauração parcial das propriedades do material. Durante a recuperação ocorre aniquilação e rearranjo de discordância, assim como a formação de subgrãos (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005). Em materiais de alta EDE, por apresentarem uma mobilidade de discordâncias maior, a recuperação é um fenômeno importante. A recuperação ocorre rapidamente e diminui consideravelmente a energia interna dos materiais. A recristalização e a recuperação são fenômenos que se sobrepõem no tempo, havendo uma competição entre elas. Uma recuperação parcial em regiões deformadas faz com que abaixe a energia interna armazenada e acaba inibindo a ocorrência de recristalização (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; VANDERMEER; RATH, 1989).

Difere-se a recuperação estática e dinâmica pela característica em que o primeiro termo acontece após a deformação plástica e o segundo acontece durante a deformação. A recuperação dinâmica é evidenciada na curva de tensão-deformação a quente pela estabilização da tensão, Figura 8, nesse ponto há um equilíbrio entre a geração e aniquilação de discordâncias (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

3.3.2. Recristalização

Pode-se definir recristalização como a diminuição da energia interna do material pela eliminação de defeitos cristalinos com a migração de contornos de grão de alto ângulo dos novos grãos nucleados. A recristalização tem início quando o potencial termodinâmico é atingido, ou seja, a deformação armazenada pelo material seja superior a uma deformação mínima a uma dada temperatura. O produto da recristalização são novos grãos livres de defeitos originários do encruamento (COLPAERT; SILVA, 2018; PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; RIOS; PADILHA, 2007).

A recristalização, assim como as transformações de fase, é um processo de nucleação e crescimento. Portanto, sua cinética pode ser representada pela equação de JMAK, (3), caracterizada pela forma sigmoideal. Inicialmente o processo ocorre rapidamente devido ao alto nível de deformação acumulada pela matriz, a velocidade decai com o tempo e se torna lenta quando os novos grãos se encontram (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; RIOS; PADILHA, 2007).

$$f(t) = 1 - \exp(-kt^n) \quad (3)$$

Buke e Turnbull³ (1952) apud Siciliano et al. (2020) determinam as leis da recristalização que são aplicáveis ao processamento termomecânico dos aços como:

1. Um mínimo de deformação é requerido para a ocorrência da recristalização.
2. O tempo necessário para completa recristalização diminui com o aumento da temperatura.
3. Com o aumento na deformação acumulada a temperatura requerida para início da recristalização diminui.
4. O tamanho de grão recristalizado depende principalmente da quantidade de deformação acumulada, são menores com um aumento da deformação.
5. Para uma mesma temperatura e deformação, é necessário um maior tempo para a recristalização se completar com um aumento tamanho de grão inicial.
6. Mantendo-se a deformação acumulada constante, a temperatura para recristalização aumenta com um aumento da temperatura de deformação.

³ Burke JE, Turnbull D. Recrystallization and grain growth. In: Chalmers B, editor. **Progress in metal physics**. Vol. 3. London: Pergamon Press; 1952. p. 220-292.

Das leis de Buke e Turnbull pode-se fazer algumas considerações sobre a recrystalização. Um mínimo de deformação é necessário para iniciar o processo de recrystalização, sendo um processo dependente do tempo e da temperatura. Quanto maior a deformação acumulada pelo material, maior o número de defeitos internos. Os defeitos internos atuam como núcleos em potencial para os novos grãos recrystalizados, o aumento destes núcleos causa um refino maior no material. A deformação em temperaturas mais elevadas favorece a uma recuperação mais intensa, consumindo parte da energia acumulada e diminuindo os potenciais sítios para nucleação de novos grãos (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; SICILIANO et al., 2020).

Alguns fatores inibem e/ou retardam a ocorrência da recrystalização, os mais importantes na laminação de tiras a quente são a precipitação e a presença dos microligantes em solução sólida (MAYO et al., 2019). A precipitação atua com uma força que dificulta o movimento dos contornos de grão. Para um contorno de grão ultrapassar um precipitado ele deve ou cortar esse precipitado ou curvar-se e contorna-lo. A eficiência da precipitação em retardar a recrystalização aumenta quando os precipitados são mais finos e/ou estando localizados nos contornos de grão (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; VILLALOBOS et al., 2018). O efeito dos elementos em solução sólida pode ser extrapolado e entendido como se fosse similar ao efeito da precipitação. Os átomos de soluto provocam interações na rede cristalina que tornam o movimento das discordâncias e dos contornos de grão mais restrito. O efeito de arraste provocado pela adição de elementos de liga dificultam a movimentação dos contornos, quando estes têm baixa velocidade de migração o efeito tende a ser mais forte devido a mobilidade que os átomos de soluto têm na rede cristalina (GARCÍA-SESMA; LÓPEZ; PEREDA, 2020; PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

No processo de recrystalização podem ser diferenciadas as recrystalizações estática, dinâmica e metadinâmica, Figura 9. A principal diferença entre elas é o local de acontecimentos de cada uma. A recrystalização estática acontece após a deformação, enquanto a dinâmica acontece simultaneamente a deformação e a metadinâmica é compreendida como o crescimento dos grãos nucleados dinamicamente. Cada tipo de recrystalização tem sua importância e local desejado para que aconteça durante a laminação. O produto visando em todas as recrystalizações é o refino de grão austenítico inicial (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; URANGA; LÓPEZ; RODRIGUEZ-IBABE, 2007).

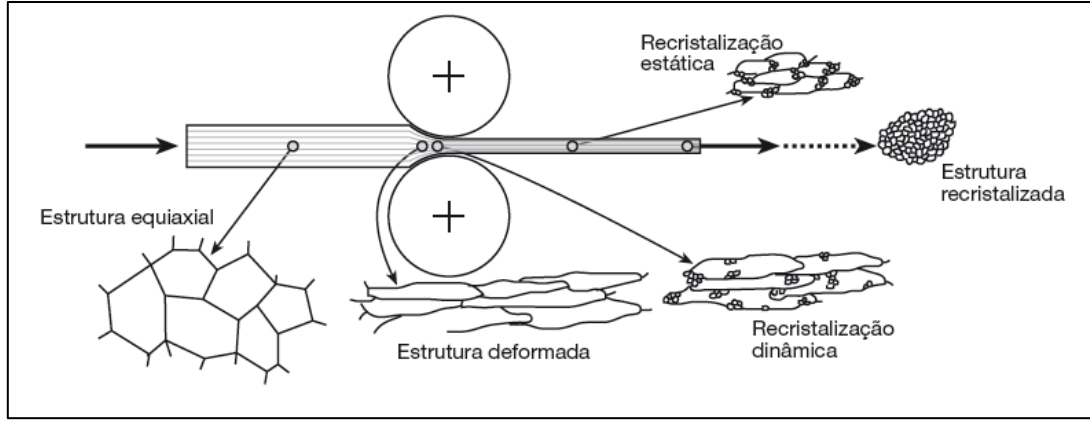


Figura 9: Esquemática da microestrutura após processos de recristalização durante a laminação a quente. Fonte Colpaert e Silva (2018).

3.3.2.1. Estática

A recristalização estática é aquela que acontece após a deformação do material. Imaginando um processo de tiras a quente, este tipo de recristalização aconteceria entre as cadeiras de laminação. O processo de laminação controlada, Figura 5, que apresenta amaciamento total entre os passes de laminação é controlado pela recristalização estática. No laminador de tiras a quente é desejado que a recristalização estática aconteça entre os passes da laminação de desbaste, refinando o tamanho de grão da austenita inicial e aliviando as cargas na cadeira que fazem grandes reduções. Devido a laminação acima da temperatura de não recristalização e longos tempo entre passes a recristalização estática é favorecida no processo de desbaste (FELKER et al., 2020; VILLALOBOS et al., 2018).

Pereda et al. (2008) consideram que apenas a recristalização estática estará presente no processo se a deformação acumulada for menor uma deformação crítica. Assim a cinética de precipitação segue a equação de JMAK, (4).

$$X = 1 - \exp(-\ln 2 \cdot (t/t_{0,5Xre})^n) \quad (4)$$

Na equação (4), X é a fração recristalizada entre os passes, t é o tempo entre passes e $t_{0,5Xre}$ é o tempo necessário para completar 50% da recristalização. GARCÍA-SESMA et al. (2020) obtiveram boa correlação entre $t_{0,5Xre}$ obtidos via resultados experimentais e calculados para diferentes aços contendo Nb e Ti.

$$t_{0,5Xre} = 9,92 \times 10^{-11} d_0 \varepsilon^{-5,6} d_0^{-0,15} \dot{\varepsilon}^{-0,53} \exp\left(\frac{180000}{RT}\right) \exp\left[\left(\frac{275000}{T} - 185\right) ([Nb] + 0,374[Ti])\right] \quad (5)$$

De acordo com a equação proposta em seu estudo, (5), um aumento da concentração de Nb ou Ti provoca um aumento do tempo para completar a recristalização, tornando a cinética mais lenta e favorecendo uma recristalização incompleta quando o tempo entre passes for curto. Assim como determinado por outros autores (BUCHMAYR, 2017; MAYO et al., 2019; VILLALOBOS et al., 2018), o Nb é o elemento que tem o maior efeito quando deseja-se retardar a recristalização do material.

Um fator importante a ser considerado na recristalização estática é relacionado com a precipitação. Pereda et al. (2008) consideram que a recristalização para quando acontece a precipitação. Completada a recristalização, o tamanho de grão recristalizado estaticamente, (6), depende apenas do tamanho de grão inicial e da deformação imposta no passe (GARCÍA-SESMA; LÓPEZ; PEREDA, 2020; PEREDA; RODRIGUEZ-IBABE; LÓPEZ, 2008).

$$d_{RE} = A d_0^p \varepsilon^{-q} \quad (6)$$

Os valores de A , p e q são constantes que dependem da composição química do material. Para aços com Nb pode-se considerar o valor de A , p e q como sendo, respectivamente, 1,4, 0,56 e 1 (PEREDA; RODRIGUEZ-IBABE; LÓPEZ, 2008).

3.3.2.2. Dinâmica

A recristalização dinâmica acontece simultaneamente a deformação. É caracterizada pela geração e eliminação simultânea de defeitos internos no material. A recristalização dinâmica acontece quando a deformação do passe, ou acumulada de múltiplos passes, for maior que uma deformação crítica, (7). Na Figura 10 é evidenciado o amolecimento que é causado pela recristalização dinâmica, nas curvas tensão-deformação a quente é observado um decaimento característico da ocorrência deste fenômeno (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005; RIZZO, 2011).

$$\varepsilon_c = 0,8 \varepsilon_p \quad (7)$$

A deformação de pico, (8), é correspondente a máxima tensão durante a deformação a quente do aço a uma determinada temperatura. Ela pode ser expressa em função do parâmetro de Zener-Hollomon (RIZZO, 2011).

$$\varepsilon_p = A d_0^{1/n} Z \quad (8)$$

A nucleação da recristalização dinâmica ocorre nos contornos de grão, Figura 10, em um mecanismo conhecido como formação de colares sucessivos. A nucleação dos

grãos ocorre sempre do contorno para dentro dos grãos, em etapas sucessivas. Cabe salientar que os grãos nucleados dinamicamente param de crescer e permanecem pequenos devido a continuação de geração de defeitos internos devido a deformação sendo aplicada. Desse modo, após a completa recrystalização dinâmica o aço sofre forte refino de grão (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

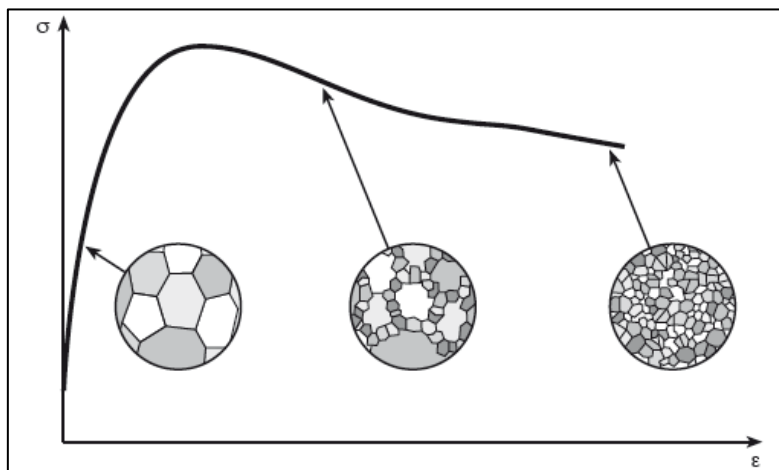


Figura 10: Curva tensão-deformação a quente representando esquematicamente a ocorrência de recrystalização dinâmica. Fonte Colpaert e Silva (2018).

Comparativamente a recrystalização estática, o efeito de arrasto dos elementos em solução sólida é pouco efetivo em retardar a recrystalização dinâmica. A alta velocidade dos contornos de grão e a rápida cinética de nucleação e crescimento fazem com que os átomos de soluto sejam ineficientes em afetar a ocorrência da recrystalização dinâmica, sendo influenciada apenas pela deformação acumulada pela rede cristalina (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

Gorni e Silva (2015) correlacionam a ocorrência de recrystalização dinâmica entre os passes da laminação de acabamento como um fator que causa instabilidade na laminação, podendo levar a sucateamento dentro do laminador de acabamento. A recrystalização dinâmica leva a um forte amaciamento entre os passes de laminação, como os modelos matemáticos não são capazes de prever com exatidão a ocorrência da recrystalização devido aos gradientes existentes no processo, gera uma estimativa equivocada da carga na cadeira seguinte. Desse modo, é desejável que durante a laminação de acabamento a tira acumule deformação para que a ocorrência de recrystalização dinâmica aconteça nas últimas cadeiras de laminação, causando forte refino de grão no produto final.

3.3.2.3. Metadinâmica

A recristalização metadinâmica, conhecida também como pós-dinâmica, tem papel importante nos processos industriais. Ela é caracterizada pelo crescimento dos núcleos formados durante a deformação que crescem após a aplicação da força. De um modo grosseiro, ela seria a união entre a recristalização dinâmica e estática, com os núcleos sendo gerados dinamicamente e crescendo estaticamente (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

A cinética de recristalização metadinâmica, (9), é relativamente mais rápida que as anteriores, principalmente pelo fato de os núcleos já existirem anteriormente, tornando-a extremamente importante nos processos industriais devido a curtos tempo entre passes nas ultimas cadeiras de laminação (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

$$t_{0,5x_{rmd}} = 4,42 \times 10^{-7} \dot{\epsilon}^{-0,59} \exp\left(\frac{153000}{RT}\right) \quad (9)$$

Do ponto de vista do tamanho de grão obtidos após recristalização, os grãos recristalizados metadinamicamente, (10), possuem tamanhos ligeiramente maiores que os recristalizados dinamicamente e bem menores que os recristalizados estaticamente (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

$$d_{RMD} = 1370 \cdot Z^{-0,13} \quad (10)$$

3.3.3. Crescimento de grão

O crescimento de grão é um processo cujo potencial termodinâmico é a redução da energia livre de superfície armazenada nos contornos de grão pela redução da área interfacial dos contornos de grão. O processo de crescimento de grão acontece pela movimentação dos contornos de alto ângulo. Durante o crescimento os grãos maiores crescem às custas dos grãos menores (RIOS; PADILHA, 2007). Após a completa recristalização entre os passes de laminação, os grãos do material cresceram para reduzir a energia interna. Assim, quanto maior o tempo entre passes, maior a probabilidade de acontecer o crescimento de grão (PEREDA; RODRIGUEZ-IBABE; LÓPEZ, 2008). O diâmetro de grão após a completa recristalização, (11), pode ser estimado, os fatores constantes são dependentes da composição química do aço (GARCÍA-SESMA; LÓPEZ; PEREDA, 2020).

$$d = d_{RE} + kt \exp\left(-\frac{Q_{CG}}{RT}\right) \quad (11)$$

3.3.4. Precipitação

Durante o processamento termomecânico a precipitação tem papel importante no controle da cinética de amaciamento do aço. Além disso, a ocorrência de precipitados auxilia em elevar a resistência mecânica do material laminado (LARZABAL et al., 2017; WEBEL et al., 2020). Durante a laminação de acabamento é desejado que a austenita acumule deformação dos passes para que aumente o número de sítios de nucleação para recristalização dinâmica. Para isso é necessário que se retarde a ocorrência de recristalização e recuperação nas primeiras cadeiras, sendo o mecanismo de precipitação um forte retardador utilizado na laminação. A precipitação atua de duas maneiras a inibir a recristalização, aumentam a deformação acumulada necessária para começar a recristalização a uma determinada temperatura e restringem o movimento dos contornos de grão recristalizados (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1996; WEBEL et al., 2020).

A estimativa termodinâmica se a precipitação é espontânea ou não pode ser estimada de acordo com o produto de solubilidade. A partir do produto de solubilidade é possível determinar, para uma composição química específica, quando a precipitação será termodinamicamente estável no aço. Nas equações (12), (13), (14) e (15) são apresentados o produto de solubilidade para, respectivamente, o AlN, VN, NbC e TiC. De uma maneira geral a precipitação pode apresentar compostos mais complexos que necessitam de outras equações para determinar o seu produto de solubilidade (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1996).

$$\log_{10}[Al][N] = -6770/T + 1,03 \quad (12)$$

$$\log_{10}[V][N] = -8330/T + 3,46 \quad (13)$$

$$\log_{10}[Nb][C] = -6770/T + 2,26 \quad (14)$$

$$\log_{10}[Ti][C] = -7000/T + 2,75 \quad (15)$$

Segundo Pereda et al. (2008) a cinética de precipitação de Nb(C,N) pode ser estimada de acordo com o tempo para ocorrência de 5% da fração volumétrica de precipitados, vide (16). As constantes A e B dependem da composição do material e podem ser expressas, respectivamente, pelas equações (17) e (18). O parâmetro A depende do método em que a análise é feita, neste trabalho será adotada a equação relacionada ao método mecânico.

$$t_{0,05p} = A[Nb]^{-1}\varepsilon^{-1}Z^{-0,5} \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \exp\left(\frac{B}{T^3(\ln k_s)^2}\right) \quad (16)$$

$$B = 1,59 \times 10^9 \exp(459 ([Nb][C + (12/14)N])) \quad (17)$$

$$A = 8,74 \times 10^{-6} \exp(-372([Nb][C + (12/14)N])) \quad (18)$$

O tamanho dos precipitados é proporcional ao local em que a precipitação ocorre, dependendo também do produto de solubilidade. A precipitação de TiN ocorre em altas temperaturas e tem a finalidade de controlar o crescimento de grão austenítico durante a solidificação e durante o reaquecimento. Já a precipitação de NbC ocorre durante as últimas cadeiras de laminação e o resfriamento do material, controlando o tamanho de grão ferrítico (URANGA; LÓPEZ; RODRIGUEZ-IBABE, 2007). Na prática, a interação entre os elementos e precipitados é bastante complexa. Webel et al. (2020) comprovaram a partir de aços com Ti e Nb que a precipitação prévia de TiN faz com que o Nb precipite circundando o precipitado, diminuindo o teor de Nb em solução sólida e prejudicando o esquema de passes que se foi determinado.

3.4. Novos desenvolvimentos em simulação do processo de laminação

Felker et al. (2020) analisaram a influência do tratamento termomecânico durante a laminação de tiras a quente de um aço microligado ao Ti e Mo na evolução microestrutural da austenita na laminação a partir de ensaios de torção na Gleeble 3500. Em seus estudos, foi observado que o aumento de temperatura de entrada na etapa de laminação de acabamento retarda o acontecimento de fenômenos de amaciamento durante a laminação. Ainda ligado a variação de temperatura, Felker observou que na menor temperatura de processo no acabamento maior a deformação acumulada durante a laminação, culminando em um maior refino de grão ferrítico.

