



Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP
Escola de Minas
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais



André de Paulo Rosa Silva

**EFEITO DA TEMPERATURA DE INÍCIO DE LAMINAÇÃO DE
ACABAMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UM AÇO API 5L X65**

Ouro Preto

2026

André de Paulo Rosa Silva

Efeito da temperatura de início de laminação de
acabamento sobre a microestrutura e propriedades
mecânicas de um aço API 5L X65

Monografia apresentada ao Curso de
Engenharia Metalúrgica da Universidade
Federal de Ouro Preto como requisito parcial
para obtenção do título de Engenheiro
Metalúrgico

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio Faria

Co - orientador: Dr. Daniel Bojikian Matsubara

Ouro Preto

2026

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

S586e Silva, Andre de Paulo Rosa.

Efeito da temperatura de início de laminação de acabamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço API 5L X65.

[manuscrito] / Andre de Paulo Rosa Silva. - 2026.

76 f.: il.: color..

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Faria.

Coorientador: Dr. Daniel Matsubara.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Aço - Tratamento térmico - Aço API5LX65. 2. Deformações (Mecânica) - Laminação (Metalurgia). 3. Tratamento térmico. I. Faria, Geraldo. II. Matsubara, Daniel. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 669

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO
REITORIA
ESCOLA DE MINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALURGICA E DE
MATERIAIS



FOLHA DE APROVAÇÃO

André de Paulo Rosa Silva

Efeito da Temperatura de Início de Laminação de Acabamento Sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço API 5L X65

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico

Aprovada em 26 de junho de 2026

Membros da banca

Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria - Orientador - Universidade Federal de Ouro Preto
Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid - Membro - Universidade Federal de Ouro Preto
Eng. Dr. Daniel Bojikian Matsubara - Membro - Gerdau Ouro Branco

Geraldo Lúcio de Faria, orientador do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 08/07/2026



Documento assinado eletronicamente por **Geraldo Lucio de Faria, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 08/07/2026, às 10:14, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1126956** e o código CRC **6EAE636**.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a minha família, pelo apoio, incentivo e compreensão ao longo de toda minha trajetória acadêmica, tornando possível a realização do sonho de concluir o curso de engenharia.

A Universidade Federal de Ouro Preto, à Escola de Minas e ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, expresso minha gratidão pela formação proporcionada, pela qualidade do ensino e pelas oportunidades de aprendizado e desenvolvimento ao longo da graduação.

A Gerdau, agradeço pela oportunidade, pela disponibilização do material estudado e pela abertura para a realização deste trabalho em ambiente industrial.

A todas as pessoas que, de alguma forma, contribuíram para a realização deste trabalho, meus sinceros agradecimentos.

RESUMO

O presente trabalho avaliou o efeito da temperatura de início da laminação de acabamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço API 5L X65, que permanece empregado na fabricação de dutos, especialmente em aplicações nas quais se busca conciliar resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade e viabilidade industrial. O estudo desse material é relevante porque seu desempenho em serviço depende não apenas da composição química, mas também do controle rigoroso das condições de processamento termomecânico, uma vez que pequenas variações na etapa de acabamento podem alterar significativamente a microestrutura final e, conseqüentemente, o equilíbrio entre resistência mecânica por tração, ductilidade e comportamento em impacto. Os aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL) destacam-se por sua elevada resistência mecânica, boa tenacidade e soldabilidade, características essenciais para aplicações em ambientes severos. Esses aços são geralmente produzidos por meio de processos termomecânicos controlados (*TMCP*), que envolvem laminação em faixas específicas de temperatura, seguida de resfriamento controlado. O desempenho final do material está diretamente associado ao controle de variáveis de processo, como a temperatura de não recristalização, T_{nr} , e a temperatura de transformação da austenita em ferrita, A_{r3} , que influenciam o refino microestrutural. Para a realização deste estudo, foram utilizadas amostras de chapas laminadas de aço API5LX65, produzidas na laminação de chapas grossas da empresa Gerdau, usina de Ouro Branco (MG). Com base na composição química medida do aço, foram determinados os valores de T_{nr} e A_{r3} , utilizados como referência para o planejamento do processo. Foram executados dois ciclos industriais de laminação, caracterizados principalmente por diferentes temperaturas de início e de fim da laminação de acabamento. As amostras do primeiro ciclo, processadas sob temperaturas mais baixas de início e final de acabamento, apresentaram microestrutura predominantemente ferrítico-bainítica, enquanto as do segundo ciclo, processadas sob temperaturas mais altas, revelaram, além de ferrita e bainita, regiões associadas ao constituinte martensita-austenita (MA). Nos ensaios de tração, as amostras do segundo ciclo apresentaram, de modo geral, maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência em tração, mantendo-se dentro da faixa especificada para o aço API5LX65. Nos ensaios de impacto Charpy, os resultados permaneceram próximos entre si, enquanto o ensaio DWTT mostrou maior sensibilidade para evidenciar diferenças no modo de fratura. Os ensaios de dureza e microdureza indicaram variações moderadas ao longo da espessura, coerentes com as diferenças microestruturais observadas. Concluiu-se que a temperatura de início da laminação de acabamento influenciou diretamente a microestrutura e o desempenho mecânico do aço API5LX65. O segundo ciclo apresentou aumentos médios de aproximadamente 2,2% no limite de escoamento e 5,2% no limite de resistência à tração, sem redução expressiva da ductilidade e da energia absorvida no ensaio Charpy. Assim, os resultados obtidos reforçam a importância do controle do histórico térmico durante a laminação de acabamento que contribuem para o melhor entendimento das janelas de processamento industrial.

Palavras-chave: API5LX65; laminação termomecânica; temperatura de início de laminação de acabamento; T_{nr} ; A_{r3} ; microestrutura; propriedades mecânicas.

ABSTRACT

This study evaluated the effect of finishing rolling start temperature on the microstructure and mechanical properties of API 5L X65 steel, which remains widely used in pipeline manufacturing, especially in applications that seek to reconcile mechanical strength, toughness, weldability, and industrial feasibility. The study of this material is relevant because its in-service performance depends not only on chemical composition but also on rigorous control of thermomechanical processing conditions, since small variations in the finishing stage can significantly alter the final microstructure and, consequently, the balance between tensile strength, ductility, and impact behavior. High-strength low-alloy (HSLA) microalloyed steels stand out for their high mechanical strength and good toughness and weldability, characteristics that are essential for applications in severe environments. These steels are generally produced through thermomechanical controlled processing (TMCP), which involves rolling within specific temperature ranges followed by controlled cooling. The final performance of the material is directly associated with the control of process variables such as the non-recrystallization temperature (T_{nr}) and the austenite-to-ferrite transformation temperature (Ar_3), which influence microstructural refinement. For this study, samples of rolled plates of API 5L X65 steel were used, produced at the heavy plate mill of Gerdau's Ouro Branco plant (MG). Based on the measured chemical composition of the steel, the T_{nr} and Ar_3 values were determined and used as reference for process planning. Two industrial rolling cycles were carried out, mainly characterized by different finishing rolling start and finish temperatures. Samples from the first cycle, processed under lower start and finish finishing temperatures, showed a predominantly ferritic-bainitic microstructure, while those from the second cycle, processed under higher temperatures, revealed, in addition to ferrite and bainite, regions associated with the martensite-austenite (MA) constituent. In tensile tests, samples from the second cycle generally showed higher yield strength and ultimate tensile strength values, remaining within the range specified for API 5L X65 steel. In Charpy impact tests, the results remained close to one another, while the DWTT test showed greater sensitivity in revealing differences in fracture mode. Hardness and microhardness tests indicated moderate variations along the thickness, consistent with the observed microstructural differences. It was concluded that the finishing rolling start temperature directly influenced the microstructure and mechanical performance of API 5L X65 steel. The second cycle showed average increases of approximately 2.2% in yield strength and 5.2% in ultimate tensile strength, without a significant reduction in ductility or in the energy absorbed in the Charpy test. Thus, the results obtained reinforce the importance of controlling the thermal history during finishing rolling, contributing to a better understanding of industrial processing windows.

Keywords: API 5L X65; thermomechanical rolling; T_{nr} ; Ar_3 ; microstructure; mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Evolução dos aços para tubos de linha	15
Figura 3.1: Esquema do layout típico de um laminador de placas moderno	19
Figura 3.2: Esquema de laminação controlado com resfriamento acelerado	20
Figura 3.3: Características do coalescimento do grão de austenita em aços contendo elementos microligantes	21
Figura 3.4: Curva tensão-deformação ilustrando o estado estacionário durante a recuperação dinâmica	22
Figura 3.5: Formação de colares sucessivos durante a recristalização dinâmica	23
Figura 3.6: Recristalização por migração de contornos de grande ângulo.	26
Figura 3.7: Coalescimento de dois subgrãos por rotação de um deles	26
Figura 3.8: Representação esquemática da formação de um grão recristalizado pelo coalescimento de subgrãos	27
Figura 3.9: Curvas de recristalização para um aço de baixa liga (AISI-5140), de tamanho de grão inicial 110 μm , deformado a velocidade de deformação de 1s-1 para diferentes níveis de deformação previa e de temperatura de recozimento	28
Figura 3.10: Esquema da interação entre as cinéticas de recristalização e precipitação na austenita de aços micro ligados, mostrando como são determinadas as temperaturas de não-recristalização	30
Figura 3.11: Tensão média equivalente em função do inverso da temperatura para a determinação da T_{nr}	31
Figura 3.12: Curva de transformação por resfriamento contínuo do aço API X65	32
Figura 3.13 Influência da adição de microligantes na temperatura de recristalização da austenita	33
Figura 3.14. Evolução microestrutural com resfriamento acelerado	34
Figura 4.1: Planejamento de laminação	37