A partir de ensaios de torção a quente, García-Sesma et al. (2020) buscou verificar a influência do Ti na evolução microestrutural da austenita durante a laminação de tiras a quente em aços microligados ao Nb. A partir de micrografias obtidas inicialmente por metalografia óptica e posteriormente por EDS, García-Sesma observou a influência das inclusões não metálicas na “captura” e precipitação grosseira de TiN, diminuindo a quantidade de Ti em solução sólida durante a laminação. Pela metalografia óptica, foi comprovado posteriormente pelo EDS, a formação de precipitados de TiN, com forma retangular e coloração alaranjada. A partir dos ensaios de torção a quente, foi verificado a influência do Ti em retardar a cinética de amaciamento pelo mecanismo de fixação dos contornos de grão devido a solução sólida existente. Outro ponto de destaque foi a

influência positiva dos precipitados de TiC em diminuir o efeito de crescimento de grão após a laminação, melhorando as propriedades mecânicas do produto laminado.

Rodríguez-Calvillo et al. (2019) verificaram a influência do Si na resistência a deformação durante a laminação a quente de aços ultra baixo carbono. Foram realizados ensaios de deformação plana para a construção das curvas de tensão deformação e posterior ajuste da equação constitutiva do material analisado para a determinação da energia de ativação para a deformação. Foi verificado que a alteração do teor de Si tem pouco efeito na variação da tensão de pico, sendo as variações da temperatura de deformação e taxa de deformação com maior impacto na alteração da tensão de pico.

Dikic et al. (2022) realizou a simulação da laminação de tiras a quente a partir de ensaios de torção a quente de um aço microligado ao Nb e Ti. Com a construção das curvas de tensão deformação, determinou a fração amaciada e o parâmetro de área amaciada por passe que se relacionam-se com a ocorrência de fenômenos de amaciamento. Foi observado que para a composição química analisada, há uma completa recrystalização em temperaturas superiores a 950 °C e uma ausência de amaciamento abaixo de 825 °C, sendo esta definida como temperatura crítica para a laminação no aço estudado.

Para determinar a energia de ativação para a deformação, Peng et al. (2022) realizaram ensaios de deformação plana na Gleeble 3500 de um aço baixo carbono. Com o ajuste das equações que podem ser relacionadas a equação de Zener-Hollomon, foi encontrado o valor de 315 KJ/mol para a energia de ativação para a deformação do aço em análise. Com os coeficientes determinados por ensaios físicos na Gleeble, Peng et al. (2022) construíram equações para representar a ocorrência de recrystalização dinâmica e a evolução microestrutural durante a laminação a quente. Foi observado pelos autores uma forte influência da temperatura na ocorrência de recrystalização, onde uma diminuição desta inibe a ocorrência de recrystalização.

Cui et al. (2023) utilizaram a simulação computacional a partir do diagrama de Laguerre-Voronoi para prever a evolução microestrutural durante a laminação de tiras a quente. Após a construção do modelo matemático, que relaciona as variáveis de laminação com a ocorrência e cinética de recrystalização e crescimento de grão, foi analisado a influência da variação do esquema de passes no trem acabador em um aço microligado ao Ti.

4. MATERIAL E MÉTODOS

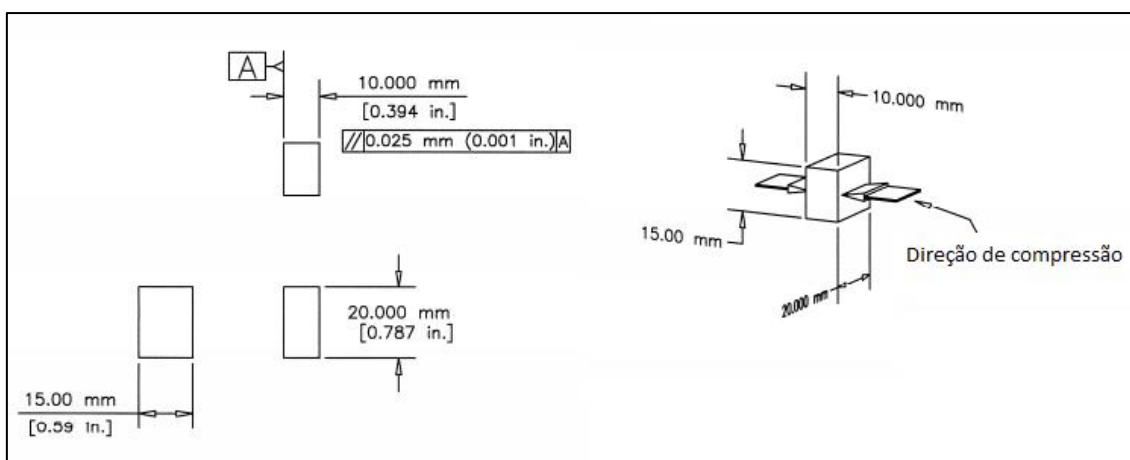
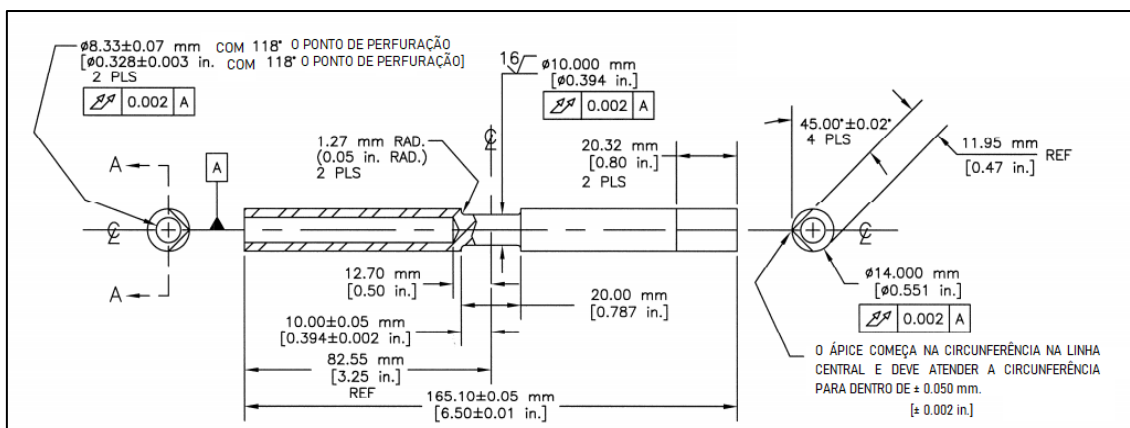
4.1. Material

O aço estudado neste trabalho tem a composição química listada na Tabela 1, ele foi utilizado para estudar a evolução microestrutural de aços microligados ao nióbio e titânio no processo de laminação de tiras a quente. As amostras recebidas foram retiradas de esboços oriundos laminadas a quente, os esboços são um produto intermediário entre a etapa de desbaste e acabamento. Para isso, foram recolhidas aparas proveniente da tesoura de pontas na entrada do trem acabador. A grande parte da aplicação dessas ligas é na indústria automobilística e construção civil.

Tabela 1: Composição química (% em massa) do aço NbMnTi.

Liga	C	Mn	Si	Al	Nb	Ti	P (ppm)	N(ppm)	Fe
NbMnTi	0,092	1,529	0,084	0,043	0,050	0,066	160	50	Bal.

A partir das amostras removidas dos esboços, após etapas de corte e usinagem, foram confeccionados os corpos de prova de torção e compressão plana, respectivamente representados pelas Figura 11 e Figura 12.



austenítico e análise qualitativa das inclusões e dos precipitados grosseiros foi utilizado o microscópio óptico Olympus, modelo BX51M. O tamanho de grão foi realizado de acordo com a norma ASTM E112.

4.2.2. Simulação física

4.2.2.1. Torção a quente

Os ensaios de torção a quente foram realizados no Laboratório Multiusuário de Conformação e Tratamentos Termomecânicos da EEIMVR/UFF utilizando o sistema Gleeble3500 equipado com a unidade de conversão móvel de torção a quente. Os ensaios foram realizados utilizando os corpos de prova representados na Figura 11 e simulando a sequência de passes durante a laminação de tiras a quente para avaliar a influência dos parâmetros de laminação na tensão média de escoamento e a característica das curvas de tensão vs deformação por passe com a variação dos parâmetros de laminação.

Os ensaios simulando a sequência de passes da linha de laminação de tirar a quente seguiu os parâmetros estipulados a partir de dados histórico de bobinas produzidos no laminador de tiras a quente da CSN e o layout do laminador. Inicialmente o material foi aquecido em uma temperatura de 1220 °C por 5 minutos para simular o reaquecimento do material e solubilizar os elementos de liga, durante todo o ensaio foi realizado o alto vácuo na câmara da Gleeble para controlar a atmosfera e prevenir interferências devido a oxidação do corpo de prova. O processo termomecânico realizado foi de acordo com o conjunto de parâmetros listados na Tabela 2, onde foi realizado a simulação para 4 espessuras de bobinas diferentes. Os passes com identificação começando com a letra R são representativos das cadeiras de laminação de desbaste, já os passes de laminação com indicativo começando pela letra F são referentes a etapa de laminação de acabamento. Os parâmetros para essas diferentes espessuras estão listado nas Tabela 3, Tabela 4 e Tabela 5, com as variações, respectivamente, da deformação efetiva, tempo de deformação e tempo entre passas para o conjunto de simulações do trem acabador. Com o conjunto de parâmetros simulados, foram realizados um total de 12 ensaios de torção a quente.

Tabela 2: Parâmetros gerais para os ensaios de torção a quente simulando os passes da laminação.

Identificação do Passe	Temperatura (°C)	Deformação efetiva (%)	Taxa de deformação (s ⁻¹)	Tempo de deformação (ms)	Tempo entre passes (s)
R1	1180	20	2,5	80,5	23,0
R2-1	1165	15	2,5	59,0	14,0
R2-2	1155	22	2,5	86,1	14,0
R2-3	1145	26	2,5	103,1	14,0
R2-4	1135	35	2,5	139,1	14,0
R2-5	1125	35	2,5	139,1	24,0
R3	1110	40	2,5	158,2	4,0
R4	1100	30	2,5	120,7	70,0
F1	1010 ou 960 ou 910	Tabela 3	5,0	Tabela 4	Tabela 5
F2	1000 ou 950 ou 900	Tabela 3	5,0	Tabela 4	Tabela 5
F3	990 ou 940 ou 890	Tabela 3	5,0	Tabela 4	Tabela 5
F4	980 ou 930 ou 880	Tabela 3	5,0	Tabela 4	Tabela 5
F5	970 ou 920 ou 870	Tabela 3	5,0	Tabela 4	Tabela 5
F6	960 ou 910 ou 860	Tabela 3	5,0	Tabela 4	Tabela 5
F7	950 ou 900 ou 850	Tabela 3	5,0	Tabela 4	Tabela 5

Tabela 3: Deformação efetiva para as quatro espessuras de bobinas simuladas.

Espessura da Bobina (mm)	Def. – F1 (%)	Def. – F2 (%)	Def. – F3 (%)	Def. – F4 (%)	Def. – F5 (%)	Def. – F6 (%)	Def. – F7 (%)
12,75	32	22	22	18	14	12	4
7,80	59	32	29	23	17	13	9
4,75	63	45	38	32	27	23	12
2,00	80	59	55	48	45	33	22

Tabela 4: Tempo de deformação para as quatro espessuras de bobinas simuladas.

Espessura da Bobina (mm)	Tempo F1 (ms)	Tempo F2 (ms)	Tempo F3 (ms)	Tempo F4 (ms)	Tempo F5 (ms)	Tempo F6 (ms)	Tempo F7 (ms)
12,75	64,9	44,6	43,5	36,7	28,7	24,6	7,7
7,80	118,0	63,4	57,4	45,8	34,8	26,9	18,0
4,75	125,8	89,1	75,9	63,4	54,4	45,8	24,3
2,00	160,1	118,0	110,4	96,0	89,1	66,4	43,0

Tabela 5: Tempo entre passes para as quatro espessuras de bobinas simuladas.

Espessura da Bobina (mm)	Tempo F1-F2 (s)	Tempo F2-F3 (s)	Tempo F3-F4 (s)	Tempo F4-F5 (s)	Tempo F5-F6 (s)	Tempo F6-F7 (s)
12,75	2,8	2,3	1,9	1,6	1,4	1,2
7,80	2,6	2,0	1,6	1,3	1,1	1,0
4,75	3,7	2,4	1,8	1,3	1,1	0,9
2,00	4,0	2,4	1,5	1,1	0,8	0,6

Para a realização dos ensaios, foram inseridos os parâmetros contidos nas Tabela 2 à Tabela 5 no software supervisor da Gleeble 3500, o QuikSim. Nele, os parâmetros inseridos para realizar a simulação dos passes de laminação foram: a temperatura do passe, o tempo entre passes, a revolução angular acumulada e o tempo de deformação em cada passe. Para determinar a revolução angular de cada passe foi utilizada a (19) conforme manual da Gleeble 3500 (DYNAMIC SYSTEMS INC, 2014).

$$Rev = \frac{\varepsilon_{ef}\sqrt{3}L}{R} \quad (19)$$

na qual L é o comprimento da região útil do corpo de prova, R é o raio da região útil do corpo de prova e ε_{ef} a deformação efetiva.

Para a realização dos ensaios foi soldado um termopar tipo K ao final da região útil que ficou posicionado próximo ao lado fixa da Gleeble 3500, conforme a Figura 13. Durante o ensaio o corpo de prova é aquecido e mantido na temperatura objetivada por efeito Joule, os passes de deformação são realizados rotacionando o lado móvel da Gleeble a uma velocidade pré-estabelecida até uma revolução relacionada com a deformação prevista.

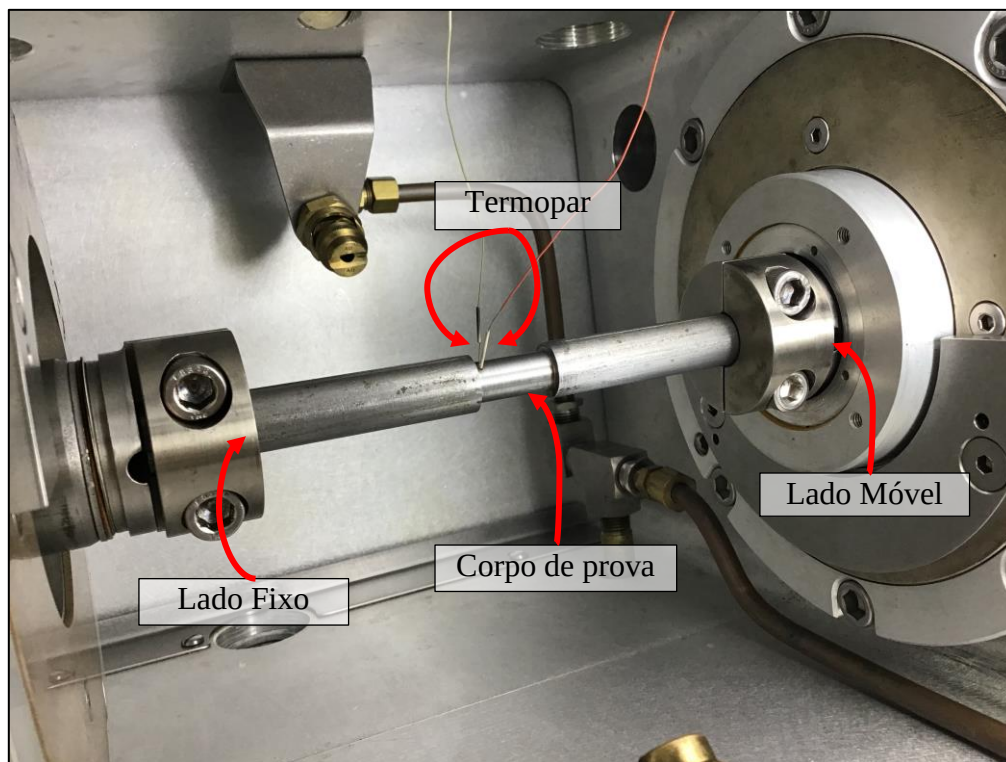


Figura 13: Posicionamento do corpo de prova de torção na câmara de ensaios do simulador termomecânico Gleeble 3500.

Ao final do script de ensaio comandado pelo QuikSim, os dados gerados e extraídos foram a temperatura, o ângulo de torção e o torque ao longo do tempo de ensaio. Os dados são obtidos diretamente no software Origin. Utilizando-o foram transformados os valores do ângulo de torção e torque em, respectivamente, deformação efetiva e tensão efetiva pelas (20) e (21).

$$\varepsilon_{ef} = \frac{\pi R \theta}{\sqrt{3} L} \quad (20)$$

$$\sigma_{ef} = (3\tau^2 + \sigma_A^2)^{\frac{1}{2}} \quad (21)$$

na qual

L = Comprimento da região útil do corpo de prova

R= Raio da região útil do corpo de prova

θ = Ângulo de torção

τ = Tensão de cisalhamento

σ_A = Tensão axial

A tensão de cisalhamento foi determinada a partir do torque aplicado e o dimensional do corpo de prova pela (22).

$$\tau = \frac{T}{2\pi R^3} (3 + n + m) \quad (22)$$

sendo

T =Torque

R = Raio da região útil do corpo de prova

n = expoente de encruamento

m = índice de sensibilidade à taxa de deformação

Considerando que durante o ensaio somente forças de torção foram aplicadas no corpo de prova, ou seja, a tensão axial foi nula durante a realização do ensaio. A tensão efetiva é determinada pela (23).

$$\sigma_{ef} = \sqrt{3} \left(\frac{T}{2\pi R^3} \right) (3 + n + m) \quad (23)$$

Devido as altas temperaturas envolvidas durante o ensaio, o valor do coeficiente de encruamento foi considerado como nulo. O coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação foi considerado de 0,155 conforme manual da Gleeble 3500 (DYNAMIC SYSTEMS INC, 2014).

Determinado os valores de tensão e deformação equivalente, a tensão média de escoamento foi determinada, para cada passe de laminação, como sendo o resultado da integral da tensão pela deformação plástica, dividido pela deformação realizada no passe, conforme a (24).

$$\bar{\sigma}_{ef} = \frac{1}{\varepsilon_{p_f} - \varepsilon_{p_i}} \int_{\varepsilon_{p_i}}^{\varepsilon_{p_f}} \sigma_{ef} d\varepsilon_p \quad (24)$$

Onde a deformação plástica realizada no passe de laminação representada por ε_p pode ser determinada a partir da lei de Hook conforme a (25).

$$\varepsilon_p = \varepsilon_{ef} - E\sigma_{Max} \quad (25)$$

com

ε_{ef} = deformação efetiva máxima do passe

E = módulo de elasticidade

σ_{Max} = Tensão efetiva máxima do passe

O módulo de elasticidade foi determinado a partir da regressão linear da parte inicial elástica de cada passe de laminação simulado. Com os pontos da curva que representa a função da tensão efetiva pela deformação plástica efetiva, foi determinada a área sob a curva pela função de integração presente no software Origin. Com a resolução da integral foi utilizado a (24) para determinar a tensão média de escoamento.

4.2.2.2. Deformação plana por compressão

Os ensaios de deformação plana por compressão foram realizados no Laboratório Multiusuário de Conformação e Tratamentos Termomecânicos da EEIMVR/UFF equipado com a unidade de conversão móvel denominada por Hydrawedge II. Os ensaios de compressão plana realizados foram utilizados para ajustar os parâmetros da curva de Zener-Hollomon. Para isso, é efetuado uma única deformação e varia-se entre ensaios a

temperatura e a taxa de deformação para determinar a energia de ativação e ajustar as curvas do parâmetro de Zener-Hollomon, conforme (26).

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (26)$$

na qual

- Z = parâmetro de Zener-Hollomon
- $\dot{\varepsilon}$ = taxa de deformação
- Q = energia de ativação para deformação
- R = constante dos gases (8,3145 J/K mol)
- T = temperatura absoluta em Kelvin

O parâmetro Z pode ser relacionado com a tensão a partir de diferentes equações nas formas de potência, exponencial e seno hiperbólico. Enquanto as duas primeiras são utilizadas em um range determinado de tensão, a equação com base no seno hiperbólico pode ser utilizada em amplas faixas de tensões e deformações (DIAS, 2019; YU et al., 2021).

$$Z = A\sigma^{n'} \quad (27)$$

$$Z = B \exp(\beta\sigma) \quad (28)$$

$$Z = C[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (29)$$

Nas equações acima, A , B e C são constantes experimentais e os coeficientes n' , β e α ajustam o nível de tensão e satisfazem a condição da (30).

$$\alpha = \frac{\beta}{n'} \quad (30)$$

A partir de resultados experimentais, os coeficientes n , n' e β podem ser determinados pela inclinação da reta formada pela linearização das equações respectivas. Assim, determina-se o valor da energia de ativação igualando qualquer uma das equações a proposta por Zener-Hollomon e linearizando a equação. Por exemplo,

$$\ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln C + n \ln(\sinh \alpha\sigma) \quad (31)$$

Considerando o ensaio a temperatura constante e os parâmetros n e α independentes da temperatura. Pode-se determinar o valor da energia de ativação Q a partir da inclinação da reta formada por $\ln(\sinh \alpha\sigma)$ e o inverso da temperatura. Portanto,

$$Q = Rn \left(\frac{\partial \ln(\sinh \alpha \sigma)}{\partial \ln \left(\frac{1}{\dot{T}} \right)} \right) \quad (32)$$

Para a realização do ensaio, o corpo de prova já usinado de acordo com a Figura 12, foi soldado a um termopar tipo K para aferir a temperatura durante o ensaio, conforme pode-se verificar na Figura 14. Com o intuito de minimizar o atrito é utilizada a pasta de níquel e a folha de tântalo, a sequência é tal que a pasta de níquel fica posicionada entre o corpo de prova e a folha de tântalo.

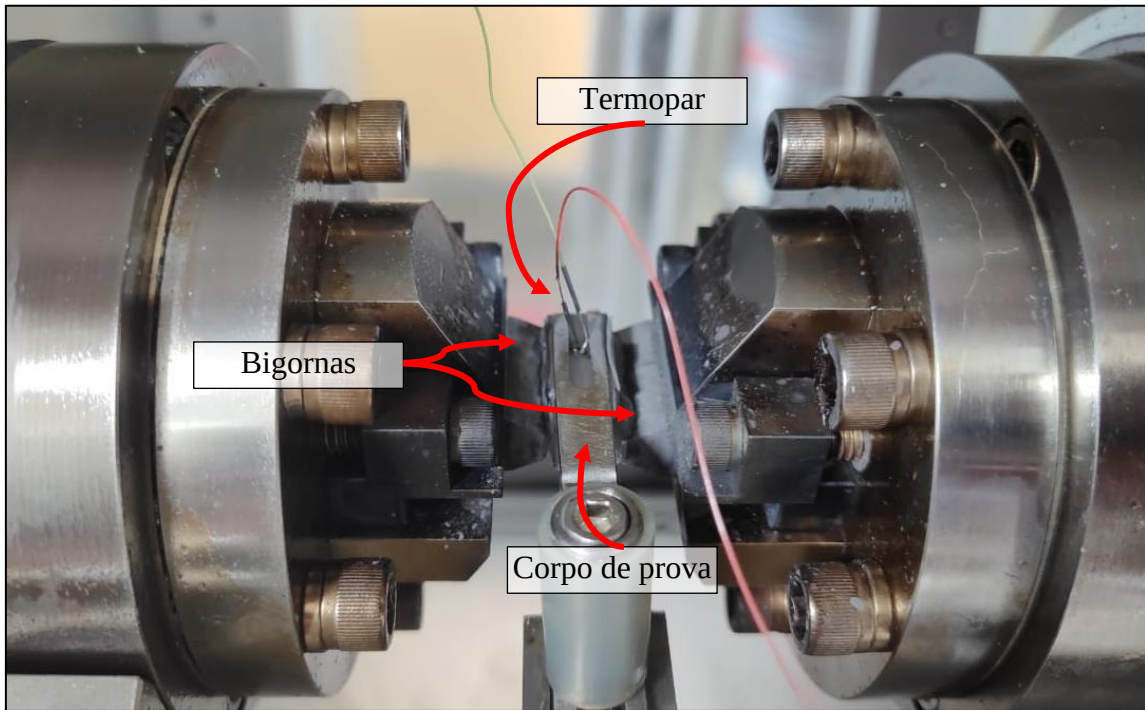


Figura 14: Posicionamento do corpo de prova de compressão plana na câmara de ensaios da unidade móvel de conversão Hydrawedge II.

O ciclo esquemático do ensaio pode ser visualizado na Figura 15. Após a realização do alto vácuo na câmara de ensaios da unidade móvel de conversão Hydrawedge II, o material foi aquecido em uma taxa de 5°C/s até a temperatura de 1220 °C com um tempo de encharque de 300 segundos, sendo posteriormente resfriado a uma taxa constante de 2,5 °C/s até a temperatura isoterma do ensaio. As temperaturas utilizadas, representando a faixa na qual acontece os passes de laminação de desbaste e acabamento, foram de 1150, 1100, 1050, 1000 e 950 °C nas taxas de deformação de 0,01, 0,1, 1 e 10 s⁻¹, os corpos de prova foram deformados em um único estágio de deformação até a deformação verdadeira de 80%. Com o conjunto de 5 temperaturas e 4 taxas de deformação foram realizados um total de 20 ensaios de compressão plana.

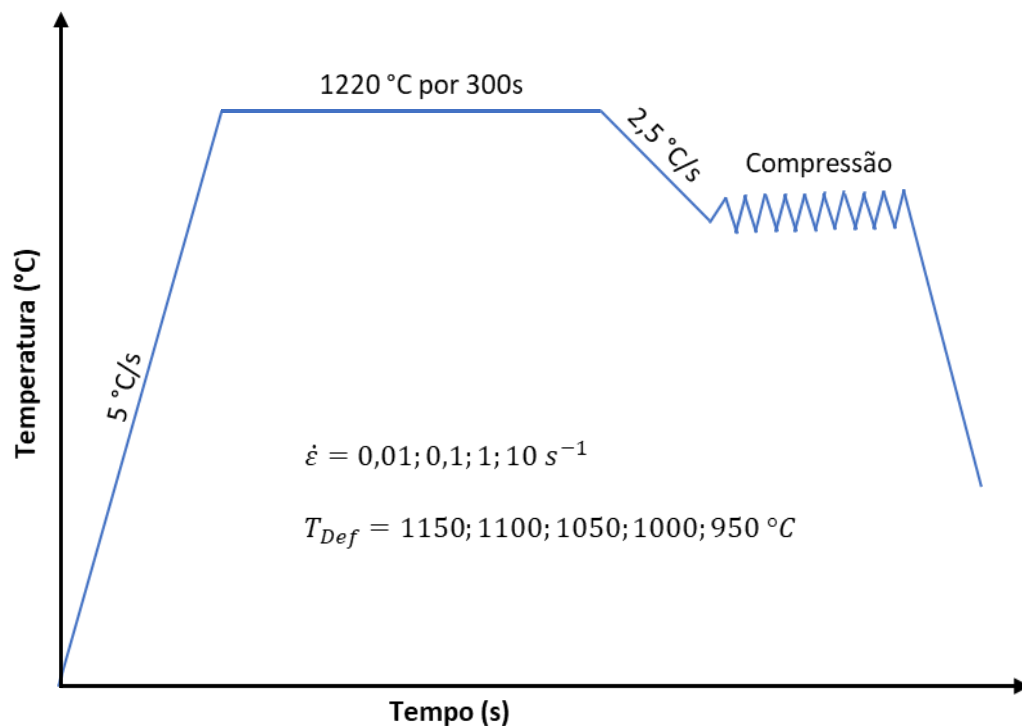


Figura 15: Ciclo esquemático dos ensaios de compressão plana realizadas na Gleblee 3500 equipada com a unidade de conversão móvel Hydrawedge II

4.2.3. Simulações numéricas

As previsões numéricas foram realizadas segundo o modelo matemático TPS desenvolvido no software em Excel por Lino (2018), conforme ilustração na Figura 16. Os dados de entrada para a simulação são a composição química do aço, a temperatura de reaquecimento, a taxa de resfriamento após laminação, o tamanho de grão inicial da austenita após reaquecimento da placa e os dados de cada passe que compreendem a temperatura, a deformação efetiva, a taxa de deformação e o tempo decorrido entre os passes. Os valores da composição química de cada aço estão detalhados na Tabela 1. Foram escolhidas espessuras de referências e característica dos produtos microligados laminados a quente para a análise do comportamento do material na linha de laminação, uma menor espessura impacta em maiores forças e maior criticidade para o laminador. Ainda, a temperatura de reaquecimento foi fixada em 1220 °C, a taxa de resfriamento em 30 °C/s e o tamanho de grão inicial da austenita de 200 µm.

05 TPS Model Microalloyed 4.5 - 6583 - 12,75 - Excel

Entradas Salidas Gráficos

Modelo para Aço Microalloyado

Custos Salvar [Ctrl + B] Salvar Como [F12]

ENTRADAS

C 0,092 % Mn 1,529 % Si 0,084 % Nb 0,050 % V 0,007 % N 0,005 % Mo 0,000 % Ti 0,066 % Ni 0,000 % T req. 1220 °C dT/dt 30 °C/s do 200 µm

P 0,020 % S 0,010 % Al 0,043 % Cr 0,022 % B 0,000 % Cu 0,010 % Ceq 0,35 % Pcm 0,17 %

Passe	Temp. (°C)	Def.	Taxa def. (s ⁻¹)	tep (s)
1	1190	0,20	1,6	23,0
2	1165	0,15	3,7	14,0
3	1155	0,22	5,9	14,0
4	1145	0,26	6,3	14,0
5	1135	0,35	9,0	14,0
6	1125	0,35	11,9	24,0
7	1110	0,40	9,6	4,0
8	1100	0,30	13,4	70,0
9	910	0,32	10,0	2,8
10	900	0,22	11,1	2,3
11	890	0,22	15,9	1,9
12	880	0,18	19,4	1,6
13	870	0,14	19,9	1,4
14	860	0,12	21,8	1,2
15	850	0,04	13,7	0,0
16				
17				

Auxiliar

Análise

Carga

Passe	Temp. (°C)	Def.	Taxa def. (s ⁻¹)	tep (s)
18				
19				
20				
21				
22				
23				
24				
25				
26				
27				
28				
29				
30				
31				
32				
33				

T_{nr} 1064 °C

Nb_{ss} 0,050 %

V_{ss} 0,007 %

Informações de preenchimento

- Preencher somente as células em branco.
- Não preencher linhas dos passes onde não houver deformação.
- Não preencher tep do último passe, somente a taxa de resfriamento acima.

TPS Model
Desenvolvimento:
Roney Lino e Ronaldo Barbosa

Figura 16: Tela de entrada de dados o modelo TPS desenvolvido por Lino (2018).

As espessuras de bobina simuladas foram as de 12,75 mm, correspondente a máxima espessura nominal capaz de ser feita no laminador da CSN. A espessura de 7,80 mm como uma espessura intermediária de uma bobina de chapa grossa, as espessuras de bobina de chapa fina a quente de 4,75 mm e 2,00 mm. Os valores de entrada para a simulação numérica no TPS foram os mesmos parâmetros utilizados para a simulação física na Gleeble 3500, e estão dispostos nas Tabela 2. Uma condição necessária para os ensaios físicos é a utilização de taxas de deformações de referência, devido às limitações do equipamento, como na simulação numérica não há essa interferência, foram utilizados valores de taxa de deformação análogas as reais em uma linha de laminação, dispostas na Tabela 6.

Tabela 6: Taxas de deformação por espessura para as simulações no TPS.

Passe	12,75 mm	7,80 mm	4,75 mm	2,00 mm
R1	1,57	1,57	1,57	1,57
R2_P1	3,66	3,66	3,66	3,66
R2_P2	5,86	5,86	5,86	5,86
R2_P3	6,29	6,29	6,29	6,29
R2_P4	9,00	9,00	9,00	9,00
R2_P5	11,86	11,86	11,86	11,86
R3	9,61	9,61	9,61	9,61
R4	13,39	13,39	13,39	13,39
F1	10,03	14,84	10,96	12,81
F2	11,06	17,89	17,07	23,33
F3	15,90	25,16	26,60	44,96
F4	19,42	30,51	39,46	72,21
F5	19,88	35,07	54,13	112,86
F6	21,81	36,98	64,84	140,63
F7	13,73	34,00	58,62	147,90

O TPS fornece uma vasta quantidade de *outputs*, dentre elas se destacam a deformação crítica e a deformação acumulada após cada passe de laminação, a previsão da ocorrência de recristalização e em qual passe ocorrerá, as propriedades mecânicas do material após laminação, a evolução dos elementos microligantes em solução sólida e o percentual eventualmente precipitado, evolução do tamanho de grão austenítico e a tensão média de escoamento por cadeia. Ao total, considerando que foram realizadas simulações para cada conjunto de variável, foram realizadas 12 simulações distintas para o estudo da evolução microestrutural do aço analisado.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Microscopia óptica

As amostras como recebido preparadas metalograficamente são apresentadas na Figura 17 somente com polimento e na Figura 18 com ataque químico de Teepol, com o intuito de revelar os contornos de grão austeníticos pré-existent.



Figura 17: Microscopia óptica da amostra como recebido. Ampliação de 200X.

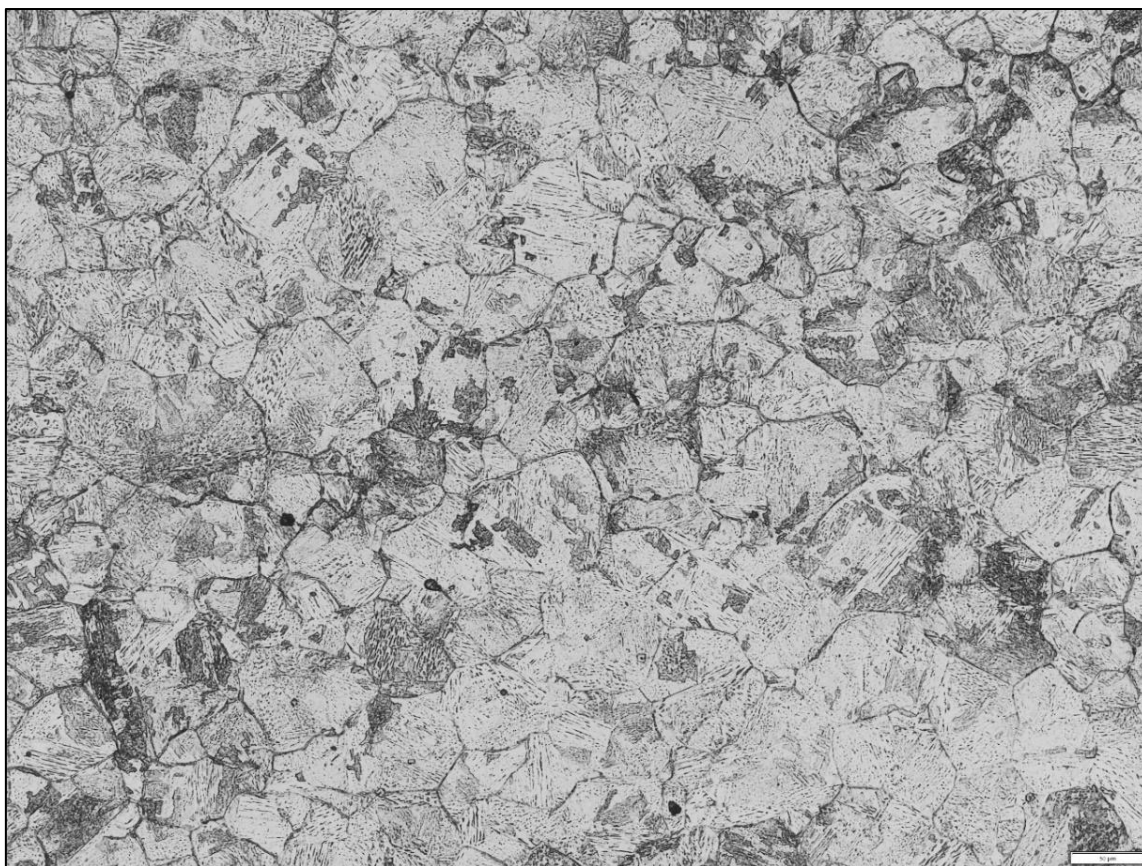


Figura 18: Microscopia óptica da amostra como recebido com ataque químico de teepol. Ampliação de 200X.

Na Figura 17, sem polimento, é possível perceber que o material apresentou precipitados de TiN, indicado pelas setas vermelhas, conforme o relatado por WEBEL et al. (2020). A ocorrência de precipitação de TiN anterior ao processo termomecânico pelo trem acabador é algo que na grande maioria das vezes se deseja evitar, visto que diminui a quantidade de Ti em solução sólida disponível para precipitar como TiC durante o resfriamento após a laminação. Comparado ao TiC, o TiN tem maior tamanho de precipitado tem forte perda do percentual de solubilidade no aço já a partir das temperaturas de lingotamento, sendo precipitado no contorno de grão durante o lingotamento contínuo do aço e ajudando a inibir o crescimento de grão austenítico na temperatura do lingotamento e durante o reaquecimento das placas. Já o TiC tem grande solubilidade nos aços até a temperatura de final de acabamento, sendo precipitado a partir da etapa de resfriamento após laminação, por ter um tamanho de precipitado muito fino, geralmente visto somente em MET, contribui de maneira muito mais visível no endurecimento e aumento de resistência dos aços, em contrapartida do TiN. Quando se faz o desenho da liga, o TiN passa a ser indesejável em grande parte das aplicações devido a sua contribuição para a perda de tenacidade do aço, conforme o que foi descrito por

Pereda et al. (2008). Em contrapartida, o TiC é desejado visto que devido ao seu tamanho de grão menor, tem menor influência na perda de tenacidade dos aços.

Outro ponto importante que foi visualizado na metalografia sem ataque químico é relacionado a precipitação conjunta de TiN e Nb(C,N), como relatado por WEBEL et al. (2020), a precipitação de TiN em elevadas temperaturas se torna um fator indesejável também pois induz a precipitação conjunta de precipitados de Nb, reduzindo o teor de Nb em solução sólida e alterando o processamento termomecânico que foi desenhado no projeto da liga. Além disso, a presença de um elevado nível de inclusões internas também pode favorecer a precipitação antecipada, atuando como sítios preferenciais de precipitação dos TiN e Nb(C,N). Na Figura 19 a precipitação conjunta de Ti e Nb pode ser visualizada pela precipitação de TiN em amarelo circundado precipitados esferoidais de Nb(C,N).

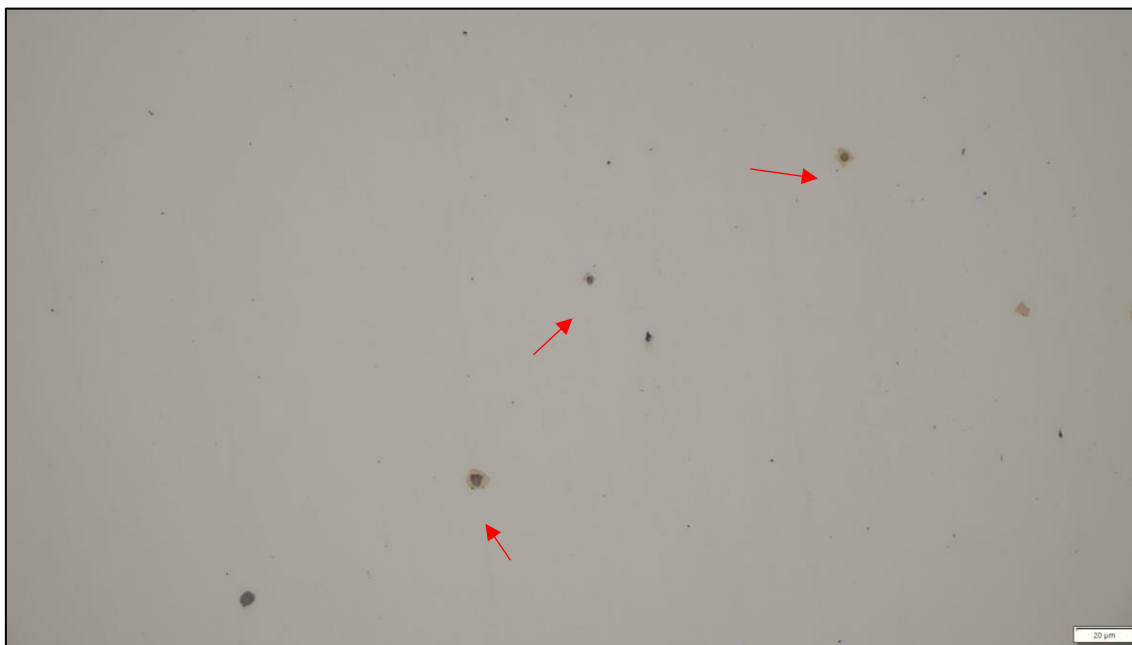


Figura 19: Microscopia óptica da amostra como recebido ilustrando a presença de precipitados complexos de Ti e Nb. Ampliação de 500X.