Figura 4.2: Posição de retirada da chapa para produção de corpos de prova.	38
Figura 4.3: Posições de retirada de corpos de ensaios para análises	39
Figura 4.4: Dimensões para corpo de prova ensaio tração.	41
Figura 4.5: Dimensões corpo de prova ensaio impacto Charpy.	43
Figura 4.6: Dimensional Corpo de prova ensaio DWTT	44
Figura 4.7: Medidas entre pontos de medição de microdureza.	45
Figura 5.1: Perfil de laminação simulado	46
Figura 5.2: Perfil de laminação amostra C1-01	47
Figura 5.3: Perfil de laminação amostra C1-02	48
Figura 5.4: Perfil de laminação amostra C2-01	48
Figura 5.5: Perfil de laminação amostra C2-02	49
Figura 5.6: Microestrutura da C1-01, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura.	50
Figura 5.7: Microestrutura da C1-02, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura	51
Figura 5.8: Microestrutura da C2-01, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura	52
Figura 5.9: Microestrutura da C2-02, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura	53
Figura 5.10: Microestrutura da amostra C2-01 após ataque com reagente Klemm, evidenciando possíveis regiões contendo constituinte MA	54
Figura 5.11: Microestrutura da amostra C2-02 após ataque com reagente Klemm, evidenciando possíveis regiões contendo constituinte MA	54
Figura 5.12: Micrografia em MEV da amostra C2-01, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 5.000×	55

Figura 5.13: Micrografia em MEV da amostra C2-02, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 5.000×	55
Figura 5.14: Micrografia em MEV da amostra C2-01, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 10.000×	56
Figura 5.15: Micrografia em MEV da amostra C2-02, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 15.000×	57
Figura 5.16: Resultados de limite de escoamento transversal das amostras avaliadas	58
Figura 5.17: Resultados de limite de resistência transversal das amostras avaliadas	58
Figura 5.18: Resultados de alongamento transversal das amostras avaliadas	59
Figura 5.19: Resultados ensaio Charpy	61
Figura 5.20: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C1-02, evidenciando região de fratura frágil direta e fração de fratura inversa.	63
Figura 5.21: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C1-01, evidenciando região de fratura frágil direta.	63
Figura 5.22: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C2-01(primeiro par de amostras), evidenciando região de fratura frágil direta.	64
Figura 5.23: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C2-01(segundo par de amostras), evidenciando região de fratura frágil direta.	64
Figura 5.24: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C2-02, evidenciando região de fratura frágil direta.	65
Figura 5.25: Perfil de microdureza Vickers 500g	67
Figura 5.26: Perfil médio de dureza Vickers 10 kg	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 – Composição química medida do aço API 5L X65 (%em massa).	36
Tabela 4.2 Posições de retirada de corpos de prova para análise em seus respectivos ensaios.	39
Tabela 4.3: Dimensões do corpo de prova de tração utilizado.	41
Tabela 4.4: Propriedades mecânicas exigidas pela norma API SPEC 5L (2018) – PSL2 X65.	42
Tabela 4.5: Dimensões do corpo de prova impacto Charpy utilizado.	43
Tabela 5.1: Temperaturas de início e de fim de laminação de acabamento para o perfil de referência e amostras avaliadas.	49
Tabela 5.2: Energia Absorvida Média no ensaio Charpy.	62
Tabela 5.3: Fração de fratura média no ensaio DWTT	66
Tabela 5.4: Valores médios de dureza Vickers (HV10) nas diferentes regiões da espessura das amostras avaliadas.	68

LISTA DE SÍMBOLOS

γ – Fase austenita

α – Fase ferrita

A_{r3} – Transformação de fase $\gamma \leftrightarrow \alpha$ no resfriamento

T_{nr} – Temperatura de não recristalização

T_R - Temperatura da deformação anterior do material

Z - Parâmetro de Zener-Hollomon

R - Constante dos gases

k_s - Taxa de supersaturação de nióbio

LISTA DE SIGLAS

TMCP – Processo termomecânico controlado (*Thermomechanical Controlled Process*)

ARBL – Alta resistência e baixa liga

EDE – Energia de defeito de empilhamento

MULPIC® - *Multi-purpose interruptes cooling*

ACC – Resfriamento acelerado (*Accelerated cooling*)

TD – Têmpera Direta

DWTT – Ensaio de queda de peso em corpo de prova entalhado

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

MA – Martensita + Austenita Retida

HV0.5 - Microdureza Vickers 500gf

HV10 - Dureza Vickers 10kgf

LE – Limite de escoamento por tração

LR – Limite de resistência por tração

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
2 OBJETIVOS	17
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 LAMINAÇÃO TERMOMECÂNICA	18
3.2 LAMINAÇÃO DE CHAPAS GROSSAS	19
3.2.1 REAQUECIMENTO DE PLACAS	20
3.2.2 RECUPERAÇÃO DINÂMICA	22
3.2.3 RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA	23
3.2.4 RECRISTALIZAÇÃO ESTÁTICA	24
3.2.5 TEMPERATURA DE NÃO RECRISTALIZAÇÃO	28
3.2.6 TEMPERATURA A_{r3}	31
3.3 EFEITO DA ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA	33
3.4 RESFRIAMENTO ACELERADO	34
4 MATERIAIS E MÉTODOS	36
4.1 MATERIAIS	36
4.2 DETERMINAÇÃO DE T_{nr} e A_{r3}	36
4.2.1 PLANO DE LAMINAÇÃO	37
4.3 AMOSTRAGEM E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	38
4.3.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ÓPTICA E MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	40

4.3.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO	40
4.3.3 ENSAIOS DE IMPACTO	42
4.3.4 ENSAIO DE DUREZA E MICRODUREZA VICKERS	44
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
5.1 DETERMINAÇÃO DE T_{nr} E A_{r3} E PLANEJAMENTO DE LAMINAÇÃO	46
5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA E MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	50
5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO	57
5.4 ENSAIOS DE IMPACTO	61
5.5 ENSAIOS DE DUREZA E MICRODUREZA VICKERS	66
6 CONCLUSÕES	70
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	72

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento dos aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL) tem sido fundamental para atender à crescente demanda da indústria de dutos, que exige materiais com elevada resistência mecânica, boa tenacidade e expressiva soldabilidade, aliados a um peso reduzido. Esses aços se destacam por oferecerem desempenho superior em ambientes severos, como no transporte de petróleo e gás, contribuindo para a segurança e eficiência dos sistemas. Para alcançar tais propriedades, foram adotadas composições químicas com baixos teores de carbono e impurezas, além da aplicação de processos termomecânicos, como a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, conhecidos como TMCP (Gray; Siciliano, 2009).

Gray e Barbaro (2015) destacam que, desde a conferência realizada em 1975 a *Microalloying 75: Proceedings of an International Symposium on High-Strength, Low-Alloy Steels*, os fundamentos metalúrgicos para o uso eficiente de elementos como Nb, Ti e V vêm sendo consolidados, possibilitando o controle preciso da microestrutura e, conseqüentemente, melhorias significativas nas propriedades mecânicas dos aços. Segundo Militzer (2014), embora os aços TMCPs tenham sido inicialmente aplicados à produção de chapas grossas, sua utilização foi expandida para diversos produtos, como tiras, tubos, vigas e trilhos, evidenciando sua versatilidade industrial.

A comparação entre aços tratados por normalização convencional e os submetidos ao processo TMCP revela diferenças significativas quanto à evolução microestrutural e às propriedades obtidas. Enquanto a normalização exige ciclos térmicos *off-line*, com reaustenitização acima de 900°C para refinar a austenita, o TMCP realiza esse refinamento de forma integrada ao processo de laminação, por meio do controle das temperaturas e do resfriamento acelerado, garantindo economia de energia e maior eficiência (Militzer, 2014). A Figura 1.1 ilustra como essa tecnologia permite a produção de aços para dutos com limites de escoamento superiores a 480MPa, viabilizando projetos mais exigentes, como dutos de longa distância e alta pressão.

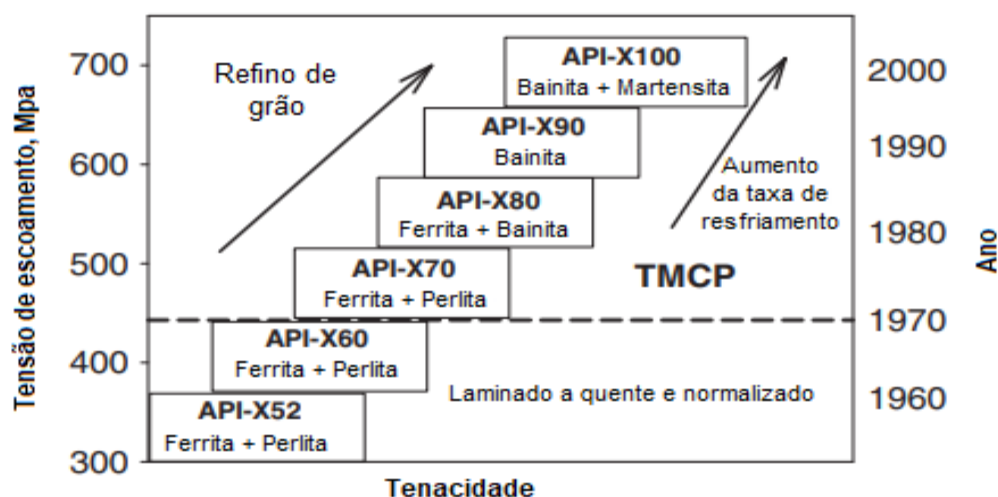


Figura 1.1: Evolução da tensão de escoamento dos aços API 5L (Adaptado, Militzer 2014).

A execução adequada da laminação controlada depende do conhecimento prévio das temperaturas críticas do aço, entre elas a temperatura de não recristalização (T_{nr}) e as temperaturas A_{r3} e A_{r1} , que delimitam o intervalo de transformação da austenita em ferrita (Gorni, 1998). A T_{nr} corresponde, de forma geral, à temperatura abaixo da qual a austenita deformada deixa de se recristalizar completamente entre os passes de laminação. Abaixo dessa temperatura, ocorre o acúmulo de deformação na austenita, favorecendo o achatamento dos grãos e a formação de microestruturas mais refinadas após a transformação. O controle da T_{nr} é fundamental para definir a janela de acabamento de laminação, enquanto as temperaturas A_{r3} e A_{r1} delimitam o início e o fim da transformação de fases durante o resfriamento.

Para a indústria de dutos, o aço API 5L X65 permanece empregado na fabricação de dutos, especialmente em aplicações nas quais se busca conciliar resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade e viabilidade industrial. Requisitos essenciais para aplicações em tubulações submetidas a condições severas de operação, de transporte de petróleo e gás. Em termos setoriais, aços dessa classe são amplamente empregados em sistemas dutoviários de longa distância, nos quais a integridade estrutural e a confiabilidade em serviço são fatores críticos. O desempenho desse aço está diretamente associado ao controle da microestrutura obtida durante o processamento termomecânico (Paiva, 2019).

Entre as variáveis de processo, a temperatura de início da laminação de acabamento é relevante, uma vez que interfere na condição da austenita deformada, no acúmulo de deformação abaixo da T_{nr} e na cinética de transformação durante o resfriamento, podendo alterar de maneira significativa as propriedades finais do material. Dessa forma, investigar essa variável torna-se importante para compreender seu potencial na otimização do desempenho do aço API 5L X65.

Neste contexto, o presente trabalho tem como objetivo analisar o efeito da temperatura de início da laminação de acabamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço API 5L X65, amplamente utilizado na fabricação de dutos. O estudo foi conduzido a partir de amostras produzidas na laminação de chapas grossas da empresa Gerdau, usina de Ouro Branco (MG), com foco na correlação entre a temperatura de laminação, a evolução microestrutural e as propriedades de resistência mecânica em tração e tenacidade ao impacto.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

- Analisar o efeito da temperatura de início de laminação de acabamento de um aço API 5L X65, sobre a microestrutura e propriedades mecânicas medidas em tração, microdureza, dureza Vickers e impacto Charpy e DWTT.

2.2 Objetivos Específicos:

- Calcular valores de referência para as temperaturas T_{nr} e A_{r3} para executar o planejamento de passes para laminação termomecânica da liga estudada;
- Avaliar o efeito da temperatura de início de acabamento sobre a evolução microestrutural da liga termomecanicamente processada;
- Avaliar o efeito da temperatura de início de laminação de acabamento sobre a microdureza Vickers e propriedades mecânicas medidas em tração;
- Avaliar o efeito da temperatura de início de laminação de acabamento sobre a tenacidade ao impacto por meio das metodologias de ensaio DWTT e Charpy;

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Laminação Termomecânica

A laminação termomecânica tornou-se parte integrante da produção de diversos tipos de aços, variando desde os aços carbono até aços de ligas especiais. Pioneira em usinas de chapas de aço na década de 1970, essa tecnologia revolucionou a produção, reduzindo custos de energia, simplificando operações de processo e facilitando o desenvolvimento de novos produtos com menores teores de liga e propriedades mecânicas aprimoradas (Militzer, 2022).

Segundo Militzer (2022), o processo TMCP elimina etapas adicionais de processamento na fabricação de chapas, como a normalização, estando intrinsecamente relacionado à produção de aços microligados, cujo advento ocorreu nas décadas de 1960 e 1970. A adição de Nb, Ti e/ou V, em quantidades não superiores a 0,1% em peso, impulsionou o desenvolvimento dos aços de baixa liga e alta resistência (ARBL). No TMCP, o Nb desempenha papel crítico durante a laminação a quente, retardando a recrystalização da austenita de modo que a laminação controlada possa ser conduzida no laminador de acabamento sem recrystalização (Vernyck et al., 2012). Esse fenômeno é atribuído à precipitação induzida por deformação de carbonetos de Nb, que atuam nos contornos de grão, impedindo a recrystalização (Yoshie et al., 1992; Militzer, 2014).

O layout típico do TMCP em um laminador de chapas grossas é apresentado na Figura 3.1, composto pelas etapas de reaquecimento, laminação controlada e resfriamento acelerado (Accelerated Cooling – ACC) (Tsuyama, 2015).

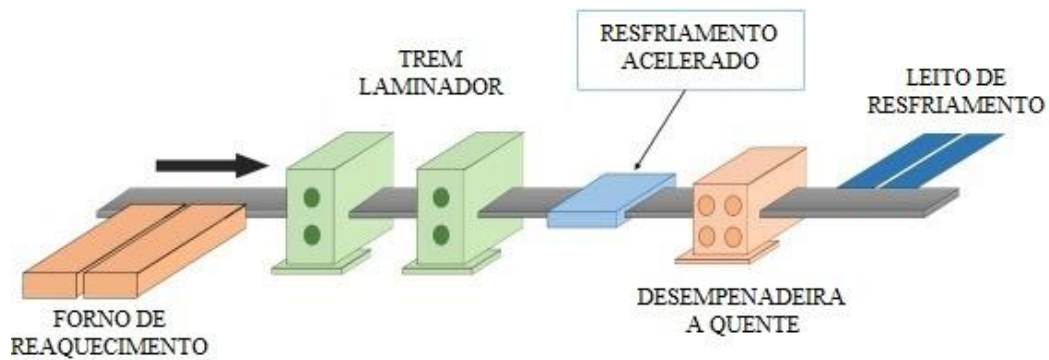


Figura 3.1. Esquema do layout típico de um laminador de chapas moderno
(Adaptado de Wang *et al.*, 2019).

3.2 Laminação de Chapas Grossas.

A linha de laminação de chapas grossas da empresa Gerdau usina de Ouro Branco, é composta por um dos laminadores mais modernos em operação no mundo. Atuando de forma integrada com demais equipamentos que compõem a linha, sendo estes: Forno de reaquecimento, desempenadeira a quente e resfriamento acelerado modelo Mulpic. (Fraga *et al.*, 2016)

Segundo Hillenbrand *et al.* (2001), descrevem que os processos de metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada em conjunto com o resfriamento acelerado, conforme ilustrado na Figura 3.2, onde são mostrados os estágios de laminação e parâmetros de laminação a serem controlados. O objetivo é obter uma microestrutura de grãos mais finos e, conseqüentemente, melhor resistência mecânica, boas propriedades de tenacidade e resistência a fragilização por hidrogênio, comparados a aços produzidos pela laminação controlada convencional

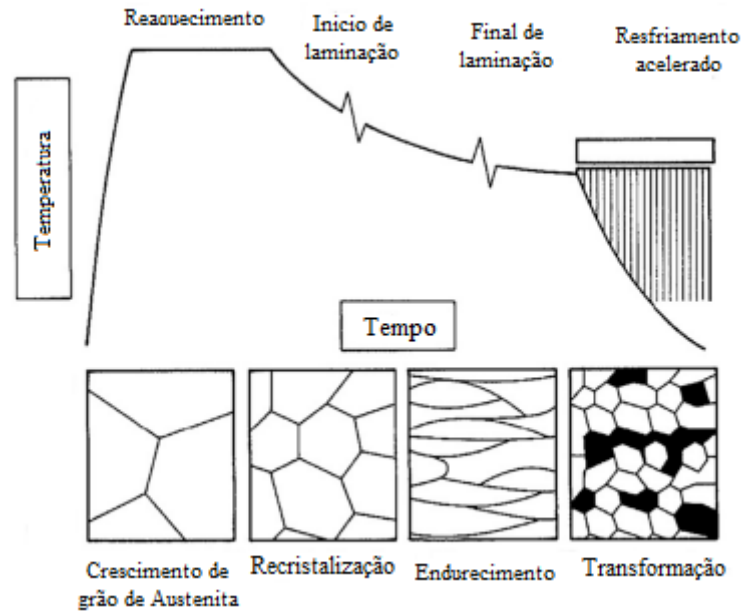


Figura 3.2. Esquema de laminação controlado com resfriamento acelerado
(Adaptado de Yoshie *et al.* 1992).

3.2.1 Reaquecimento de Placas

Os parâmetros de reaquecimento para diferentes tipos de aços, podem ser os mesmos, entretanto o crescimento do grão austenítico no forno varia de material para material. A Figura 3.3 mostra a dependência do tamanho de grão da austenita após encharque para um tempo constante de 1 hora. As temperaturas de encharque foram variadas de 800°C a 1300°C. O processo de reaquecimento de placas é essencial para dar início à laminação, garantindo a completa solubilização dos elementos de liga presentes no aço e a homogeneidade da microestrutura ao longo da espessura da placa. Para a maioria dos aços processados em laminadores de tiras a quente, a temperatura necessária para atender a esses requisitos é de aproximadamente 1.200°C (Rizzo, 2011).

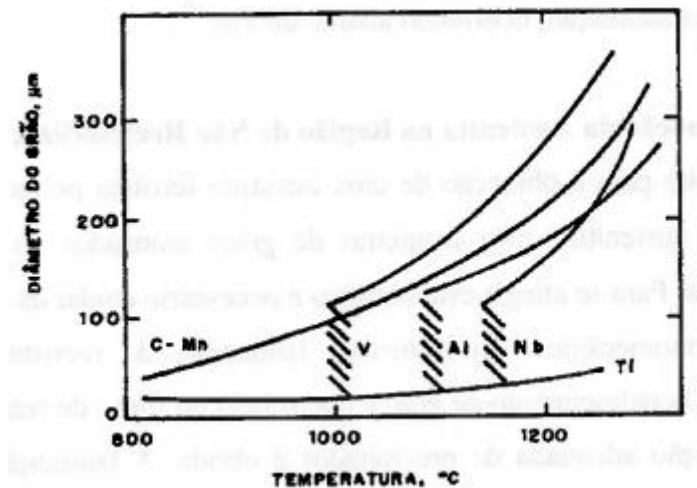


Figura 3.3. Características do coalescimento do grão de austenita em aços contendo adições de elementos micro ligante (Speich, 1984).

Os fornos de reaquecimento podem ser do tipo pusher ou walking beam. Nos modelos pusher, as placas são deslocadas pelo forno por meio de um empurrador mecânico, permanecendo em contato com a placa adjacente. Já nos modelos walking beam mais modernos e amplamente utilizados atualmente as placas se movem por meio de vigas oscilantes, evitando o contato direto entre elas (Rizzo, 2011).

A temperatura de reaquecimento das placas deve ser selecionada com cautela, buscando otimizar os efeitos dos elementos microligantes. Quando a temperatura de reaquecimento/encharque é muito elevada ou o período de reaquecimento é muito longo, uma das consequências pode ser o crescimento de grãos austeníticos grosseiros no material prejudicando a laminação (Graux *et al*, 2019)

Em ambos os tipos de fornos, ao final do reaquecimento, ocorre a formação de uma camada superficial oxidada, denominada carepa, devido à atmosfera oxidante. Por apresentar propriedades mecânicas distintas das do aço, essa camada deve ser completamente removida para garantir a qualidade superficial do material a ser laminado (Dey; Bhattacharyya; Dhara, 2013).

3.2.2 Recuperação Dinâmica

Segundo Padilha e Siciliano (2005), à medida que o metal é deformado a altas temperaturas, o número de defeitos cristalinos aumenta devido à ativação térmica. As discordâncias geradas reorganizam-se em uma estrutura de subgrãos. A temperatura elevada permite que a quantidade de defeitos gerados seja compensada pela quantidade de defeitos eliminados, atingindo um estado estacionário, isto é, a densidade de defeitos permanece constante. Esse fenômeno aparece como uma estabilização da tensão à medida que o material se deforma, como ilustrado na Figura 3.4.