Nas amostras atacadas com Teepol é possível observar que nos contornos de grão austeníticos e/ou em suas vizinhanças estão localizados os precipitados de TiN, vide Figura 20. Como a amostra foi retirada em uma região intermediária da linha de laminação, onde o material é processado sempre no campo austenítico, pode-se correlacionar a presença dos precipitados como um fator que contribuiu para inibir ou retardar a ocorrência de crescimento de grão durante a etapa de reaquecimento de placas e entre os passes de laminação de desbaste. Também é possível determinar a partir das amostras atacadas quimicamente um valor de tamanho de grão austenítico médio para o

produto que está entrando no trem acabador. O valor do tamanho de grão, determinado após o método dos círculos concêntricos de Abrams conforme ASTM E112, foi de $69,54 \pm 2,89 \mu\text{m}$. O tamanho de grão austenítico é influenciado pelo tamanho de grão após reaquecimento dos fornos de placa, pelos fenômenos de recristalização e crescimento de grão no trem desbastador e pela formação e eventuais precipitados na matriz austenítica. Conforme parâmetros de processo apresentados na Tabela 2, devido as altas temperaturas envolvidas e o longo tempo entre passes é esperado que sempre aconteça recristalização estática total entre os passes de laminação de desbaste. A confirmação da formação de precipitados de TiN auxiliará em retardar e minimizar qualquer ocorrência de crescimento de grão após recristalização. Logo, para determinar as demais influências sob o tamanho de grão austenítico na entrada do trem acabar, a informação faltante é acerca do processo de reaquecimento da placa, na qual não foi disponibilizada.

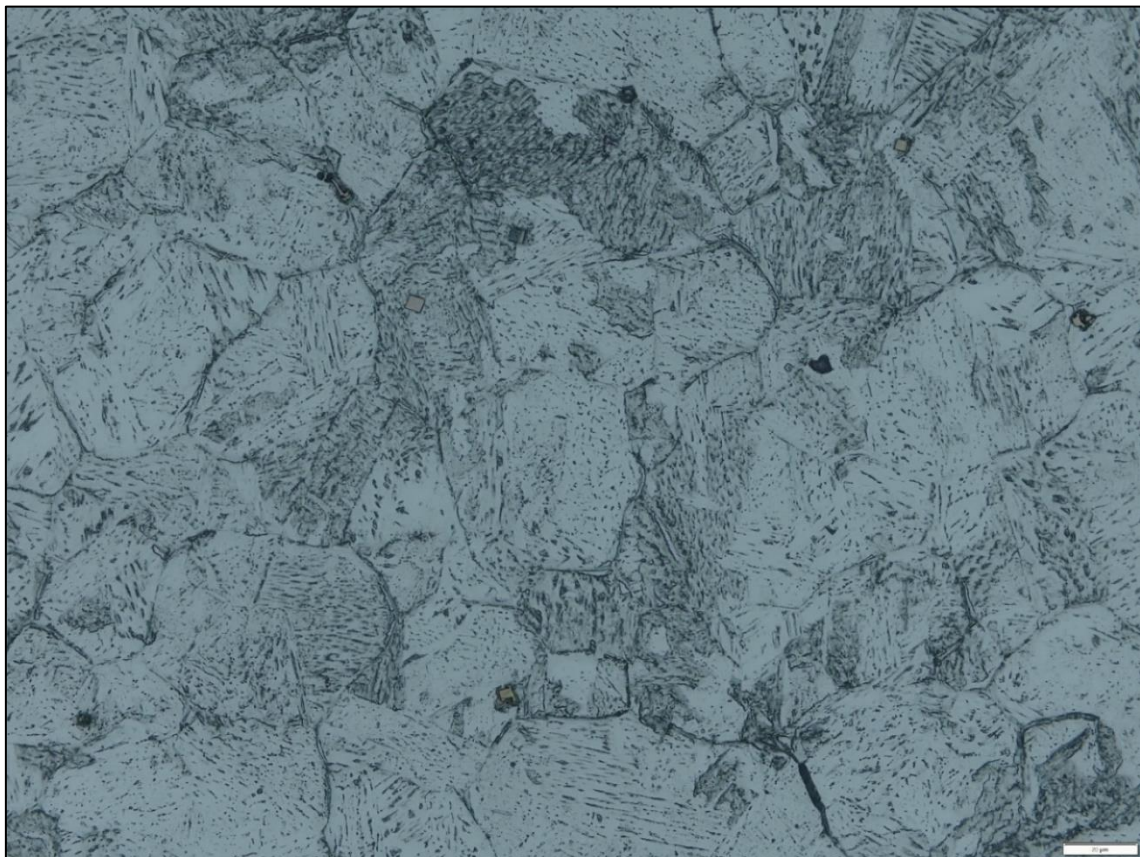


Figura 20: Microscopia óptica com ataque químico de teepol relacionando a localização dos precipitados de TiN na matriz austenítica anterior. Ampliação de 500X.

5.2. Simulação Física

5.2.1. Ensaaios de torção a quente

Após a realização dos ensaios na Gleeble 3500 e tratamento dos resultados conforme descrito na seção 4.2.2.1, transformando-os em tensão e deformação efetiva, as doze curvas de tensão vs deformação efetiva, simulando os diferentes parâmetros a serem analisados, são apresentadas na Figura 21. As variáveis a serem analisadas entre as curvas são a temperatura de laminação no trem acabador e a espessura final de bobina. Na etapa de desbaste, não houve alterações entre os parâmetros simulados, o que corrobora o comportamento idêntico apresentado entre as temperaturas e espessuras simuladas, caracterizado pela sobreposição das curvas nos 8 primeiros passes de deformação. A invariabilidade das curvas na etapa de desbaste também demonstra a boa repetibilidade que a Gleeble 3500 apresenta.

Na etapa de laminação de desbaste, as elevadas temperaturas possibilitam a realização de grandes deformações em um único passe e os maiores dimensionais da placa, do esboço e do diâmetro do cilindro implicam em menores velocidades de laminação. Tais fatores, em conjunto com o maior tempo entre passes, favorecem a ocorrência de recristalização estática após cada passe de desbaste e o completo amaciamento do material entre as etapas de deformação. Pelas curvas de tensão vs deformação é perceptível o leve aumento de resistência após cada etapa de laminação de desbaste. Esse aumento pode ser explicado pela pequena queda de temperatura entre as etapas de laminação de desbaste e um provável refino de grão após a completa recristalização estática entre os passes.

A variação das temperaturas objetivadas no trem acabador entre baixa, média e alta, respectivamente com temperaturas de entrada de 1010, 960 e 910 °C, proporcionou a alteração dos níveis de tensão conforme o esperado. As maiores temperaturas apresentaram os menores níveis de tensão. As variações na espessura de bobina entre 12,75, 7,80, 4,75 e 2,00 mm também resultaram em alterações nos níveis de tensão das curvas conforme o esperado. Menores espessuras de bobina e consequentemente maiores reduções por cadeira de laminação implicam em maiores tensões.

A influência da temperatura está ligada diretamente no efeito que sua queda tem em aumentar a resistência a deformação do aço devido, principalmente, a diminuição da mobilidade das discordâncias. Outra influência que a temperatura pode ter é relacionado a ocorrência de recristalização, quando a laminação é realizada abaixo da temperatura de

não recristalização a ocorrência de recristalização é dificultada e favorece o acúmulo de deformação entre os passes e causando o aumento da resistência entre passes consecutivos. Na laminação de tiras a quente, é realizado grandes deformações no material, por exemplo, na espessura simulada de 12,75 mm é feita uma deformação efetiva de 124% somente na etapa de laminação de acabamento onde o aço tem uma temperatura de não recristalização teórica de 1064 °C, por mais a laminação seja realizada abaixo da temperatura de não recristalização, devido a elevada deformação acumulada, o material acaba apresentando a ocorrência de recristalização dinâmica e/ou metadinâmica.

A variação da espessura de bobina visada está relacionada principalmente a variação das deformações realizadas por cadeira no trem acabador. Sabendo que a sequência de desbaste foi idêntica para todas as simulações, tem-se que o parâmetro de entrada para a simulação no trem acabador foi a mesma espessura de esboço. Nessa condição, menores espessuras de bobinas exigem maiores deformações realizadas pelas cadeiras de acabamento. As deformações realizadas sobre o material têm papel fundamental nos fenômenos de recristalização, como o tempo entre passes no acabamento não passou de 4 segundos e foi de no mínimo 0,6 segundos, a recristalização estática é dificultada nessa etapa do processo e as recristalizações dinâmica e metadinâmica, assim como a recuperação dinâmica, passam a ser o principal mecanismo de amaciamento.

Nas curvas de tensão deformação simulando o processo de laminação a quente presentes na Figura 21, observa-se que não há recristalização dinâmica na laminação de desbaste, visto que as tensões aumentam continuamente com a aplicação da deformação. Por outro lado, a estabilidade da tensão entre os passes subsequentes indica a completa recristalização estática entre passes no desbaste. Na laminação de acabamento não ficou nítida a ocorrência de recristalização dinâmica nos passes de laminação, e devido ao baixo tempo entre passes, é de se esperar que não houve recristalização estática entre as etapas de deformação. Como não há um forte aumento de resistência entre passes subsequentes, pode-se concluir que houve recristalização metadinâmica nas etapas de laminação de acabamento simuladas.

Particularmente para a espessura de bobina simulada de 2,00 mm e na temperatura de entrada de 910 °C, devido a elevada deformação imposta pelo processo, observa-se que há a ocorrência de recuperação dinâmica, principalmente entre o segundo e quinto passe de laminação. A recuperação dinâmica é caracterizada pela estabilização da tensão durante o momento de aplicação da carga.

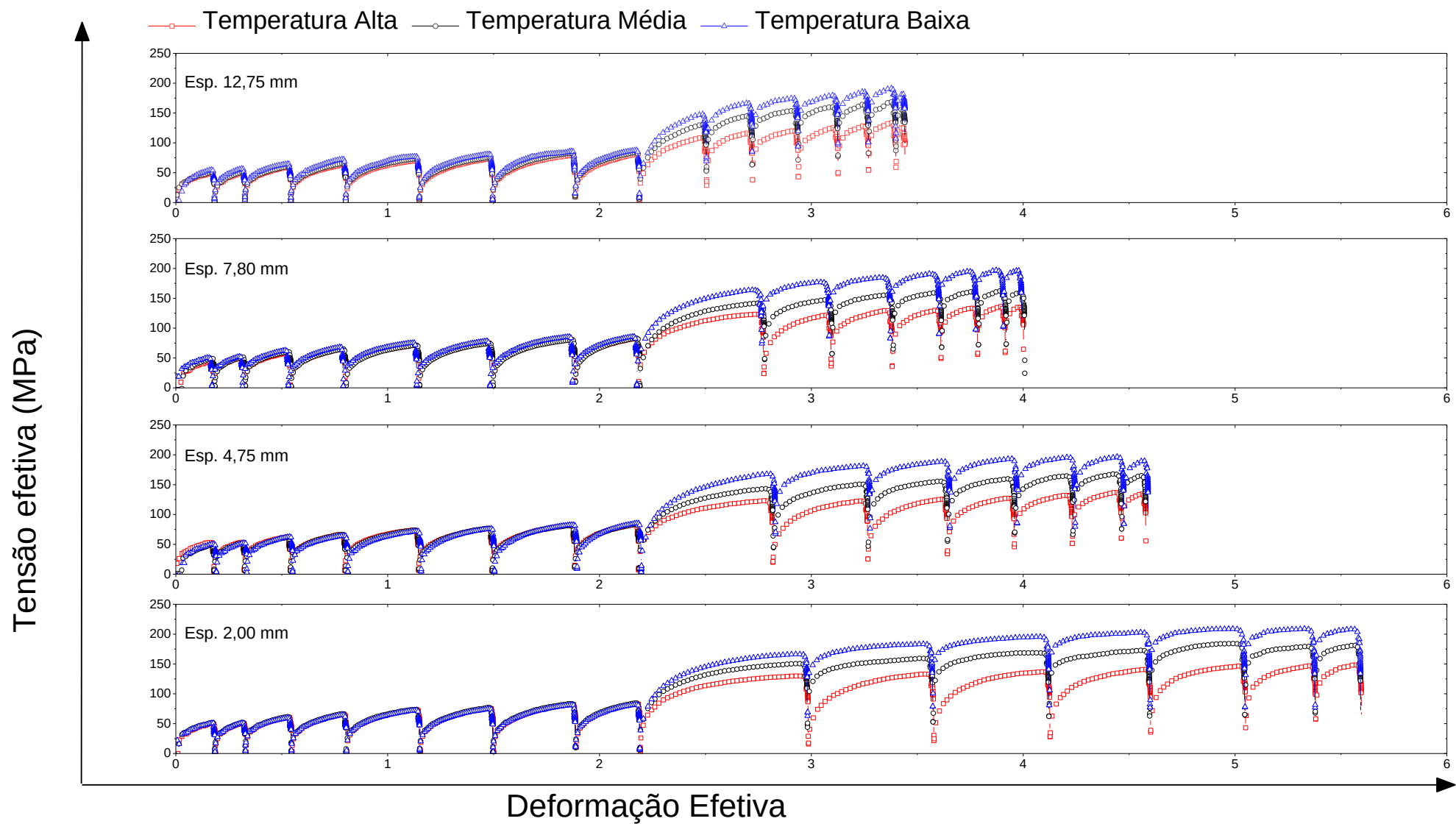


Figura 21: Curvas de Tensão vs Deformação obtidas para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas

Os valores da tensão média de escoamento (TME), após tratamento dos dados conforme o descrito em 4.2.2.1, foram plotados versus a nomenclatura da cadeia de laminação na Figura 22 e o inverso da temperatura na Figura 23. Os resultados obtidos foram o esperado conforme Buchmayr (2017) e Padilha e Siciliano Junior (2005), há uma maior TME quando se abaixa a temperatura e quando se pratica maiores deformações, ou seja, quando o produto da laminação tem menor espessura.

Como particularidade, em praticamente todas as simulações realizadas, observou-se um amaciamento no último passe de laminação (F7), fator que pode ser relacionado a baixas deformações impostas nessa cadeia. A queda da TME na última cadeia de laminação foi mais pronunciada no material simulado de espessura de 12,75 mm. Devido as menores deformações impostas nessa espessura, obteve-se um acúmulo maior de deformação dos primeiros passes, vindo a adiar a ocorrência de recristalização e favorecendo o amaciamento nos últimos passes de laminação. Uma possibilidade de agregar as propriedades e resultar em um material de resistência mecânica mais elevadas é a produção desse dimensional de bobina sem a utilização da última cadeia de laminação, resultando em maiores deformação por passe e otimizando no esquema de passes desse material.

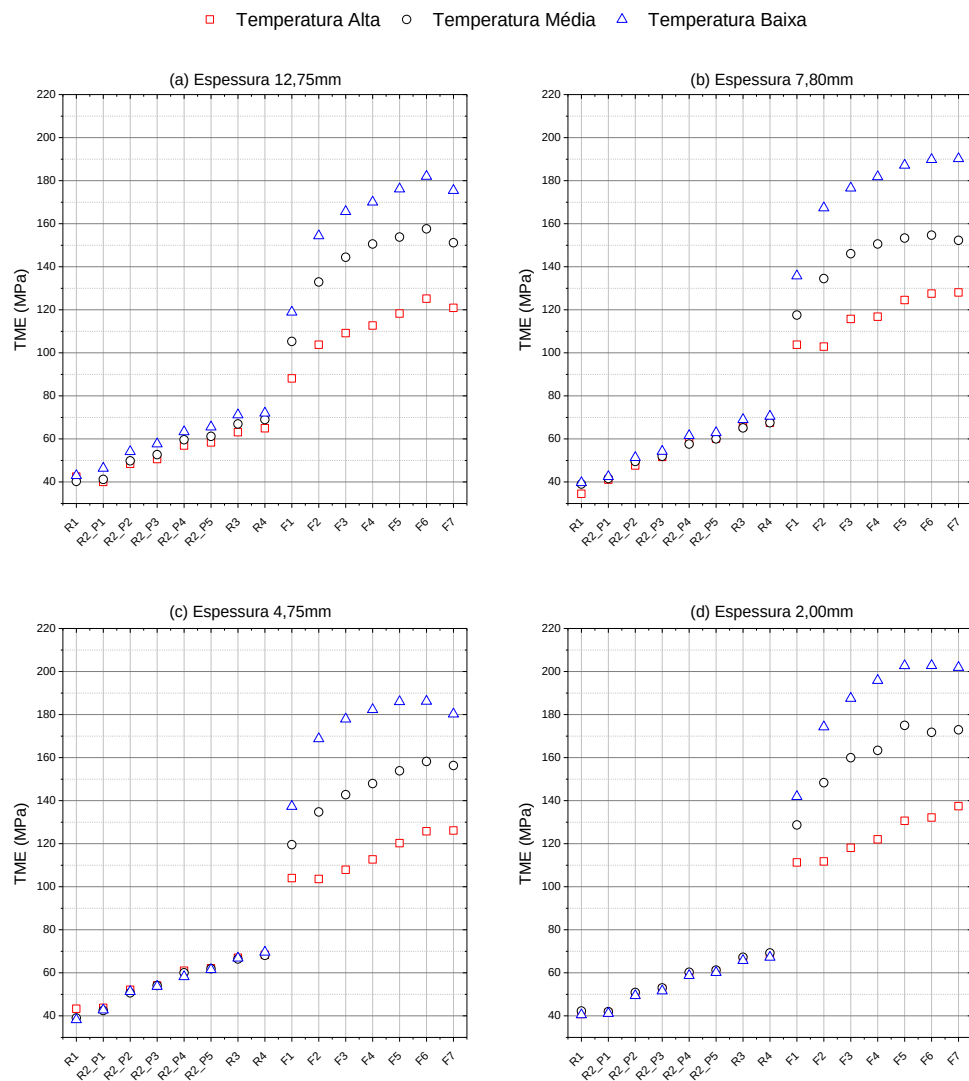


Figura 22: Tensão média de escoamento por cadeia de laminação para cada espessura final de bobina simulada.

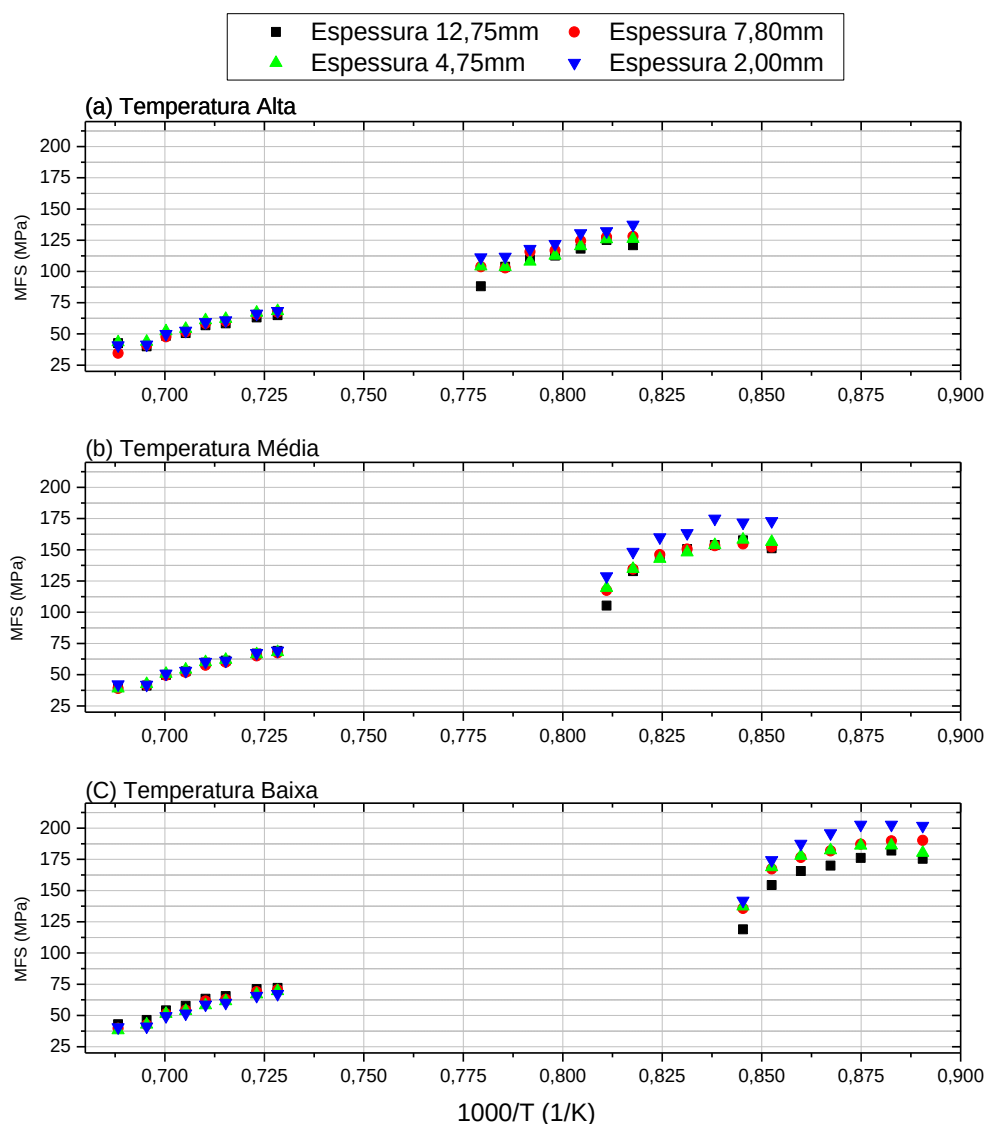


Figura 23: Tensão média de escoamento pelo inverso da temperatura por temperatura simulada.

5.2.2. Ensaio de deformação plana por compressão

As curvas de escoamento, construídas após os ensaios de compressão executados as temperaturas de 1150, 1100, 1050, 1000 e 950 °C e nas taxas de deformação de 0,01, 0,1, 1 e 10 s⁻¹, são apresentadas na Figura 24. O valor de tensão de pico (σ_p) para cada curva foi determinado como o primeiro valor de máximo local e seus valores são descritos na Tabela 7. As curvas apresentam comportamento típico e conforme o esperado descrito por PADILHA e SICILIANO JUNIOR (2005), observa-se um aumento da tensão de pico com uma queda da temperatura isotérmica do ensaio e a influência da taxa da deformação é o inverso da temperatura, menores taxas de deformação apresentaram menores valores

de tensão de pico. Os efeitos da temperatura e da taxa de deformação estão relacionados com seus impactos na movimentação de discordâncias e dos contornos de grão, resultando em alterações nos mecanismos de endurecimento e amolecimento. Um aumento da temperatura permite uma maior mobilidade das discordâncias e dos contornos, minimizando o efeito de acúmulo de energia de deformação causada durante a aplicação da carga e consequentemente diminuindo a tensão de pico. O decréscimo da taxa de deformação implica em maior tempo de aplicação da carga, proporcionando maiores oportunidades para a presença dos mecanismos de amolecimento e, portanto, diminuindo o valor da tensão de pico (GURGEL, 2021; PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

Tabela 7: Valores de tensão de pico em MPa determinadas para as condições ensaiadas em compressão plana.

Taxa de deformação (s⁻¹)	Temperatura (°C)				
	1150	1100	1050	1000	950
0,01	41,3	55,2	70,3	88,2	110,0
0,1	69,2	91,2	106,9	125,6	158,1
1	102,0	126,0	140,2	171,8	200,9
10	138,2	157,6	168,6	195,3	212,2

As ocorrências de recristalização e recuperação dinâmica competem entre si para a aniquilação dos defeitos formados durante a deformação. Em materiais de mais alta EDE a recristalização tende a ser predominante devido ao maior efeito na eliminação dos defeitos formados. Por outro lado, o efeito da recuperação é mais pronunciado em metais de EDE elevada (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

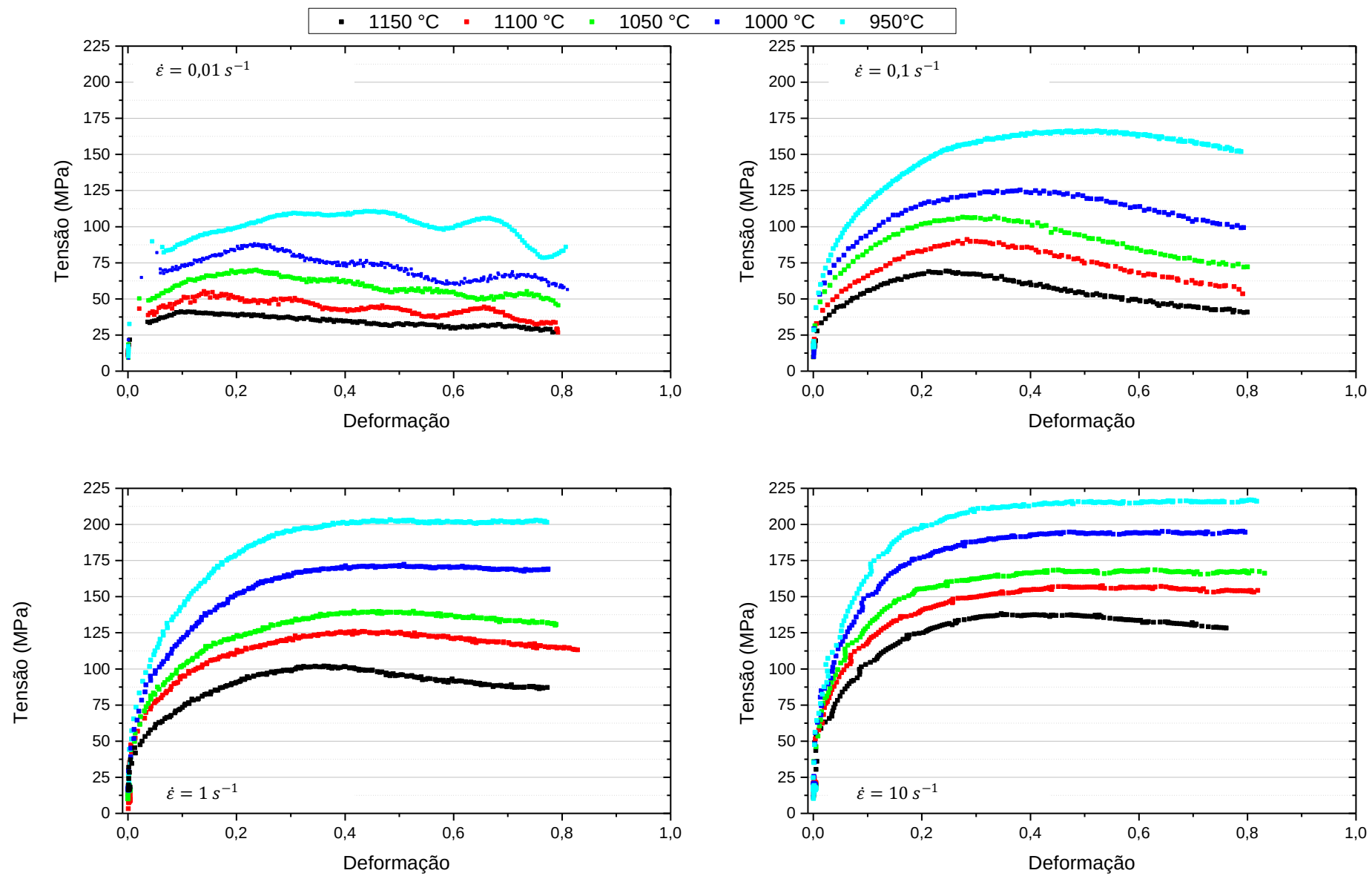


Figura 24: Curvas de tensão vs deformação obtidas após os ensaios de deformação plana

A partir da determinação da tensão de pico por ensaio, e de conhecimento dos valores de temperatura e taxa de deformação, pode-se relacionar a equação de Zener-Hollomon (26) com os resultados encontrados para determinar a equação constitutiva do aço analisado. Na Figura 25 é apresentado a relação linear entre $\ln \dot{\epsilon}$ e $\ln \sigma_p$ construída a partir da Eq. (27) para determinação do parâmetro n' , e na Figura 26 é apresentado a relação linear entre $\ln \dot{\epsilon}$ e σ_p construída a partir da Eq. (28) para a determinação do parâmetro β . Os parâmetros foram determinados a partir do coeficiente angular da reta formada pela regressão linear entre as variáveis relacionadas. Portanto, tem-se que $n' = 7,495$ e $\beta = 0,066$. De posse dos valores de n' e β e pela Eq. (30) é possível determinar o valor de $\alpha = 8,856 \times 10^{-3}$.

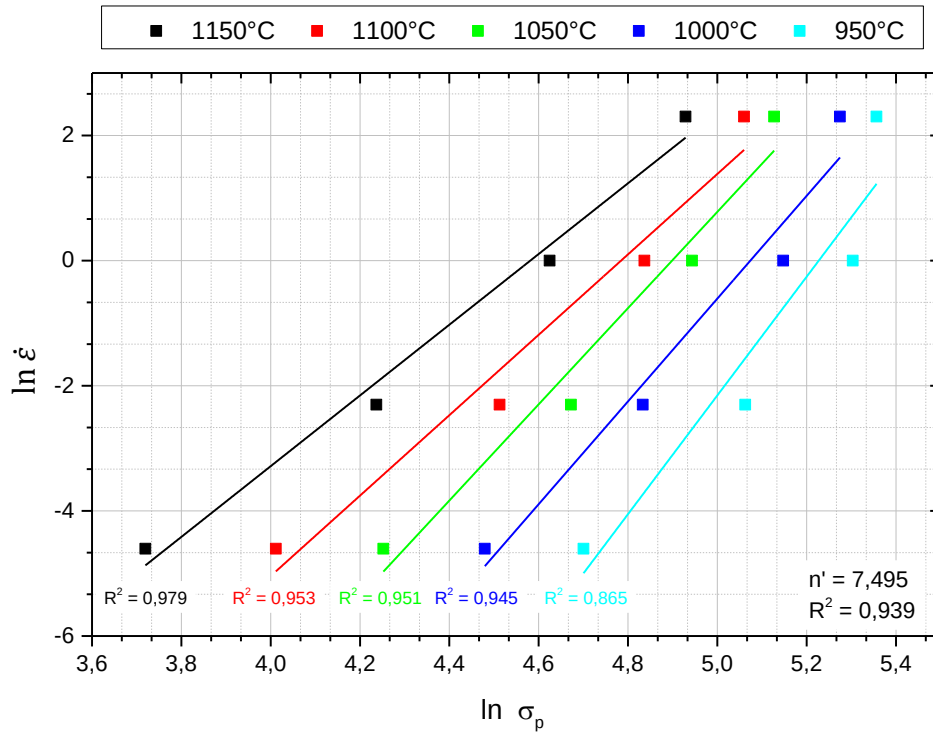


Figura 25: Ajuste relacionando $\ln \dot{\epsilon}$ e $\ln \sigma_p$ para a determinação do parâmetro n' .

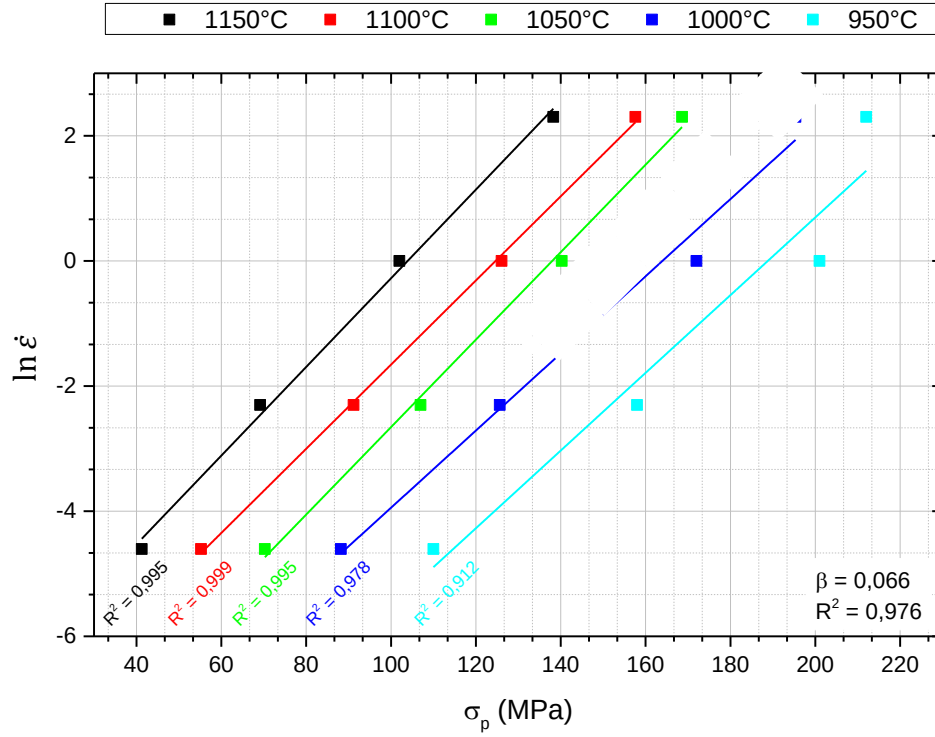


Figura 26: Ajuste relacionando $\ln \dot{\epsilon}$ e σ_p para a determinação do parâmetro β .

Após determinar o valor de α é possível retornar a Eq. (29) e determinar o valor de n de maneira análoga ao realizado anteriormente. Para isso, a Figura 27 apresenta a relação linear entre $\ln \dot{\epsilon}$ e $\ln [\sinh \alpha \sigma_p]$, determinando-se que $n = 5,547$.

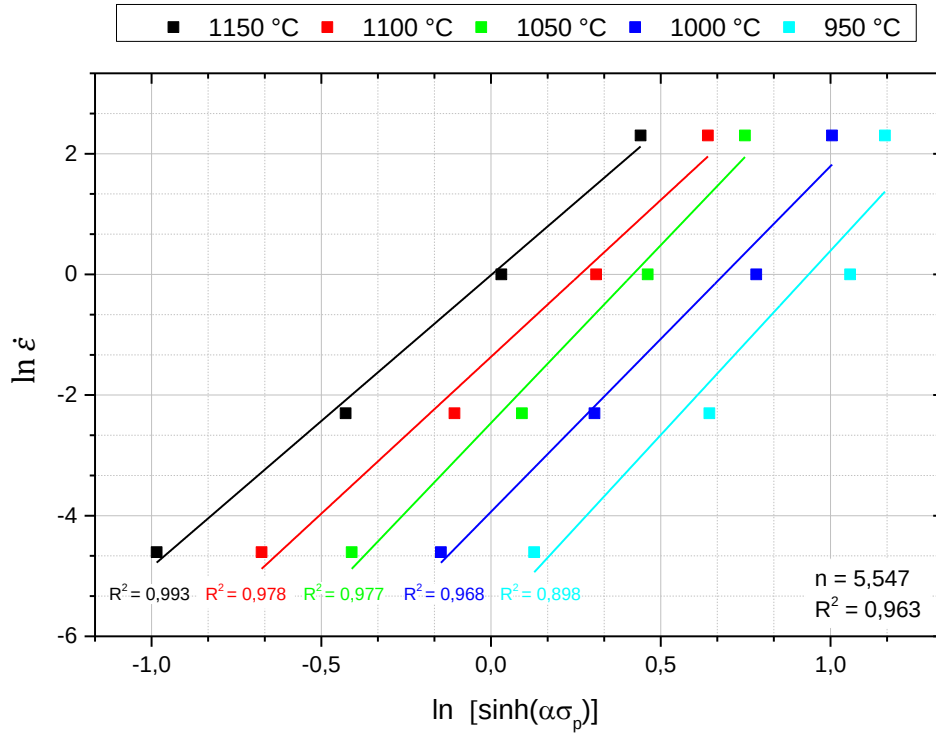


Figura 27: Ajuste relacionando $\ln \dot{\epsilon}$ e $\ln [\sinh \alpha \sigma_p]$ para a determinação do parâmetro n .

De posse dos parâmetros α, β, n e n' é possível construir as três equações apresentadas que representam o parâmetro de Zener-Hollomon. A Eq. (29) além de poder ser adotada em uma faixa de tensão mais ampla que as demais, foi a que apresentou o melhor ajuste para a determinação da energia de ativação para a deformação com valor de $R^2 = 0,989$. Portanto, ao realizar a linearização da Eq. (29), apresentada na Eq. (31), é possível isolar a energia de ativação para a deformação e determiná-la pela Eq. (32). Graficamente, conforme representado pela Figura 28, o conjunto Q/Rn é o coeficiente angular formado pela reta de regressão linear entre $\ln [\sinh \alpha \sigma_p]$ e $1000/T$. Logo, sendo o valor de n determinado anteriormente 5,547 e R a constante universal dos gases e igual a $8,3145 \text{ mol}^{-1}\text{K}^{-1}$, o valor de energia de ativação para a deformação do aço analisado foi de 386,8 KJ/mol. Conforme trabalho de Wei et al. (2013), os valores de energia de ativação para a deformação variam para diferentes composições químicas e também para o método experimental usado para determina-las. O valor de energia de ativação para aços C-Mn-Ti-Nb e determinados por ensaios de compressão, foi de 325 KJ/mol. Analisando as diferentes composições químicas estudadas por Wei et al. (2013), o valor da energia de ativação para a deformação variou entre 285 à 518 KJ/mol, onde os maiores valores correspondem a aços com maiores teores de elementos de liga. O valor encontrado neste trabalho está de acordo com o estudo de Wei et al. (2013).