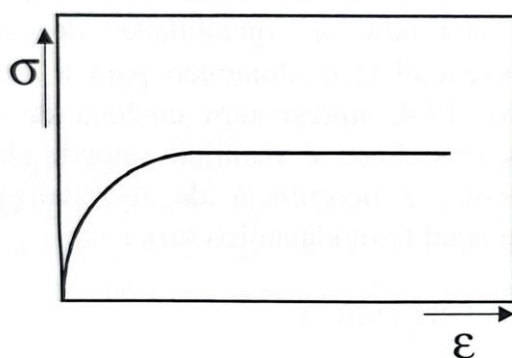


Figura 3.4. Curva tensão-deformação ilustrando o estado estacionário durante a recuperação dinâmica (Padilha e Siciliano, 2005).

Esse efeito é observado quando um material é deformado com taxas superiores a 1s^{-1} . Durante a recuperação dinâmica, não ocorrem alterações nos contornos de grão de alto ângulo; os grãos se alongam conforme a deformação, e seus subgrãos mantêm a estrutura equiaxial. A quantidade de discordâncias no interior dos subgrãos, o espaçamento médio entre elas e a diferença de orientação não variam significativamente no estado estacionário (Padilha; Siciliano, 2005).

A cinética do mecanismo de recuperação é termicamente ativada e influenciada por variáveis como temperatura, taxa de deformação, deformação total e composição química. A presença de solutos ou precipitados também afeta o movimento das discordâncias, influenciando a taxa com que a recuperação ocorre (Oliveira, 2012).

3.2.3 Recristalização Dinâmica

A recristalização dinâmica está associada à geração de um grande número de defeitos durante a deformação a quente, defeitos que não podem ser eliminados pela recuperação dinâmica, seja devido a elevadas taxas de deformação, seja por baixa energia de deformação específica (EDE), aumentando o potencial termodinâmico para a recristalização (Padilha; Siciliano, 2005).

Padilha e Siciliano (2005) ressaltam que a taxa de deformação é um fator determinante: em condições de altas taxas, a curva tensão-deformação apresenta um pico correspondente ao limite de escoamento, seguido de estabilização; já em baixas taxas e altas temperaturas, como na laminação de chapas grossas, a taxa de redução por passe é relativamente baixa, dificultando o início da recristalização dinâmica — especialmente em aços microligados com Nb (Leslie, 1981).

Na maioria das condições de deformação a quente, a recristalização dinâmica ocorre preferencialmente nos contornos de grão, por meio da formação de colares sucessivos — nucleação de novos grãos que avançam para o interior do grão original (Figura 3.5).

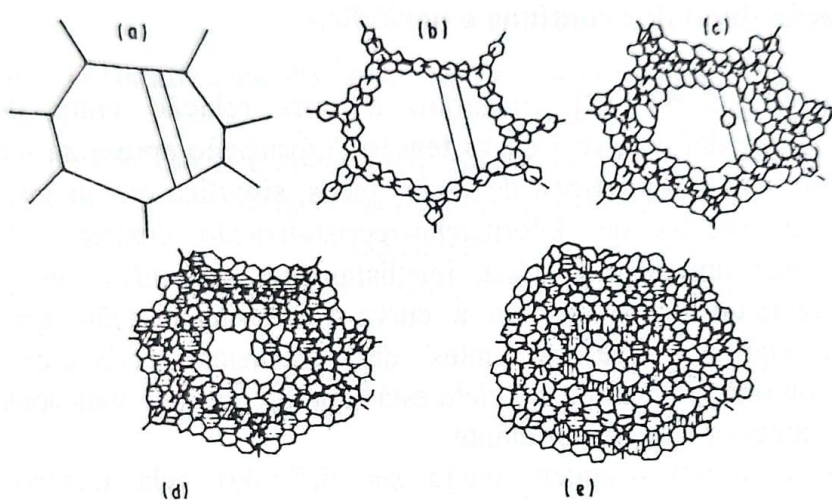


Figura 3.5. Formação de colares sucessivos durante a recristalização dinâmica (Padilha e Siciliano, 2005).

Esse mecanismo promove intenso refino de grão. O aumento da energia livre decorrente da formação de novos contornos é compensado pela eliminação de defeitos cristalinos. O crescimento dos grãos recém-formados é interrompido devido à continuidade da deformação, resultando em grãos pequenos. Em baixas taxas de deformação, o crescimento é interrompido quando os grãos encontram seus vizinhos também em crescimento, podendo apresentar tamanhos inferiores ou superiores aos grãos originais (Padilha; Siciliano, 2005).

3.2.4 Recristalização Estática

A recristalização que ocorre pelo mecanismo de nucleação e crescimento a partir da estrutura parcialmente recuperada de um metal é definida como uma reorientação dos cristais através da passagem de um contorno de grande ângulo. Estes contornos demonstram, antes da recristalização, uma desorientação média maior que 10° entre si. A cinética do processo se parece com a de uma transformação de fase, pois pode ser descrita por termos de uma frequência de nucleação e uma velocidade de crescimento (Sellars, 1979).

Quando se utiliza o termo “nucleação” com respeito a recristalização, não significa que pequenos grãos não deformados formam-se pelo processo clássico de acréscimo de átomos até que se atinja um tamanho. O que se ocorre é o oposto, novos grãos são formados pelo crescimento de subgrãos originados durante a recuperação do metal encruado, e que servem de núcleos para a recristalização. A força motriz para a migração dos subgrãos decorre da diferença de densidade de discordâncias entre o interior do núcleo de recristalização e o restante do material (Sellars, 1979).

Segundo Sellars (1979), o crescimento de subgrãos ocorre em vários pontos favoráveis, como nos contornos de grãos pré-existent, inclusões ou partículas de segunda fase, bandas de deformação no interior dos grãos e interseções de maclas. As características comuns destes pontos é que todos eles representam regiões de intensa distorção localizada no reticulado. Como a nucleação de novos grãos recristalizados ocorre principalmente nas junções triplas e contornos de grãos deformados, o processo de recristalização conduz a um refino de tamanho de grão, já que um grão nucleado num lado do deformado

encontra-se com o grão nucleado no lado oposto, crescendo ambos em sentidos contrários, limitando desta forma o crescimento dos novos grãos.

Outros sítios que podem favorecer a nucleação de recristalização são regiões próximas a inclusões. A presença de inclusões ou partículas de segunda fase provoca a concentração de discordâncias ao seu redor, o que favorece a migração de contornos de subgrão nas vizinhanças. Os efeitos das inclusões e partículas de segunda fase sobre a recristalização são diretamente dependentes do espaçamento e do tamanho dessas partículas (Leslie, 1981)

A nucleação da recristalização se dá por alguns mecanismos já identificados. Um deles é a migração de contornos de subgrãos grandes, que avançam sobre subgrãos vizinhos. Frequentemente acontece de grãos vizinhos terem diferentes tamanhos de subgrãos, o que proporciona o crescimento do grão com células maiores para dentro do grão com células menores. A força motriz para tal migração do contorno é fornecida pela diferença de densidade de energia através do contorno de pequeno ângulo dos subgrãos. A energia resultante de um contorno formado a partir de dois sub contornos pode ser menor que a soma das energias de dois subcontornos (Leslie, 1981).

Outro mecanismo de desenvolvimento de grão recristalizado é o coalescimento de subgrãos. A estrutura encruada, após alguma recuperação, consiste de subgrãos bem definidos, alguns crescem pela eliminação de contornos comuns, através de rotação de reticulado e movimento de discordâncias, diminuindo desta forma a energia livre do sistema. Como resultado, a desorientação pode tornar-se maior. Dois pares de subgrãos coalescidos podem sofrer um coalescimento adicional, produzindo um grão recristalizado definido por contornos de grande ângulo. Como mostrando nas Figuras, 3.6, 3.7, 3.8.

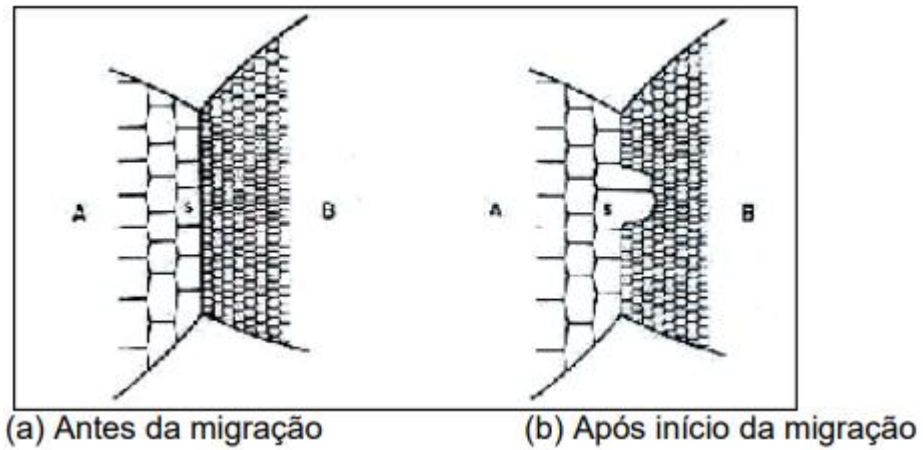


Figura 3.6. Recristalização por migração de contornos de grande ângulo.
(Adaptado Leslie, 1981)

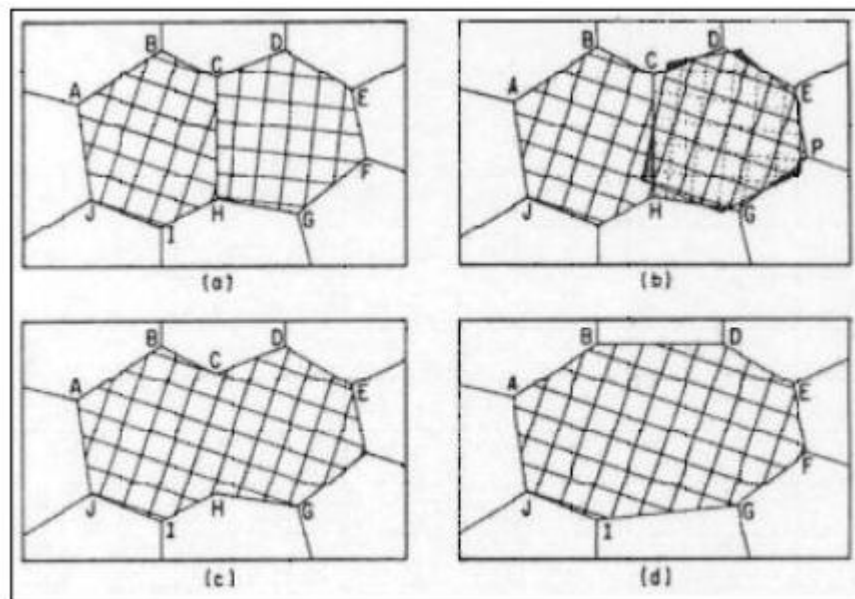


Figura 3.7. Coalescimento de dois subgrãos por rotação de um deles. a) estrutura original do subgrão antes do coalescimento, b) um subgrão sob rotação, c) estrutura de um subgrão logo após coalescimento, d) estrutura final do subgrão após migração de subcontorno (Leslie, 1981).