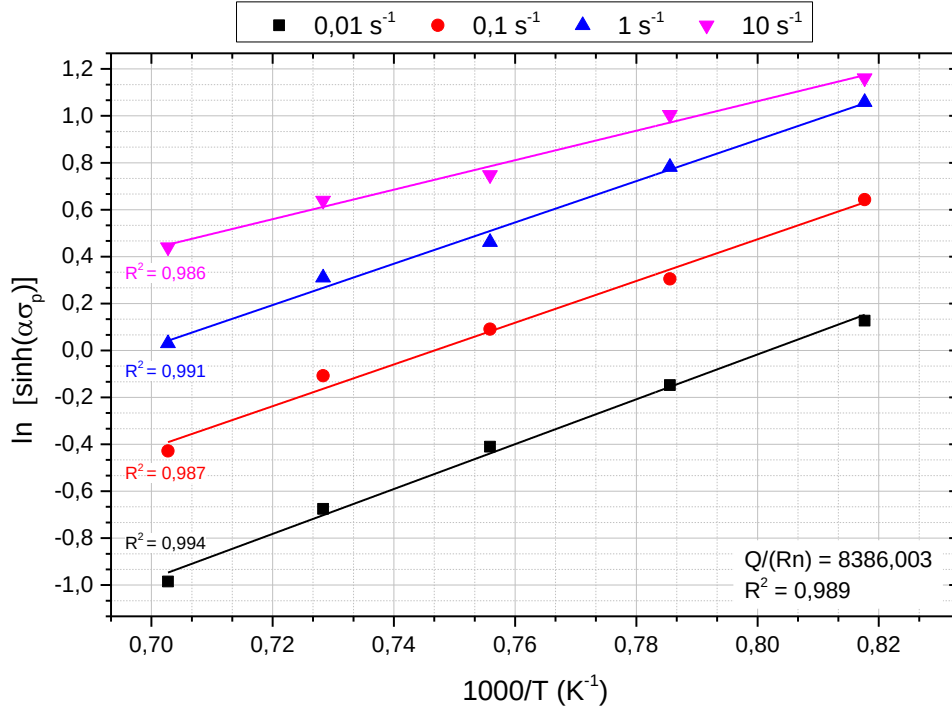


Figura 28: Ajuste relacionando $\ln [\sinh \alpha \sigma_p]$ e $1000/T$ para a determinação da energia de ativação para a deformação (Q).

Após a determinação da energia de ativação para a deformação, é possível reescrever a equação de Zener-Hollomon expressa na (26) pela Eq. (33). Assim como também é possível reescrever a equação Eq. (29) que representa o parâmetro de Zener-Hollomon pela lei do seno hiperbólico pela Eq. (34).

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{386779}{8,3145T}\right) \quad (33)$$

$$Z = C[\sinh(0,008856\sigma)]^{5,547} \quad (34)$$

Logo, para descrever a equação constitutiva que representa a tensão de pico em função da taxa de deformação e da temperatura ainda é necessário determinar o parâmetro C . A partir da regressão linear entre $\ln Z$ e $\ln [\sinh \alpha \sigma_p]$, onde o valor de Z foi determinado a partir da Eq. (33), o valor de $\ln C$ é o coeficiente angular das variáveis relacionadas. Pela Figura 29 foi determinado o valor de $\ln C = 32,729$, e, portanto, $C = 1,6364 \times 10^{14}$.

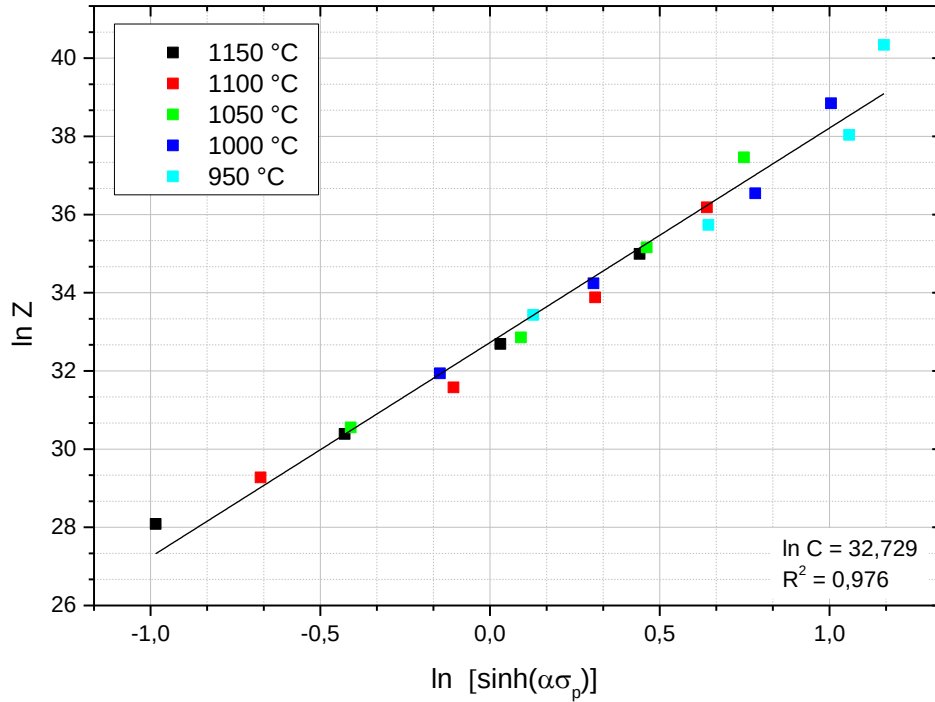


Figura 29: Ajuste relacionando $\ln Z$ e $\ln [\sinh \alpha \sigma_p]$ para a determinação do parâmetro $\ln C$.

Após a determinação de todos os parâmetros, é possível construir a equação constitutiva, do aço em estudo, igualando as Eq. (33) e Eq. (34), e isolando o parâmetro de interesse, para a taxa de deformação pode ser representada pela Eq. (35) e para a tensão de pico por ser representada pela Eq. (36).

$$\dot{\varepsilon} = 1,6364 \times 10^{14} [\sinh(0,008856\sigma)]^{5,547} \exp\left(\frac{-386779}{8,3145T}\right) \quad (35)$$

$$\sigma = \frac{10^3}{8,856} \times \operatorname{asinh}\left(\left[\frac{10^{-14}}{1,6364} \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{386779}{8,3145T}\right)\right]^{\frac{1}{5,547}}\right) \quad (36)$$

A assertividade da equação constitutiva encontrada a partir dos ensaios de compressão plana pode ser determinada a partir do comparativo entre as tensões de pico calculadas a partir da Eq. (36) e das encontradas experimentalmente e determinadas a partir das curvas de escoamento dispostas na Figura 24. A Tabela 8 apresenta os valores da tensão de pico determinada experimentalmente a partir dos ensaios de compressão plana e a tensão de pico calculada a partir da equação constitutiva encontrada e descrita na Eq. (36). Foi definido também o erro absoluto percentual entre os dois valores como

sendo o descrito pela Eq. (37). A relação entre as duas tensões está graficamente relacionada na Figura 30, note que há uma alta correlação linear entre os resultados, indicado pelo valor de R^2 de 0,973.

$$Erro\ Absoluto\ (\%) = \frac{|\sigma_{Cal} - \sigma_{Exp}|}{\sigma_{Exp}} \times 100 \quad (37)$$

Tabela 8: Valores da tensão de pico experimental definida pelos ensaios de compressão plana e calculada a partir da equação constitutiva encontrada, e o erro absoluto percentual entre os dois valores.

Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Temperatura (°C)	Tensão de Pico (MPa)		Erro absoluto percentual (%)
		Experimental	Calculada	
0,01	1150	41,3	47,5	15,11
	1100	55,2	58,0	5,03
	1050	70,3	71,5	1,69
	1000	88,2	88,5	0,40
	950	110,0	109,9	0,05
0,1	1150	69,2	69,6	0,56
	1100	91,2	83,8	8,02
	1050	106,9	101,4	5,18
	1000	125,6	122,7	2,34
	950	158,1	148,0	6,35
1	1150	102,0	99,0	2,95
	1100	126,0	116,9	7,25
	1050	140,2	138,0	1,59
	1000	171,8	162,4	5,55
	950	200,9	190,3	5,34
10	1150	138,2	135,2	2,22
	1100	157,6	156,0	1,03
	1050	168,6	179,5	6,45
	1000	195,3	205,8	5,34
	950	212,2	235,0	10,83

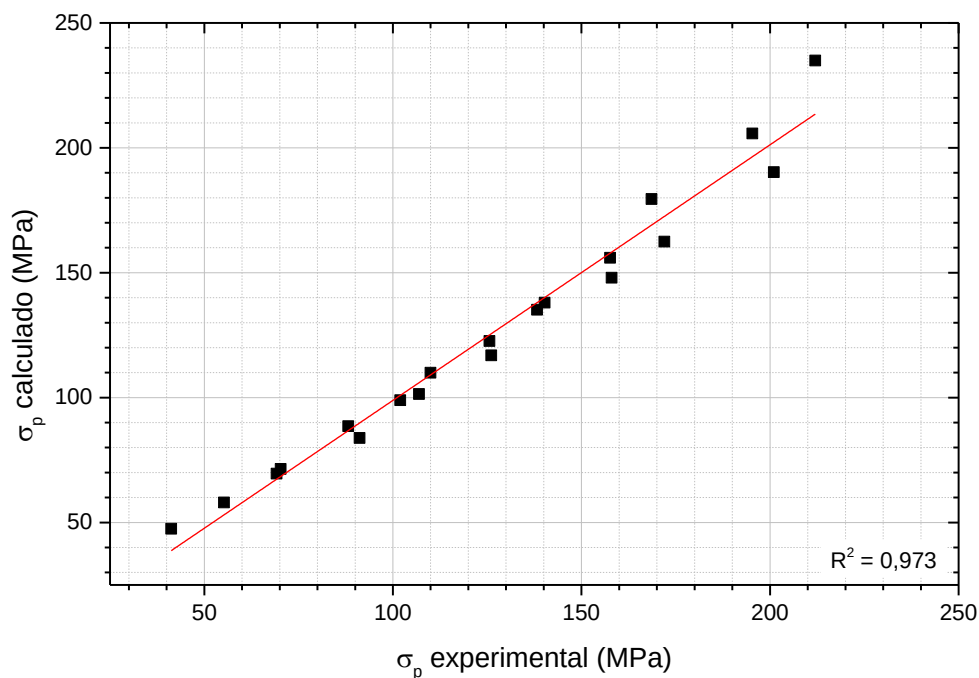


Figura 30: Relação entre os valores para tensão de pico experimentais e calculados pela equação constitutiva determinada.

Além do erro absoluto percentual inserido na Tabela 8, outra forma de analisar a eficácia da equação constitutiva determinada é verificando os resíduos entre a diferença do valor experimental para o valor calculado. A Figura 31 apresenta a distribuição dos resíduos sobre a variável independente, que foi considerada como sendo a tensão de pico experimental. Nota-se que há maiores diferenças absolutas entre o valor experimental e teórico nos maiores valores de tensão de pico. Por outro lado, somente 5 pontos, ou então 25% dos resultados, apresentou resíduos maiores que 10 MPa em módulo, e apenas 5% apresentaram um resíduo maior que 20 MPa em módulo, o que representa o excelente resultado encontrado com a construção da equação constitutiva. Além disso, apenas em duas oportunidades o módulo do erro absoluto percentual foi maior que 10%, sendo que e um desses casos o resíduo foi de apenas 8,7 MPa.

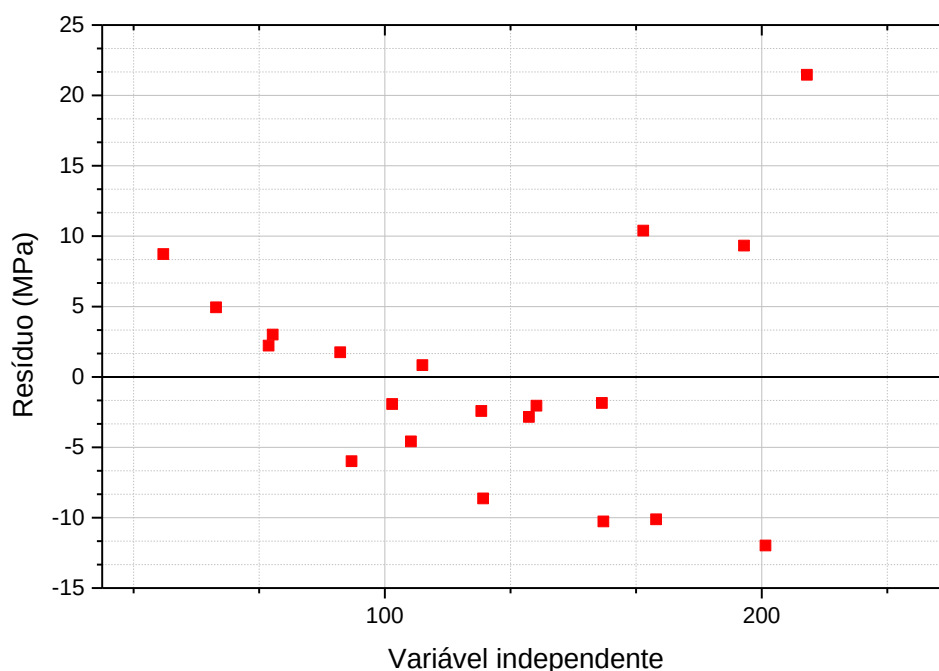


Figura 31: Resíduos da regressão linear das tensões de pico calculadas e experimentais.

5.3. Previsões numéricas

Previamente a realização das previsões numéricas, o valor de energia de ativação para a deformação de 386,8 KJ/mol, determinado pelos ensaios de deformação plana por compressão, foram atualizados nas bases de cálculo do modelo matemático TPS desenvolvido por Lino (2018).

As previsões numéricas foram realizadas com o intuito de analisar o efeito de diferentes variáveis de laminação na evolução microestrutural e na resistência mecânica do aço analisado. A variação analisada foi observada a partir das diferentes temperaturas de processo e espessuras de bobina simuladas conforme Tabela 2 e Tabela 6. Quando observamos que a ocorrência e a cinética de recristalização serão influenciadas pelo conjunto de deformação efetiva, tempo entre passes e temperatura, há pouco espaço para grandes mudanças em um laminador com layout já determinado. Não é possível mudar a distância entre as cadeiras e o tempo entre passes será relacionado com a espessura final do produto, visto que o fluxo de massa entre as cadeiras deve ser constante. Assim, no processamento termomecânico em um laminador de tiras a quente tradicional e layout contínuo, as variáveis que podem ser alteradas são a temperatura de processamento e o perfil de redução do trem acabador. A temperatura entre os passes pode ser controlada

pela temperatura de entrada do trem acabador e o uso de meios de resfriamento intermediário entre as cadeiras. Já o perfil de redução no trem acabador, que resultará na deformação efetiva por cadeira, tem grande dependência das condições de potência e carga dos equipamentos do trem acabador, mas podem ser trabalhados visando o melhor resultado necessário. Desse modo, as previsões numéricas buscaram nortear o melhor caminho para produzir um aço de elevada resistência mecânica em um laminador de tiras a quente convencional e correlacionar as previsões numéricas com a simulação física dos passes de laminação. Foram analisados os fenômenos de amaciamento entre os passes, a cinética de precipitação, o percentual de Nb em solução sólida, o esquema de passes praticado e a evolução da tensão média de escoamento (TME) a partir do modelo desenvolvido por Lino (2018).

Como parâmetros gerais para todas as simulações o modelo determina que a temperatura de não recristalização, para o aço de composição química da Tabela 1 é 1064°C e na temperatura de reaquecimento simulada todo o Nb estará em solução sólida no início do processamento termomecânico. A partir desse valor, para todas as simulações, só foi relatada a ocorrência de recristalização estática na etapa de desbaste, que será suprimida nas análises seguintes devido a sua pouca influência no processo termomecânico pelo trem acabador.

5.3.1. Esquema de passes

O esquema de passes está relacionado as deformações aplicadas por passe de laminação. A alteração do esquema de passes afetará a evolução das deformações aplicadas por passe, o entendimento da evolução das deformações é importante para entender a ocorrência de recristalização, a evolução do tamanho de grão e a resistência do material. Na Figura 32 é apresentado a evolução das deformação por cadeira de desbaste e na Figura 33 para os passes de acabamento. As deformações descritas nos gráficos são: a deformação executada por passe e relacionada na Tabela 2, a deformação crítica na qual acima dela há a ocorrência de recristalização dinâmica e/ou metadinâmica e a deformação acumulada até a respectiva etapa de deformação, caso não haja qualquer fenômeno de amaciamento entre dois passes consecutivos, a deformação acumulada é a soma de ambas as deformações executadas.

Na etapa de desbaste, representado pela Figura 32, no esquema de passes proposto, não foi previsto pela simulação em nenhuma etapa de laminação o acúmulo de deformação entre passes consecutivos e não há cadeiras na qual a deformação no passe

foi superior a deformação crítica. Ou seja, em todas os passes de laminação do desbaste o material sofre completo amaciamento entre passes devido a recristalização estática entre a aplicação das deformações. Nesta etapa de laminação os tempos entre passes são sensivelmente mais elevados, tendo tempo suficiente para a completa recristalização estática entre os passes.

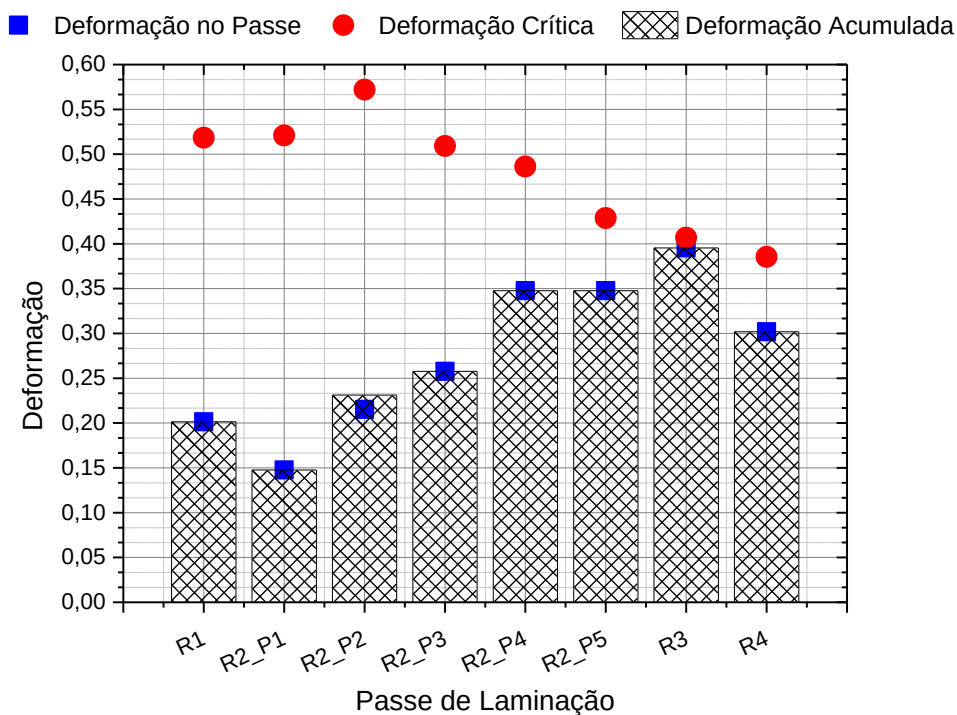


Figura 32: Evolução das deformações para a etapa de laminação de desbaste.

A simulação da evolução das deformações para o conjunto de cadeiras da laminação de acabamento está disposta na Figura 33, nele foram separadas em linhas as diferentes espessuras simuladas e em colunas as temperaturas de processo. A deformação crítica sofre influência apenas da temperatura, portanto, quanto menor o conjunto de temperaturas simuladas maior a deformação acumulada necessária para iniciar o processo de amaciamento devido a recristalizações dinâmica e/ou metadinâmica. A diminuição da espessura simulada faz com que as deformações impostas em um único passe aumentem, e favoreçam que a deformação acumulada seja maior que a crítica, levando a ocorrências de recristalizações. Nos extremos das simulações, na espessura de 2,00 mm e temperatura inicial de acabamento de 1010 °C há a ocorrência da deformação acumulada ser maior que a crítica em todos os passes, por outro lado, na temperatura de 12,75 mm e temperatura de 910 °C em nenhuma cadeira a deformação acumulada é maior que a deformação crítica.

Em todos os conjuntos simulados no trem acabador a temperatura de processo está abaixo da T_{nr} , que em conjunto com o baixo tempo entre passes consecutivos de deformação favorece que não haja recristalização estática no processo na etapa de acabamento. Em espessuras de bobinas na qual as deformações aplicadas não são tão elevadas, como a espessura de 7,80 e 12,75mm, a inoccorrência dos fenômenos de recristalização faz com que haja o acúmulo de deformação entre passes e forte encruamento da austenita. Assim como apresentado por Pareda et al. (2020), o encruamento da austenita é benéfico e muitas vezes desejado para agregar valor a propriedade mecânica final da bobina laminada a quente pelo aumento do número de sítios para a nucleação dos grãos ferríticos, causando forte refino de grão na bobina. Por outro lado, a ausência de amaciamento entre passes leva ao aumento das forças de laminação, sendo em alguns casos limitantes inviabilizam a laminação nos parâmetros propostos.

Conforme foi apresentado por Gorni e Silva (2015), a ocorrência de fenômenos de amaciamento entre passes no trem acabador quando não previstos no modelo matemático que gere e controla a laminação pode levar a ocorrência de sucata e/ou desvios de qualidade. Na espessura de 2,00 mm, com exceção do primeiro passe na temperatura de 910 °C, em todos os outros passes de laminação a deformação acumulada prevista está acima da deformação crítica, o que levará a ocorrências de recristalização mais pronunciadas entre os passes, necessitando de uma assertividade maior na previsão do supervisão do laminador para evitar maiores transtornos.

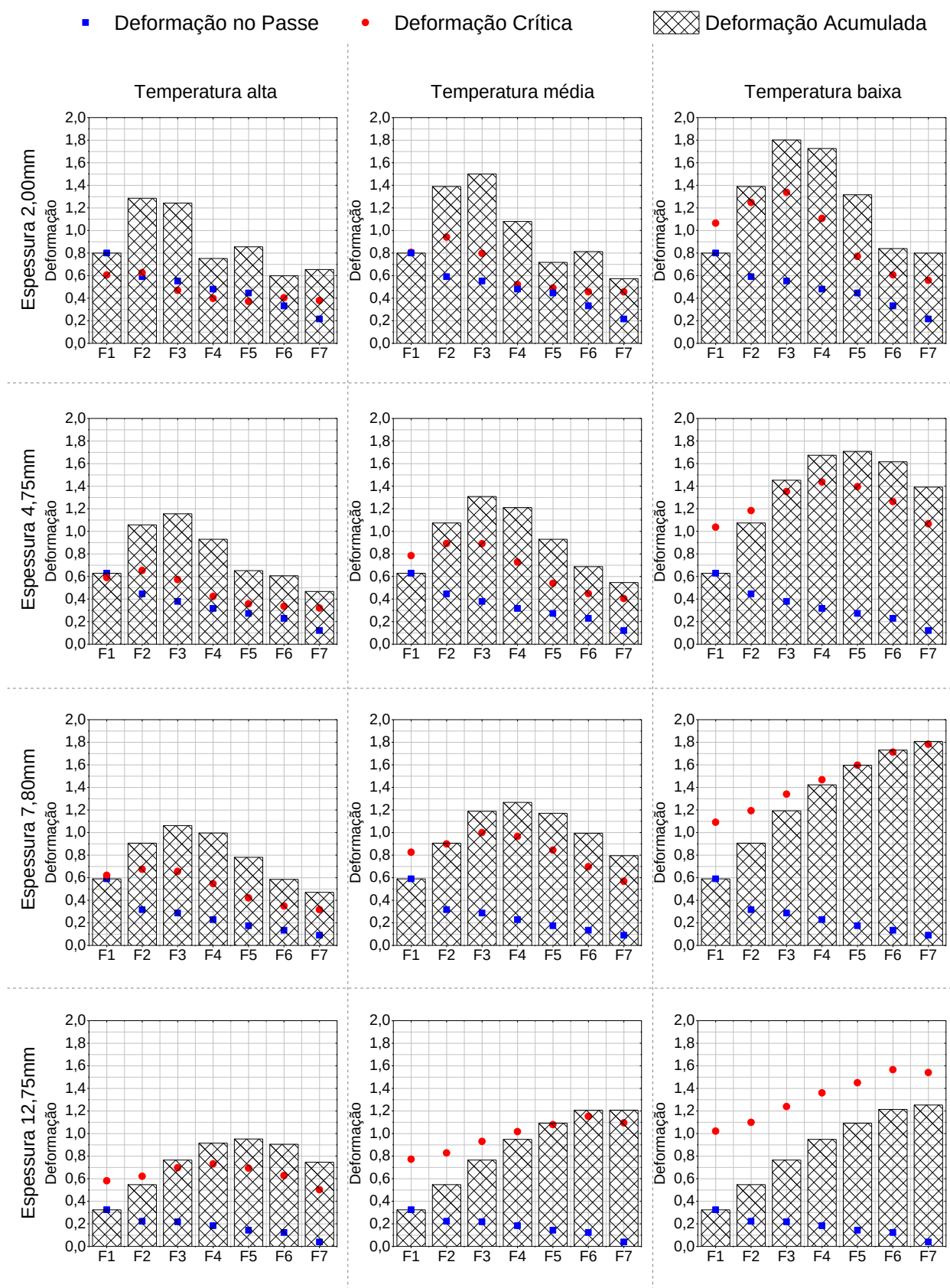


Figura 33: Evolução das deformações para a etapa de laminação de acabamento.

5.3.2. Tamanho de grão

A evolução do tamanho de grão ao longo dos passes de laminação de acabamento pode ser observada na Figura 34. O tamanho de grão inicial no trem acabador foi igual para todas as temperaturas e espessuras simuladas, uma vez que a etapa de desbaste foi simulada com parâmetros idênticos para todos os conjuntos, sendo determinado pelo modelo TPS em $31,5 \mu\text{m}$. Comparativamente ao tamanho de grão medido por metalografia quantitativa, $69,54 \pm 2,89 \mu\text{m}$, a previsão pelo TPS necessita de uma estimativa do tamanho de grão inicial após reaquecimento, que irá impactar diretamente na evolução durante laminação. Por mais que alguns autores (URANGA et al., 2007) considerem o valor de $200 \mu\text{m}$ como um valor médio do tamanho de grão austenítico após reaquecimento, há a necessidade em realizar amostragem das placas após reaquecimento para inferir a informação corretamente e calibrar a entrada do programa TPS. Referenciado a evolução das deformações acumuladas ao longo dos passes de deformação, o tamanho de grão diminui sempre que a deformação acumulada encontra-se acima da deformação crítica, ou seja, houveram mecanismos de amaciamento por recristalização dinâmica e/ou metadinâmica.

Para as espessuras de 2,00 e 4,75 mm o tamanho de grão para todas as temperaturas simuladas apresentou um comportamento de diminuição ao longo dos passes de laminação, conforme pode ser observado na Figura 34. Essa característica já era esperada devido as deformações impostas ocasionarem uma deformação acumulada acima da deformação crítica levando a recristalização dos grãos austeníticos e o curto tempo entre passes desfavorecerem qualquer ocorrência de crescimento de grão após os passes de laminação de acabamento. Já nas espessuras de 7,80 e 12,75 mm, assim como visualizado para as deformações acumuladas, a menor deformação aplicada por passe minimizou a ocorrência de refino de grão causada pelos fenômenos de recristalização. Para a temperatura de 910°C nas espessuras de 7,80 e 12,75 mm sequer foi observado refino de grão, analogamente como não foi observado a deformação acumulada acima da deformação crítica em nenhuma das etapas de laminação. A ausência de refino de grão, portanto a ausência de recristalizações no processo, leva ao forte encruamento da austenita, conforme mencionado por Uranga et al. (2007), após laminação o alto grau de encruamento da austenita favorece a um forte refino de grão ferrítico devido aos maiores números de sítios para a nucleação de grãos ferríticos aliados a maior energia de deformação acumulada pela matriz.

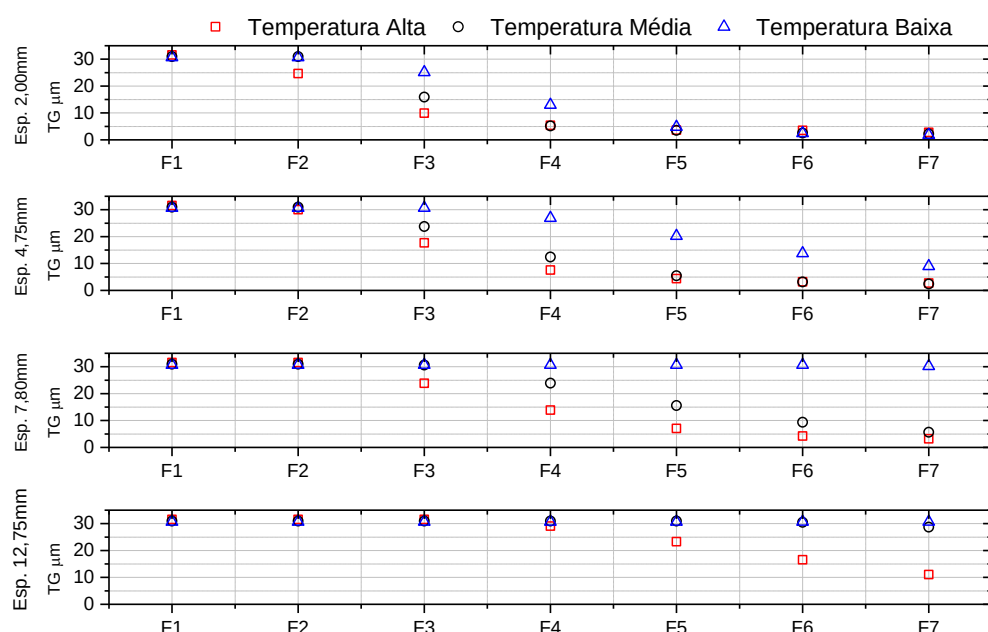


Figura 34: Gráficos de tamanho de grão para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas.

Na Tabela 9 é apresentado o tamanho de grão austenítico final da tira laminada após o último passe de deformação e o tamanho de grão ferrítico após o resfriamento a uma taxa constante de 15 °C/s. O TPS fornece um valor de tamanho de grão ferrítico em μm sem precisão na casa de décimo de micron, a precisão do valor calculado prejudica o comparativo quando os resultados esperados são próximos. Além disso, como os *inputs* para a determinação do tamanho de grão ferríticos são a temperatura de saída, a taxa de resfriamento e a morfologia da austenita resultante das etapas de deformação, a comparação entre os valores deve ser cuidadosa, visto que as entradas impactam de maneira distintas no processo de transformação de fase e crescimento de grão ferrítico.

Tabela 9: Tamanho de grão austenítico após acabamento e tamanho de grão ferrítico das bobinas simuladas.

Temperatura	Espessura simulada da BQ (mm)			
	12,75	7,80	4,75	2,00
Tamanho de grão austenítico (μm)				
Alta	11,1	3,2	2,7	2,8
Média	28,7	5,7	2,4	2,2
Baixa	30,8	30,2	9,0	1,8
Tamanho de grão ferrítico (μm)				
Alta	4	3	3	3
Média	7	3	3	3
Baixa	7	5	3	3

5.3.3. Evolução do teor de Nióbio precipitado e em solução sólida

Conforme o que foi descrito por Buchmayr (2017), Mayo et al. (2019) e Siciliano et al. (2020), o Nb atua retardando o crescimento de grão tanto pelo efeito de prender o movimento dos contornos de grão devido a solução sólida como pela precipitação de finas partículas. Na Figura 35 é apresentada a evolução da queda de Nb em solução sólida após cada passa de laminação, conforme Tabela 1 o aço em estudo tem 0,05% de Nb.

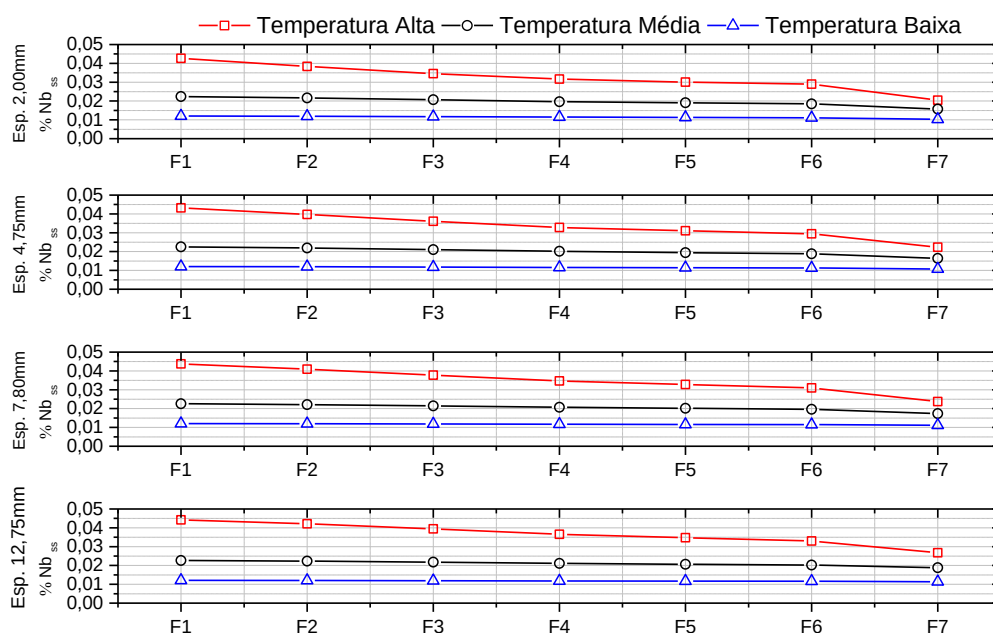


Figura 35: Percentual de Nb em solução sólida após cada passe para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas.

Um aumento da temperatura de processamento no trem acabador aumenta a solubilidade do Nb no aço, retardando a ocorrência de precipitação. Quando a tira é processada na maior temperatura de entrada do trem acabador, de 1010 °C, ainda há 0,043% de Nb em solução sólida. Por outro lado, quando o material entra no laminador mais “frio”, na temperatura de 910 °C, apenas 0,012% do Nb ainda está em solução sólida e 76% do teor de Nb solubilizado no reaquecimento já foi precipitado na matriz austenítica antes de se iniciar os passes de laminação de acabamento. Conforme o relatado por Uranga et al. (2007), é desejável que o Nb precipite como NbC ao final do processamento da tira na laminação de acabamento e durante o resfriamento na mesa de saída, controlando o crescimento de grãos ferríticos. Nesta ótica, a temperatura de 910 °C não levaria a utilização do Nb precipitando visando o controle do crescimento de grão ferrítico, visto que menos de 25% do Nb ainda se apresentará solubilizado na matriz durante o processamento no trem acabador.

Relacionado a espessura da bobina após laminação, não foram observadas mudanças significativas no perfil das curvas. Observou-se uma leve diminuição da previsão de Nb em solução sólida conforme abaixou-se a espessura de bobina simulada, pode-se relacionar essa diminuição com a precipitação de NbC induzida por deformação conforme relatado por Weibel et al. (2020).

5.3.4. Recristalização

A previsão da ocorrência de recristalização pode ser analisada do ponto de vista que é justificada por todas as análises feitas anteriormente. Pode-se construir uma narrativa na qual a recristalização depende do esquema de passes e das deformações impostar no material conforme comentado na subseção 5.3.1, sua ocorrência influencia diretamente na evolução do tamanho de grão ao longo dos passes de laminação conforme descrito na subseção 5.3.2, e sua intensidade é influenciada pelo teor de elementos microligantes precipitados e em solução sólida, visto na subseção 5.3.3, pelos diferentes mecanismos que retardam o seu processo. Em todas as simulações realizadas a ocorrência de recristalizações no trem acabador foram somente dinâmica e metadinâmica. Devido as temperaturas mais elevadas e acima da T_{nr} , tempo entre passes maiores e ausência de precipitação, a ocorrência de recristalização estática se deu apenas nos passes de desbaste, onde o material foi totalmente recristalizado entre os passes.

A recristalização, conforme pode-se observar na Figura 36, foi mais pronunciada quando processado o material em temperaturas de processo mais elevadas, relacionando principalmente com as maiores mobilidades de discordâncias e menor precipitação de Nb. Relacionado a espessura da bobina, devido as maiores deformações aplicadas, quanto menor a espessura final da laminação, maiores são as deformações impostar por passe, e consequentemente mais propicio o material fica a ocorrência de recristalização.

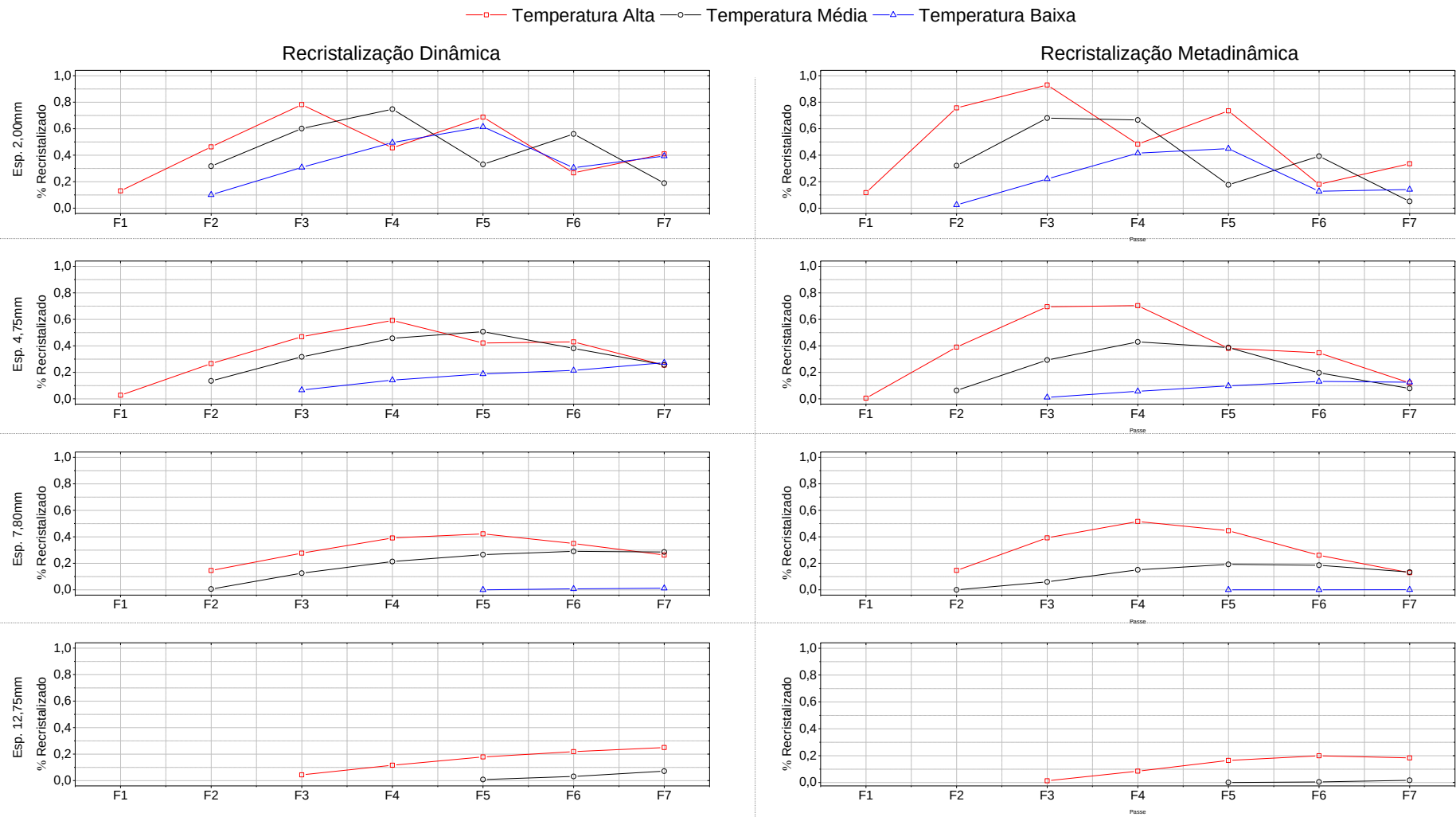


Figura 36: Percentual recristalizado em cada passa do trem acabador para as diferentes espessuras e temperaturas simuladas.