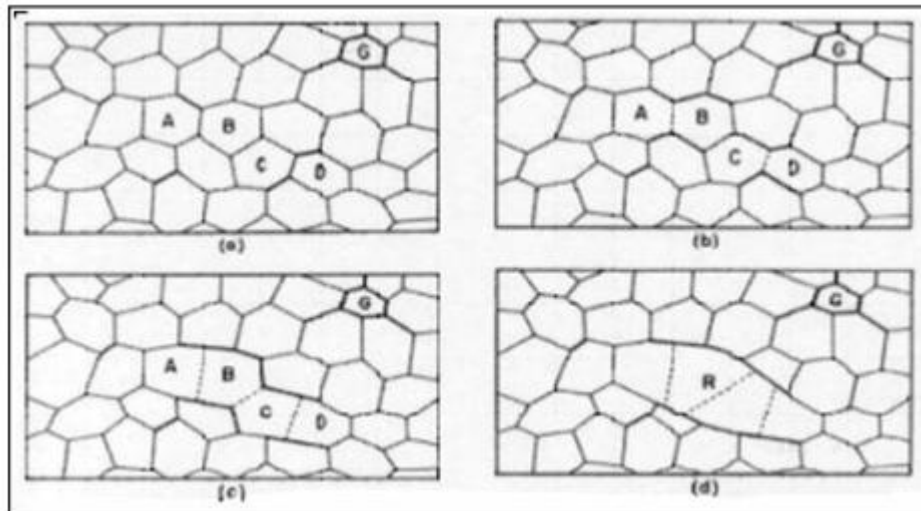


Figura 3.8. Representação esquemática da formação de um grão recristalizado pelo coalescimento de subgrãos (Leslie, 1981).

Com relação a cinética do processo de recristalização, há um período inicial tempo de incubação durante o qual não ocorre nucleação. O processo inicia-se vagarosamente acelerando até uma velocidade máxima de transformação e finalmente torna-se lento até o seu termino. O tempo total para a recristalização se completar depende da velocidade do crescimento dos grãos nucleados, sendo esta uma função da temperatura e da deformação previa. Isto é mostrado pela Figura 3.9, mostrando uma série de curvas representativas da cinética de recristalização de um aço baixa liga, onde pode-se observar o efeito do grau de deformação prévio e da temperatura de tratamento (Sellars, 1980).

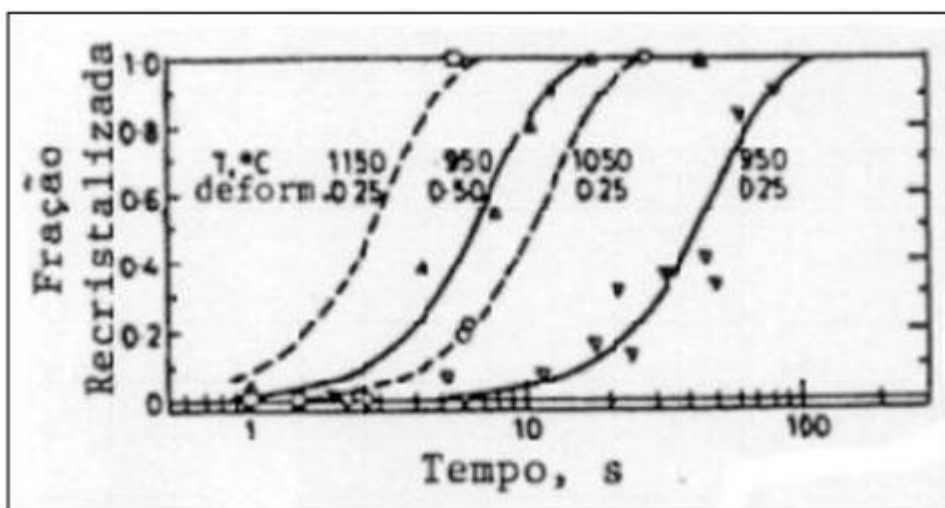


Figura 3.9. Curvas de recrystalização para um aço de baixa liga (AISI-5140), de tamanho de grão inicial 110 μm , deformado a velocidade de deformação de 1s-1 para diferentes níveis de deformação previa e de temperatura de recozimento (Adaptado Sellars, 1980).

3.2.5 Temperatura de Não Recrystalização

A execução correta da laminação controlada de aços microligados requer conhecimento prévio de suas temperaturas críticas. Entre elas, destaca-se a temperatura de não recrystalização (T_{nr}), que delimita o intervalo no qual a austenita apresenta recrystalização incompleta entre passes (Tanaka, 1975; Dutta; Sellars, 1987). Segundo Gorni (1998), o limite superior dessa faixa é chamado de T_{nr} ou T95%, temperatura na qual 95% da recrystalização da austenita ocorre antes que seja interrompida pelo início da precipitação de carbonetos de elementos de liga. Já o limite inferior é denominado T5%, temperatura na qual apenas 5% da austenita se recrystaliza antes da precipitação. Sendo assim os limites que determinam se os diferentes processos de recrystalização já descritos serão ativados ou não.

A T_{nr} pode ser determinada em laboratório por diferentes métodos, como ensaios de torção, compressão ou laminação. Um método particularmente consagrado foi desenvolvido por Borrato e colaboradores (Tanaka, 1975). Foi o ensaio de torção a quente

com deformações múltiplas e temperaturas diferentes, o qual também permite determinar a temperatura A_{r3} — tema que será abordado posteriormente. Esse método consiste na realização de um ensaio de torção a quente com deformações múltiplas em temperaturas decrescentes. A posterior análise da evolução da curva de resistência à deformação a quente, em função do inverso da temperatura, possibilita identificar as temperaturas críticas para a laminação controlada. A partir desses resultados e da composição química do aço, foi proposta a seguinte equação 3.1 para o cálculo da T_{nr} :

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (3.1)$$

Outra abordagem para a determinação da T_{nr} consiste no desenvolvimento de equações que descrevem a cinética da recristalização e da precipitação. Assim, é possível determinar essa temperatura, bem como a $T_{5\%}$, a partir da interseção da curva de tempo necessário para atingir 5% de precipitação em função da temperatura com as curvas referentes a 95% e 5% de recristalização da austenita, respectivamente (Dutta; Sellars, 1987). Conforme demonstrado pelas seguintes equações 3.2 e 3.4.

$$t_{p0,05} = \frac{200 \exp\left(\frac{-200000}{R T_R}\right)}{Nb \varepsilon \sqrt{Z}} \exp\left(\frac{270000}{R T}\right) \exp\left(\frac{2,5 \cdot 10^{10}}{T^3 (\ln k_s)^2}\right) \quad (3.2)$$

Com T_R sendo a temperatura da deformação anterior do material, Z o parâmetro de Zener-Hollomon, d_0 é o tamanho de grão austenítico inicial do material, R é a constante dos gases, T a temperatura e k_s a taxa de supersaturação de nióbio demonstrada pela equação 3.3:

$$k_s = \frac{[Nb] \left[C + \frac{12 N}{14} \right]}{10^{\left(2,26 - \frac{6770}{T} \right)}} \quad (3.3)$$

$$t_{x0,05} = 6,75 \cdot 10^{-20} d_0^2 \exp\left(\frac{300000}{R T}\right) \exp\left[\left(\frac{275000}{T} - 185\right) Nb\right] \quad (3.4)$$

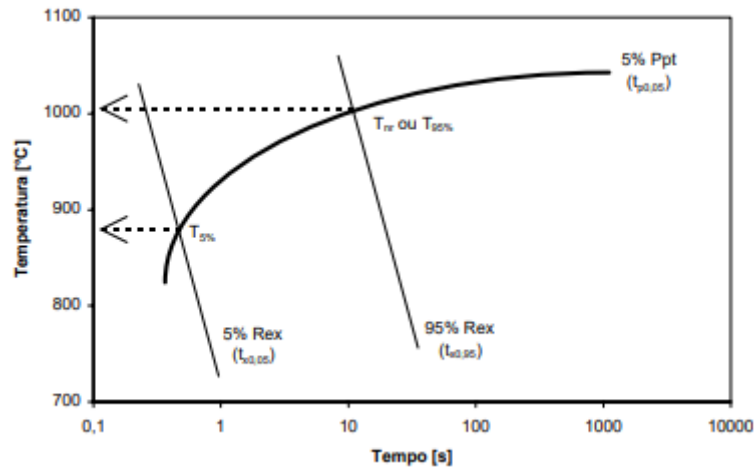


Figura 3.10. Esquema da interação entre as cinéticas de recristalização e precipitação na austenita de aços micro ligados, mostrando como são determinadas as temperaturas de não-recristalização (Gorni 1998).

Uma das principais vantagens para esse modelo é permitir a determinação tanto da temperatura em que a recristalização da austenita começa a ficar incompleta pela precipitação como aquela em que ela se interrompe totalmente como mostrado na Figura 3.10. Ele permite verificar o efeito da deformação sobre essas temperaturas que definem o campo da recristalização parcial da austenita, entretanto considera apenas o efeito do Nb, desprezando o efeito dos demais elementos de liga (Gorni, 1998).

Schiavo (2010) realizou a metodologia proposta por Borrato, para analisar a evolução da tensão média equivalente em função do inverso da temperatura de ensaio como mostrando na Figura 3.11. Determinando assim regiões durante os passes de deformação aplicados com deformação, tempo entre passes e velocidade de deformação constantes.