Na espessura de 12,75 mm, em menores temperaturas de processo não foi observada a ocorrência de recristalização, corroborando com a não diminuição do tamanho de grão destas simulações conforme visto na Figura 34. Diferentemente do que observado para as demais espessuras de bobina simuladas, a recristalização neste dimensional, muito devido as menores deformações aplicadas e quase sempre abaixo da deformação crítica, aumentou de maneira constante ao longo das cadeiras de laminação, mas não passou da barreira de 25% da fração volumétrica de grãos recristalizados. Na espessura de 7,80mm, o aumento das deformações praticadas já seria capaz de haver alguma ocorrência de recristalização, mesmo com valores de 2% na menor temperatura. As recristalizações dinâmicas e metadinâmicas novamente foram mais intensas nas simulações de maior temperatura. Como notado nos tamanhos de grão, os conjuntos de menor temperatura obtiveram os menores valores de recristalização, convergindo a valores observados na simulação do dimensional de 12,75mm. Mais uma vez o maior valor de recristalização foi encontrado para a simulação de maior temperatura. A espessura de 4,75 mm apresentou característica similar à de 7,80 mm, mas com valores relativamente maiores de recristalização. Diferente das demais espessuras simuladas, a de 2,00 mm apresentou os maiores percentuais de recristalização dinâmica e metadinâmica, apresentando a recristalização quase total entre o segundo e quinto passe de acabamento, superando valores de 70% de recristalização dinâmica ou metadinâmica. Nas menores temperaturas simuladas, o comportamento da ocorrência da recristalização foi mais comportado, relembrando as maiores deformações de pico necessárias nessa temperatura, minimizando o efeito de amaciamento causado pela recristalização nessa temperatura simulada. Nas temperaturas de 1010 e 960 °C, a intensidade do efeito de amaciamento causado pela ocorrência de recristalizações poderia prejudicar o controle da laminação, assim como foi relatado por Gorni e Silva (2015).

5.3.5. Tensão média de escoamento (TME)

Os valores da tensão média de escoamento por cadeira de laminação de acabamento podem ser observadas na Figura 37. Assim como foi observado para a simulação física, houve um aumento da TME por passe de laminação com uma queda da temperatura de processamento. Também foi observado pelo TPS uma queda no valor da TME no último passe de laminação para a espessura de 12,75 mm. Assim como discutido anteriormente, essa queda está relacionada as baixas deformações impostas para esse conjunto de simulação, sendo de apenas 4%.

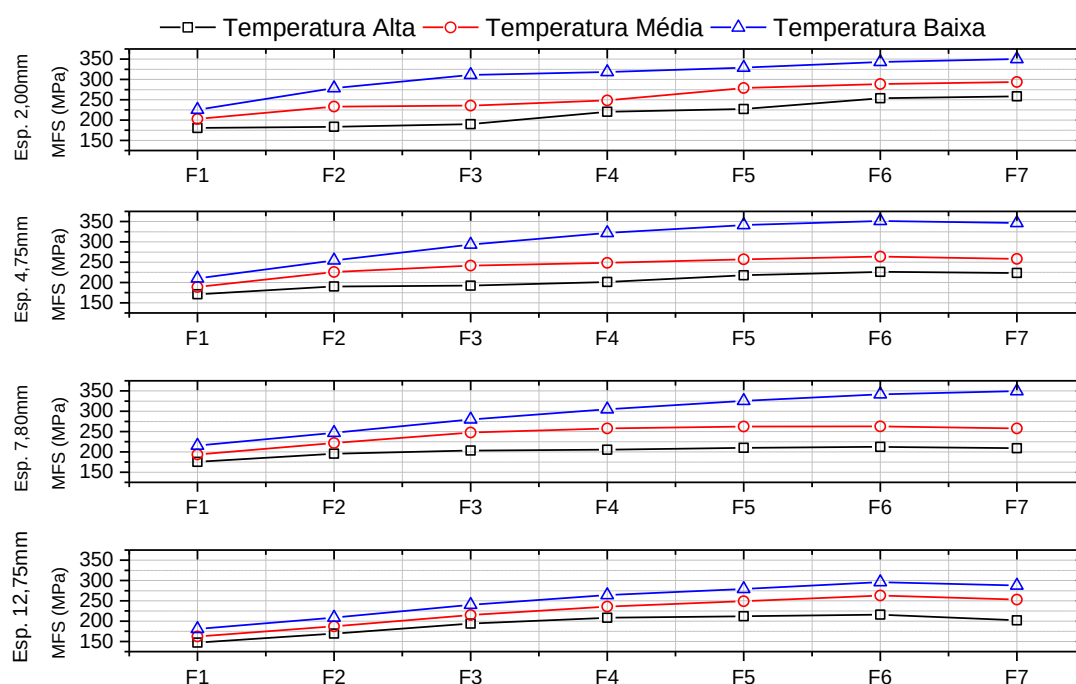


Figura 37: Tensão média de escoamento (TME) por passe de laminação de acabamento para os esquemas de passe simulados no TPS.

Neste ponto é importante realizar um paralelo entre a simulação física e as previsões numéricas. Nela são possíveis terem maiores quantidades de resultados e com uma agilidade maior que a simulação física, por outro lado é pela simulação física que são construídas e ajustadas as equações que são utilizadas nas simulações físicas. Atualmente, mesmo com a crescente evolução dos equipamentos laboratoriais, ainda há situações industriais que não são possíveis de serem reproduzidos em laboratório. Nesses pontos as previsões numéricas, construídas a partir de experimentos físicos, são fundamentais para prever e compreender os fenômenos industriais. A partir deste ponto, foi construída a Figura 38 que relaciona os resultados de TME determinados a partir das previsões numéricas no TPS e simulação física na Gleeble 3500. A correlação linear entre os resultados obtidos foi de 92,8%, onde o valor de TME obtido via TPS foi 60% maior que o valor de TME obtido via Gleeble. A diferença entre os valores obtidos via TPS e Gleeble pode estar relacionada as taxas de deformações sensivelmente menores praticadas nos ensaios físicos devido as limitações da Gleeble. Observa-se pela Figura 38 que os pontos de menor valor de TME, representando a laminação de desbaste, obtiveram a melhor proximidade da reta ajustada. Na etapa de desbaste, devido a completa recristalização entre passes subsequentes, ausência de precipitação e maiores temperaturas envolvidas, há menor complexidade em representar essa etapa da laminação.

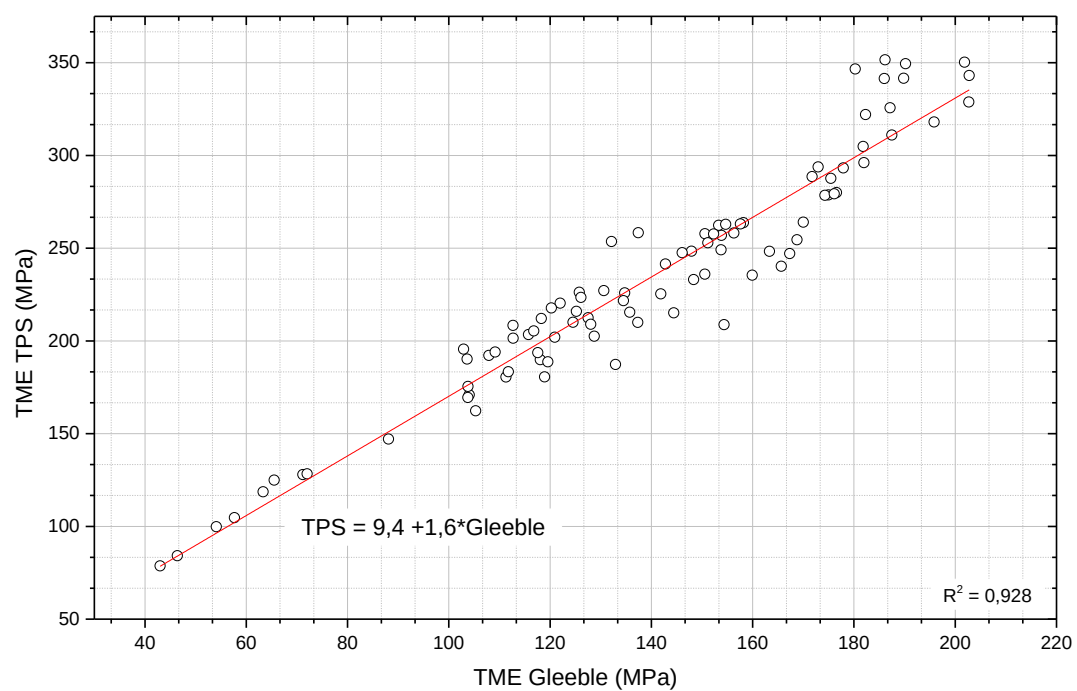


Figura 38: Correlação entre a TME obtida via ensaios experimentais na Gleeble 3500 e por meio de simulação numérica no TPS.

6. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram realizadas a simulação física na Gleeble 3500 e a simulação numérica no TPS de um aço microligado ao Nb e Ti. Nos experimentos feitos na Gleeble 3500 se dividiram em dois grupos, os ensaios de deformação plana por compressão e os ensaios de sequência de passes em torção a quente. Através dos resultados obtidos, as principais conclusões são:

1. Nas amostras recebidas de esboço, após microscopia óptica, comprovou-se a presença de precipitados grosseiros de TiN e a precipitação de Nb(C,N). Foi observado a precipitação conjunta de ambos os tipos de precipitados, diminuindo a quantidade de Ti e Nb em solução sólida na matriz e prejudicando o esquema de passes previsto. Tal ocorrência de precipitação pode estar relacionada a sanidade interna do aço, favorecendo a formação de TiN em elevadas temperaturas em detrimento a formação do TiC em temperaturas mais baixas.
2. A partir dos ensaios de torção a quente simulando toda a sequência de passes de um laminador de tiras a quente, foi construído as curvas de tensão vs deformação verdadeira para doze condições de laminação diferentes. Na espessura ensaiada de 12,75 mm, houve uma queda da TME na última cadeira de laminação associada a baixa deformação de 4% praticada nesta cadeira. Visando aumentar as propriedades mecânicas do laminado, neste caso particular, a laminação com 6 cadeiras de acabamento ao invés de 7 proporcionará um aumento da TME devido a redistribuição das tensões as demais cadeira de acabamento.

3. As três temperaturas de processo simuladas, acontecem e uma mesma bobina laminada em uma linha em que não há tecnologias para manter a temperatura do esboço durante processamento no trem acabador. Com isso, a queda de temperatura de 100 °C proporcionou um aumento médio de 58 MPa no valor da TME, sendo mais pronunciado o incremento de resistência quanto menor a espessura da bobina, chegando a um incremento médio de 63 MPa na espessura de 2,00 mm.
4. A energia de ativação para a deformação foi determinada com o ajuste dos parâmetros da curva de Zener-Hollomon após os ensaios de deformação plana por compressão. Foi determinado valor de 386,8 KJ/mol para o aço microligado ao Nb e Ti em estudo. A equação constitutiva para a tensão de pico construída apresentou um valor de R^2 de 0,973.
5. Embora haja a limitação em se adotar taxas de deformações análogas nos ensaios na Gleeble. Os resultados de TME obtidos pelas previsões numéricas no TPS obtiveram excelente correlação linear com os valores experimentais obtidos pelos ensaios de sequência de passes em torção a quente. Os valores de TME dados pela simulação numérica foram 60% maiores que os valores obtidos pelos ensaios na Gleeble.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar o resfriamento rápido de amostras selecionadas em ensaios intermediários nos passes de deformação do trem acabador, na simulação da laminação pelo esquema de passes, e verificar por microscopia óptica a evolução dos parâmetros previstos pelo programa TPS.

2. Nos ensaios de deformação plana por compressão, realizar o resfriamento rápido dos corpos de prova após deformação para determinação do tamanho de grão austenítico.

3. A partir dos resultados dos ensaios de deformação plana por compressão a quente, construir o mapa de processamento para o aço analisado.

4. Realizar os experimentos para outros aços com teores diferentes de Nb e Ti, com a finalidade de verificar o seu impacto no processo de laminação a quente e no produto laminado.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BUCHMAYR, B. Thermomechanical Treatment of Steels - A Real Disruptive Technology Since Decades. **steel research international**, v. 88, n. 10, p. 1700182, out. 2017.

CASTANHEIRA, B. C. et al. Void Formation and Strain-Induced Martensitic Transformation in TRIP780 Steel Sheet Submitted to Uniaxial Tensile Loading. **Materials Research**, v. 22, 2019.

COLPAERT, H.; SILVA, A. L. V. DA C. E. **Metallography of steels: interpretation of structure and the effects of processing**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2018.

CUI, C. et al. Rapid Visualization of Microstructural Evolution during Hot Strip Rolling Using Phenomenological Models and the Laguerre–Voronoi Diagram. **steel research international**, v. 94, n. 3, p. 2200572, mar. 2023.

DENÚBILA, D. DE C.; BARBOSA, R. A. N. M.; MELO, T. M. F. DE. **EFEITO DA TEMPERATURA DE BOBINAMENTO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MULTICONSTITUÍDO DA CLASSE DE 800 MPa DE LIMITE DE RESISTÊNCIA**. ABM Proceedings. **Anais...** Em: 70º CONGRESSO ANUAL DA ABM. Rio de Janeiro: Editora Blucher, out. 2018. Disponível em: <<http://abmproceedings.com.br/ptbr/article/efeito-da-temperatura-de-bobinamento-na-microestrutura-e-nas-propriedades-mecanicas-de-um-aco-multiconstituido-da-classe-de-800-mpa-de-limite-de-resistencia>>. Acesso em: 2 jun. 2021

DEY, A.; BHATTACHARYYA, T.; DHARA, S. Characterization of hot rolled scales-root cause identification and remedial action. **Engineering Failure Analysis**, v. 34, p. 478–487, dez. 2013.

DIAS, E. D. **Análise comparativa entre os perfis de carga de laminação a quente industriais e os obtidos via modelamento matemático**. Dissertação de Mestrado—[s.l.] Universidade Federal Fluminense, 2019.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3rd ed ed. New York: McGraw-Hill, 1986.

DIKIC, S. et al. Physical simulation of finish rolling of microalloyed steels in isothermal conditions. **Hemijška industrija**, v. 76, n. 4, p. 227–236, 2022.

DYNAMIC SYSTEMS INC. **Gleeble Operations Manual**. , 2014.

E04 COMMITTEE. **Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. [s.l.] ASTM International, [s.d.]. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E3-11R17>>. Acesso em: 21 maio. 2021a.

E04 COMMITTEE. **Test Methods for Determining Average Grain Size**. [s.l.] ASTM International, [s.d.]. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E112-12>>. Acesso em: 21 maio. 2021b.

FELKER, C. A. et al. Hot Strip Mill Processing Simulations on a Ti-Mo Microalloyed Steel Using Hot Torsion Testing. **Metals**, v. 10, n. 3, p. 334, 3 mar. 2020.

GARCÍA-SESMA, L.; LÓPEZ, B.; PEREDA, B. Effect of High Ti Contents on Austenite Microstructural Evolution During Hot Deformation in Low Carbon Nb Microalloyed Steels. **Metals**, v. 10, n. 2, p. 165, 22 jan. 2020.

GORNI, A. A.; SILVA, M. R. S. DA. EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO DURANTE A LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE DE AÇOS MICROLIGADOS AO NÍÓBIO. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, v. 12, n. 2, p. 109–114, 2015.

GROOVER, M. P.; ARAUJO, A. C.; OLIVEIRA, A. R. DE. **Introdução aos processos de fabricação**. [s.l.: s.n.].

GURGEL, M. A. M. **COMPORTAMENTO MECÂNICO A QUENTE DE UM AÇO DO SISTEMA Fe-Mn-Al-C COM ADIÇÃO DE NÍÓBIO**. [s.l.] INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA, 2021.

HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADOSHIA, H. K. D. H. **Steels: microstructure and properties**. 2nd ed ed. London : New York: Arnold ; Halsted Press, 1996.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0**. WordAutoSteel, , abr. 2017.

LARZABAL, G. et al. Evaluating Strengthening and Impact Toughness Mechanisms for Ferritic and Bainitic Microstructures in Nb, Nb-Mo and Ti-Mo Microalloyed Steels. **Metals**, v. 7, n. 2, p. 65, 22 fev. 2017.

LI, C. et al. Mechanism of Microstructural Control and Mechanical Properties in Hot Rolled Plain C–Mn Steel during Controlled Cooling. **ISIJ International**, v. 55, n. 8, p. 1721–1729, 2015.

LINO, R. E. **Laminação a quente de produtos longos microligados**. Tese de Doutorado—[s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 6 jul. 2018.

MAYO, U. et al. Interaction between Microalloying Additions and Phase Transformation during Intercritical Deformation in Low Carbon Steels. **Metals**, v. 9, n. 10, p. 1049, 27 set. 2019.

PADILHA, A. F.; SICILIANO JUNIOR, F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. São Paulo: ABM, 2005.

PENG, Y. et al. Dynamic recrystallization behavior of low-carbon steel during hot rolling process: modeling and simulation. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 20, p. 1266–1290, set. 2022.

PEREDA, B.; LOPEZ, B.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. STRATEGIES TO MODULATE THE INTERACTION OF Nb WITH MICROSTRUCTURE DURING HOT ROLLING OF FLAT PRODUCTS. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, v. 17, n. 2, p. 124–130, 2020.

PEREDA, B.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M.; LÓPEZ, B. Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels during Multipass Rolling. **ISIJ International**, v. 48, n. 10, p. 1457–1466, 2008.

RIOS, P. R.; PADILHA, A. F. **Transformações de fase**. São Paulo: Artliber, 2007.

RIZZO, E. M. DA S. **Processos de laminação dos aços: uma introdução**. São Paulo: ABM, 2007.

RIZZO, E. M. DA S. **Processos de laminação a quente de produtos planos de aço**. São Paulo: ABM, 2011.

RODRÍGUEZ-CALVILLO, P. et al. Effect of Silicon on the Hot Flow Behavior of Ultra-Low Carbon Austenite. **Materials Performance and Characterization**, v. 8, n. 5, 1 maio 2019.

SANTIAGO, G. A. DE A. et al. **Melhoria da qualidade superficial das bobinas laminadas a quente**. Anais do I Simpósio de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Sul Fluminense. **Anais...** Em: PUBLICAÇÃO DO I SIMPÓSIO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS SUL FLUMINENSE. ,: Even3, 2020. Disponível em: <<https://www.even3.com.br/anais/smms/242081>>. Acesso em: 2 jun. 2021

SICILIANO, F. et al. THE DYNAMIC TRANSFORMATION OF FERRITE ABOVE AE3 AND THE CONSEQUENCES ON HOT ROLLING OF STEELS. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, v. 17, n. 2, p. 90–95, 2020.

URANGA, P.; LÓPEZ, B.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. Microstructural Modelling of Nb Microalloyed Steels during Thin Slab Direct Rolling Processing. **steel research international**, v. 78, n. 3, p. 199–209, mar. 2007.

VANDERMEER, R. A.; RATH, B. B. Modeling recrystallization kinetics in a deformed iron single crystal. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, n. 3, p. 391–401, mar. 1989.

VILLALOBOS, J. C. et al. Microalloyed Steels through History until 2018: Review of Chemical Composition, Processing and Hydrogen Service. **Metals**, v. 8, n. 5, 2018.

WEBEL, J. et al. Tracing Microalloy Precipitation in Nb-Ti HSLA Steel during Austenite Conditioning. **Metals**, v. 10, n. 2, p. 243, 12 fev. 2020.

WEI, H. et al. Characterization of hot deformation behavior of a new microalloyed C–Mn–Al high-strength steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 564, p. 140–146, mar. 2013.

YU, Y. et al. Dynamic softening mechanisms and Zener-Hollomon parameter of Al–Mg–Si–Ce–B alloy during hot deformation. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 15, p. 6395–6403, nov. 2021.