Para a região I de maior temperatura, conforme esperado dito por Padilha e Siciliano (2005) anteriormente supõe-se total recristalização entre passes e a tensão média equivalente aumenta moderadamente, com a queda de temperatura. Para a região II a

recristalização entre passes é inibida pela deformação, o aumento da tensão média se dá de forma mais rápida, uma vez que a austenita não recristalizada sofre encruamento. A linha que separa a região é correspondente à transição entre a região de recristalização e de não recristalização da austenita. A inversão no sentido da curva equivale a temperatura de A_{r3} , isto é, o início da transformação de fase austenita-ferrita. A ferrita aparecer, sendo mais macia que a austenita nessa faixa de temperatura ocorre essa pequena diminuição na tensão média

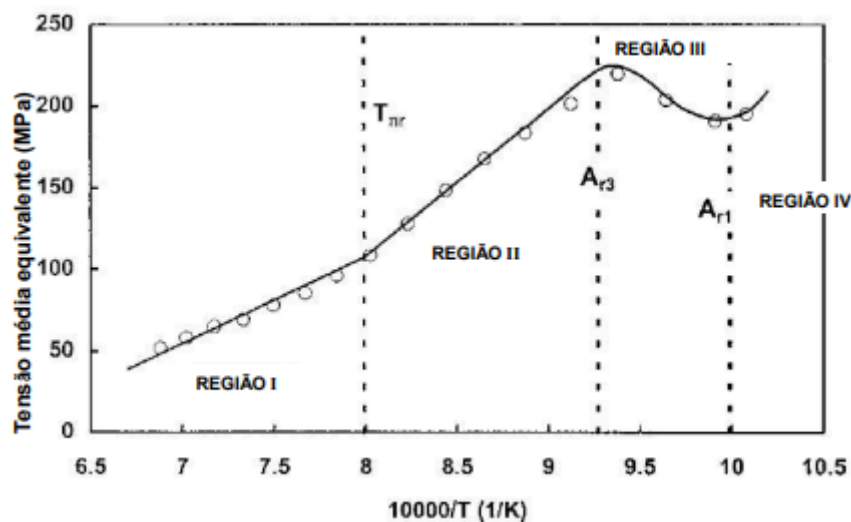


Figura 3.11. Tensão média equivalente em função do inverso da temperatura para a determinação da T_{nr} (Schiavo, 2010).

3.2.6 Temperatura A_{r3}

Segundo Chiaverini (2005), a temperatura A_{r3} corresponde ao ponto durante o resfriamento no qual a austenita começa a se transformar em ferrita. Esse parâmetro é fundamental para o entendimento dos fenômenos de transformação de fase em aços, influenciando diretamente a microestrutura final e, portanto, as propriedades mecânicas obtidas após tratamentos térmicos. O conhecimento preciso dessa temperatura permite ajustar processos industriais, como normalização, têmpera e recozimento, de modo a otimizar dureza, tenacidade e resistência do material.

Estudos realizados para a previsão de tal temperatura, foram feitos por Borrato, através do ensaio de torção com temperaturas decrescente (Gorni,1998). Dados gerados por este ensaio de torção, apresentaram boa concordância com a equação 3.5 empírica para cálculo dessa temperatura que já havia sido proposta por Ouchi. (Ouchi, 1982).

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 80Mo + 0,35(t - 0,8) \quad (3.5)$$

Onde t é a espessura do corpo de prova laminado. A última parcela desta equação é uma forma de se corrigir variações na taxa de resfriamento do corpo de prova. Esta equação foi desenvolvida originalmente a partir de dados provenientes da análise térmica diferencial durante o resfriamento de materiais laminados a quente em escala piloto (Ouchi, 1982).

Segundo Ogata (2008) e Manohar *et al*, (1996), mesmo quando a austenita é deformada a quente, a linha de transformação A_{r3} apresenta valores decrescentes para maiores taxas de resfriamento. A linha A_{r3} e faixa de temperatura de transformações são deslocadas para a temperaturas menores, aumentando o super-resfriamento e a taxa de nucleação, a baixa temperatura de transformação promove a nucleação intragranular; o aumento da taxa de resfriamento diminui a quantidade de formação de ferrita pró-eutetóide durante a transformação. Conforme mostrado na Figura 3.12.

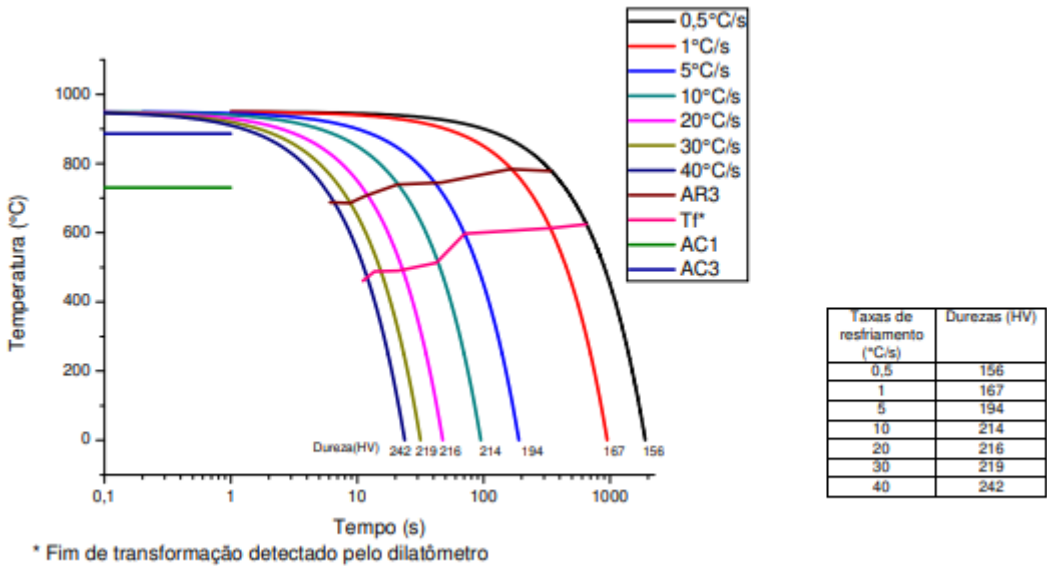


Figura 3.12. Curva de transformação por resfriamento contínuo do aço API X65 (Ogata, 2008)

3.3 Efeito da Adição de Elementos de Liga

Segundo Cuddy (1982) o tamanho de grão final da ferrita depende da taxa de nucleação e do crescimento da ferrita na austenita, bem como da composição química do material. Os elementos de liga influenciam na temperatura de recrystalização da austenita. Esses elementos elevam a temperatura de não recrystalização da austenita. Como mostrado na Figura 3.13

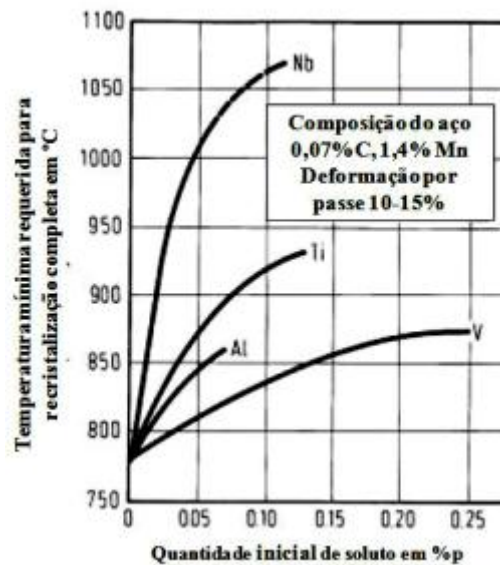


Figura 3.13. Influência da adição de microligantes na temperatura de recrystalização da austenita (Cuddy, 1982).

O processo que os elementos do soluto reduzem a mobilidade dos contornos de grão é chamado de arraste de soluto. Para uma interface estacionária de um material monofásico, o perfil de concentração do soluto é o mesmo para antes e depois da interface, assim eliminando qualquer força atrativa ou repulsiva. No entanto, à medida que a interface se movimenta, nota-se mais átomos de soluto para trás do que a frente da interface, devido ao movimento lento que essa interface possui (Rehman, 2014). Nota-se que ao acrescentar o soluto, mesmo em concentrações muito pequenas ocorre uma redução da mobilidade da interface, por vez reduzindo a cinética da recrystalização e, consequentemente o crescimento de grãos.

3.4 Resfriamento Acelerado

Após o processo de conformação da chapa, a mesma segue para o processo de resfriamento acelerado. Na linha de chapas grossas da empresa Gerdau usina de Ouro Branco o resfriamento de chapas ocorre através do equipamento Mulpic®.

O Mulpic®, possui alta capacidade de extração de calor sendo capaz de realizar dois tipos de tratamento térmico: resfriamento acelerado e tempera direta com grandes taxas de resfriamento. Todo o processo é automatizado e controlado por modelo matemático dedicado e integrado a linha de laminação (Fraga *et al*, 2016).

Entendermos a importância dos projetos de resfriamento, pode-se considerar sua influência na decomposição da austenita, isto é, aumentar a taxa de resfriamento reduz o tempo de transformação de modo que microestruturas diferentes podem ser obtidas para a mesma composição química de aços, como mostrado na Figura 3.14

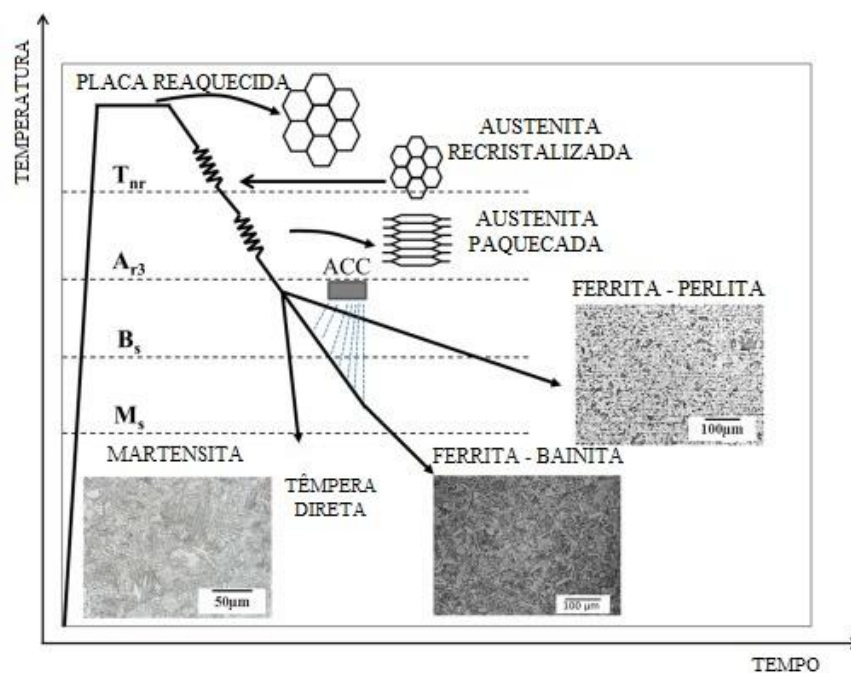


Figura 3.14. Evolução microestrutural com resfriamento acelerado (Adaptado Militzer, 2014).

O resfriamento lento, resfriamento ao ar convencional, leva a microestruturas de ferrita-perlita, enquanto o ACC é comumente empregado para obter microestruturas de ferrita-bainita e para quando utilizado em seu potencial máximo realizando a TD resulta uma

microestrutura martensítica. Associado as transições de microestruturas ferríticas para bainíticas e martensíticas está um aumento significativo na resistência mecânica, o que facilita na fabricação de chapas de aços de alta e ultra resistência (Wang *et al.*, 2019)

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta os materiais utilizados e os procedimentos experimentais adotados na investigação do efeito da temperatura de início da laminação de acabamento sobre as microestruturas e propriedades mecânicas do aço API 5L X65.

4.1 Materiais

As amostras utilizadas neste estudo foram obtidas a partir de chapas de aço fornecidas pela empresa Gerdau usina de Ouro Branco, produzidas a partir de aço da classe API 5L X65. As chapas foram submetidas a condições industriais de laminação controlada, sendo avaliadas condições térmicas diferentes associadas à etapa de laminação de acabamento. Para fins de comparação experimental, considerou-se como variável de processo a temperatura de início da laminação de acabamento. A faixa de composição química medida do aço utilizado na produção na aciaria, referente ao material empregado neste estudo, é apresentada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química medida do aço API 5L X65 (%em massa).

Faixa	C	Mn	Si	Al	Cu + Cr + Mo	Nb + Ti + V
%	0,06	1,055	0,19	0,03	0,36	0,08

4.2 Determinação de T_{nr} e A_{r3}

A temperatura T_{nr} foi estimada a partir do modelo empírico descrito pela Equação 3.1. A temperatura A_{r3} foi calculada a partir de um modelo empírico representado pela Equação 3.5. A composição química da liga estudada foi utilizada como dado de entrada nas referidas equações. Utilizando a composição química medida do aço, foram obtidos os valores de T_{nr} e A_{r3} . Estes valores foram adotados como referência para a definição da janela térmica da etapa de laminação de acabamento, sendo esta a base para o planejamento de número de passes e definição das condições de processamento.

4.2.1 Plano de Laminação

Para a obtenção das amostras foi elaborado um plano de laminação. Para isso, utilizaram-se placas originadas da aciaria, com dimensões de 250 x 1880 x 2500mm e reaquecidos a aproximadamente 1200°C durante 300 minutos, seguindo na linha de laminação de chapas grossas da empresa Gerdau usina de Ouro Branco.

Para os experimentos em escala industrial, utilizou-se o sistema de planejamento do laminador para definição de número de passes para laminação de desbaste e número de passes para laminação de acabamento. O fim da laminação de desbaste foi definido quando a chapa atingiu a espessura correspondente a quatro vezes a espessura final da chapa, com uma margem de tolerância de 10mm, aproximadamente 115mm. Realizando um período de espera até a temperatura de início da laminação de acabamento. Partindo da condição industrial de laminação já estabelecida para esse aço, o estudo foi planejado para avaliar os efeitos da redução e do aumento dessa temperatura. Dessa forma planejou-se dois ciclos denominados, ciclo 1 e ciclo 2. Para o ciclo 1 a temperatura de início de laminação de 900°C e para o ciclo 2 definiu-se a temperatura de início de laminação de 930°C, sendo concluída em temperaturas acima de A_{r3} . Conforme apresentado na Figura 4.1.

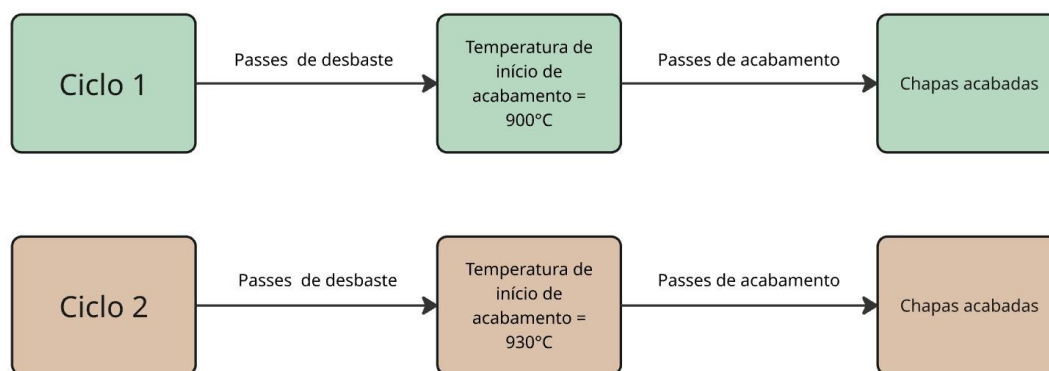


Figura 4.1: Planejamento de laminação (O autor, 2026)

4.3 Amostragem e Procedimentos experimentais

Dentre o conjunto de chapas processadas nos dois ciclos de laminação, foram selecionadas chapas representativas para a retirada das amostras destinadas às análises microestruturais e aos ensaios mecânicos. A seleção foi realizada com base nas condições térmicas registradas durante a laminação, de modo a permitir a comparação entre diferentes condições de processamento na etapa de acabamento.

Para fins de organização experimental e rastreabilidade dos resultados, as amostras selecionadas foram identificadas como C1-01 e C1-02, correspondentes ao primeiro ciclo de laminação, e C2-01 e C2-02, correspondentes ao segundo ciclo. Os corpos de prova foram retirados na região de ponta externa (nomeada como base da chapa grossa), devido ao comprimento total de chapa, em todas as chapas produzidas no ciclo de laminação deste aço, serão retiradas amostras com 700mm de largura por 500mm de comprimento e 26,9mm de espessura, conforme mostrado na Figura 4.2.

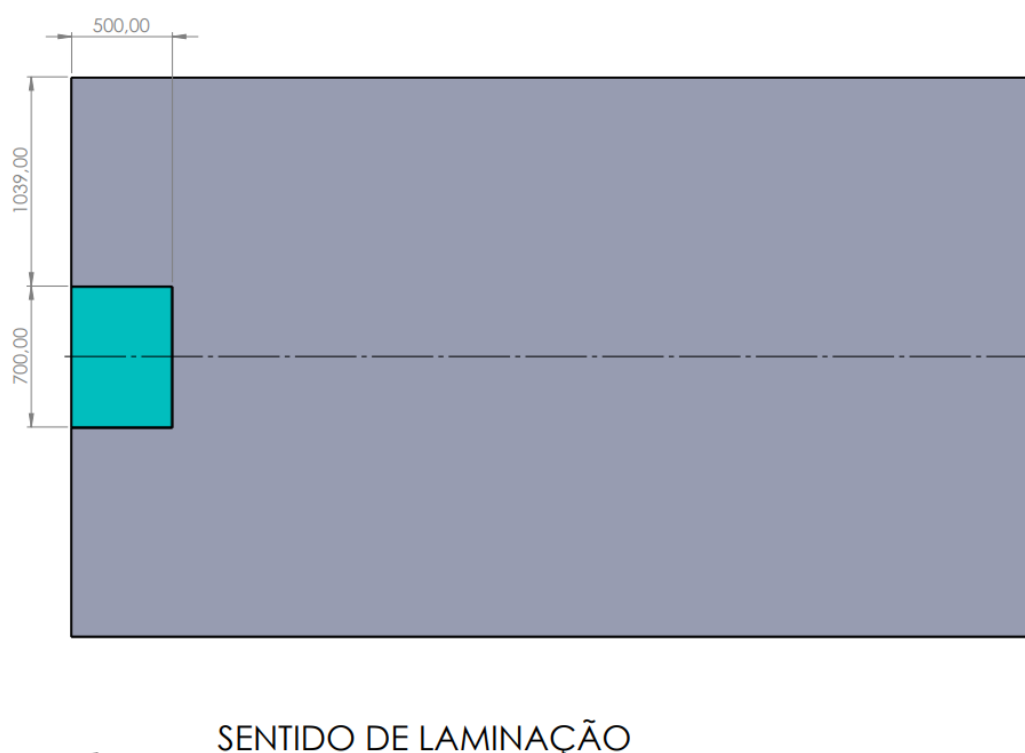


Figura 4.2: Posição de retirada da chapa para produção de corpos de prova – cotas em mm. (O autor, 2026)

A Figura 4.3 apresenta as posições de retirada dos corpos de prova destinados para cada análise a ser realizada, sendo as posições numeradas conforme apresenta a Tabela 4.2.

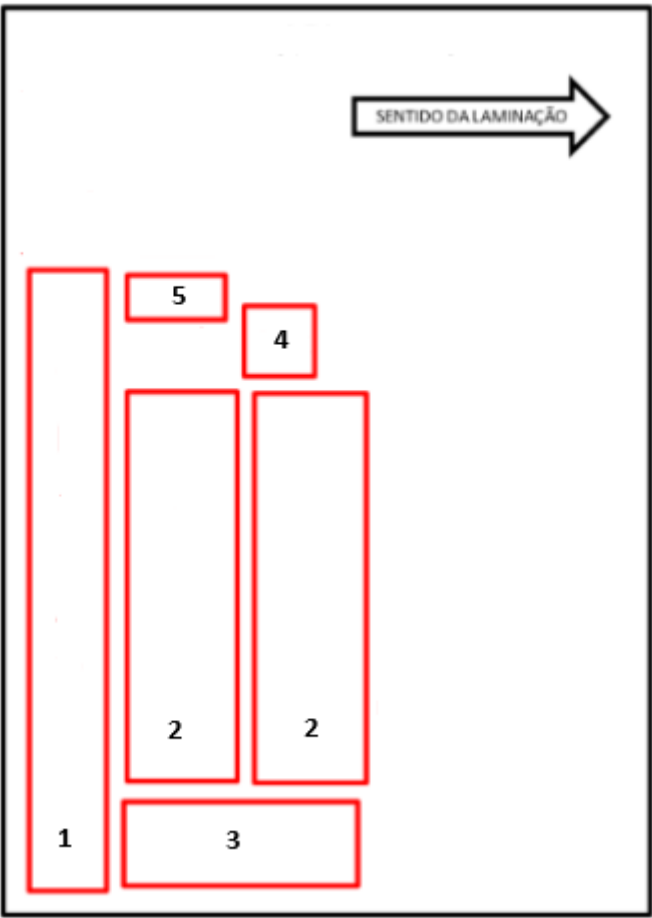


Figura 4.3: Posições de retirada de corpos de ensaios para análises. (O autor, 2026)

Tabela 4.2: Posições de retirada de corpos de prova para análise em seus respectivos ensaios. (O autor, 2026)

Posição	Corpo de prova para ensaio:
1	Tração
2	Impacto DWTT
3	Impacto Charpy
4	Análise Micro estrutural e Micro dureza Vickers
5	Dureza Vickers

4.3.1 Análise Microestrutural por Microscopia óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As amostras utilizadas foram previamente preparadas por corte, embutimento, lixamento e polimento, seguindo os procedimentos metalográficos convencionais, conforme a norma ASTM E03(2017). Posteriormente, foi realizado ataque químico com os reagentes Nital 3%(Ácido nítrico e Álcool etílico) e Klemm (Bissulfito de Potássio e Tiosulfato de Sódio) para as amostras do ciclo 2, com o objetivo de revelar os constituintes microestruturais presentes. Inicialmente, as superfícies preparadas foram analisadas por microscopia óptica, permitindo a observação geral da microestrutura e definição de regiões de interesse para posterior análise em microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Para a caracterização microestrutural utilizou-se as técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura. Para este fim, os equipamentos utilizados foram: microscópio óptico Zeiss AXI0 Imager M2 e microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 400. As análises microestruturais foram feitas no centro das amostras ao longo de toda a espessura com o objetivo de identificar e caracterizar os microconstituintes formados sob as diferentes condições de laminação avaliadas. As referidas avaliações foram executadas no laboratório de metalografia da Empresa Gerdau usina de Ouro Branco.

Este procedimento de caracterização estrutural permitiu a análise qualitativa da fase ferrita e constituintes perlita, bainita, além de fornecer informações sobre a sua morfologia. As imagens obtidas foram comparadas entre as diferentes condições de laminação, de modo a estabelecer correlações entre a evolução microestrutural, os parâmetros de processo (temperatura de início de laminação) e os resultados dos ensaios mecânicos de tração, impacto e dureza.

4.3.2 Ensaios de Tração

A preparação e orientações para realização dos ensaios de tração seguiram as recomendações da norma API SPEC 5L – 2018, que recomenda o uso da norma ASTM

A370, para preparação de corpos de prova para ensaios mecânicos. Os corpos de prova foram retirados no sentido transversal da amostra proveniente de cada chapa grossa, conforme geometria mostrada na Figura 4.4 e dimensional mostrado na Tabela 4.3, em triplicata.

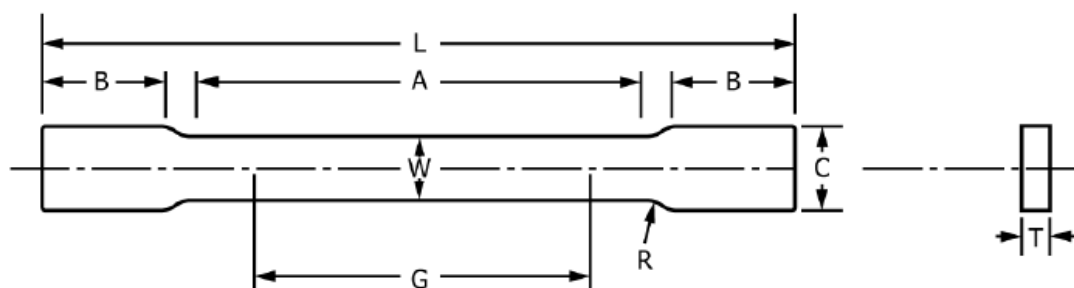


Figura 4.4: Geometria do corpo de prova para ensaios de tração. (Fonte: ASTM-370, 2019)

Onde: L = Comprimento total do CP; A = Área útil; G = Base de medida (comprimento inicial); B = Comprimento da cabeça de fixação; W = Largura da parte útil; C = Largura da cabeça de fixação; R = Raio de concordância; T = Espessura do corpo de prova. A Tabela 4.3, traz os valores referentes ao corpo de prova.

Tabela 4.3: Dimensões do corpo de prova de tração utilizado. (Fonte: ASTM-370, 2019)

L	A	G	B	W	C	R	T
$\equiv 480$	$\geq 57,2$	$50,8 \pm 0,13$	110	$38,1 \pm 1,9$	$\equiv 50$	$\geq 25,4$	$\leq 26,9$

Para este fim foi utilizada uma máquina eletromecânica Shimadzu de 600kN. O ensaio foi realizado à temperatura ambiente, com taxa de deslocamento de 3 mm/min, o extensômetro BM 50mm é acoplado na região de seção reduzida do corpo de prova para acompanhamento do alongamento do material até que o limite de escoamento seja alcançado. Assim, o ensaio foi interrompido para que o extensômetro fosse removido para continuidade do ensaio; e o alongamento foi medido a partir do deslocamento dos travessões. Nestes ensaios, para a determinação do limite de escoamento em tração, usou-se o critério de LE 0,5%, paralelo ao regime elástico de deformação, de acordo com os procedimentos da empresa.

Valores médios de limite de escoamento (MPa), limite de resistência (MPa) e alongamento na fratura (%) foram determinados para todas as condições de laminação estudadas. O objetivo deste ensaio foi avaliar como a variação da temperatura de início de laminação de acabamento afetou a resistência mecânica do material. Foi usada a norma API SPEC 5L (2018) como referência de comparação para os valores de propriedades mecânicas requisitados para o grau API 5L X65 (Tabela 4.4).

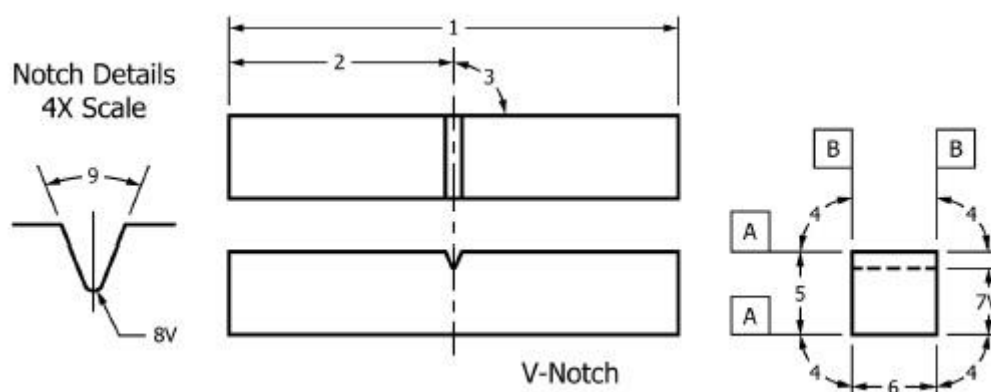
Tabela 4.4: Propriedades mecânicas exigidas pela norma API SPEC 5L (2018) – PSL2 X65. (Fonte: API SPEC 5L, 2018)

Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistencia (MPa)	Alongamento mínimo %
450 a 600	535 a 760	28

4.3.3 Ensaios de Impacto

A avaliação da tenacidade ao impacto das amostras, foi realizada por meio dos ensaios de impacto Charpy e DWTT (*Drop Weight Tear Test*).

Para os ensaios de impacto Charpy, os corpos de prova foram destinados a procedimentos de corte, retífica e preparação do entalhe em “V” conforme recomendações da norma ASTM E23. Os ensaios de impacto Charpy, foram realizados em triplicata na de temperatura -55°C, conforme padrão adotados pela empresa. Os valores de energia média absorvida e os respectivos desvios padrão foram determinados para cada condição de laminação. A Figura 4.5 apresenta a geometria dos corpos de prova, enquanto a Tabela 4.5 apresenta as dimensões recomendadas.



4.5: Dimensões corpo de prova ensaio impacto Charpy. (Fonte: ASTM E23, 2025)

Onde: 1 = Comprimento da amostra; 2 = Centralização do entalhe; 3 = Ângulo do entalhe em relação a borda; 4 = Ângulos laterais adjacentes; 5 = Largura; 6 = Espessura; 7V = Comprimento do fim do entalhe até a base; 8V = Raio do entalhe; 9 = Ângulo do entalhe; A = Requisitos de acabamento de superfície; B = Requisitos de acabamento de superfície. A Tabela 4.5, traz os valores referentes ao corpo de prova.

Tabela 4.5: Dimensões do corpo de prova impacto Charpy utilizado. (Fonte: ASTM E23, 2025)

Número de Identificação	Dimensões	Tolerâncias
1	55mm	+ 0 / - 2,5mm
2	Centro do comprimento	± 1mm
3	90°	± 2°
4	90°	± 0,17°
5	10mm	± 0,075mm
6	10mm	± 0,075mm
7V	8mm	± 0,025mm
8V	0,025mm	± 0,025mm
9	45°	± 1°
A	2µm	≤
B	4µm	≤

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados em um equipamento Zwick/Roell PSW, que utiliza um martelo de 700 Joules. A preparação de cada corpo de prova para atingir a

temperatura do ensaio (-55°C), foi feita por meio de uma cuba de resfriamento com nitrogênio líquido. A análise dos resultados gerados pelo ensaio de impacto Charpy, teve como objetivo de avaliar o efeito da temperatura de início de laminação de acabamento sobre a energia absorvida até a fratura.

Em razão da aplicação para o setor de óleo e gás, ensaios de impacto pela metodologia DWTT (*Drop Weight Tear Test*) também foram realizados no equipamento Imatek 100KJ DWTT40, conforme a norma ASTM E436. Após o condicionamento dos corpos de prova em banho de nitrogênio líquido à temperatura de -46°C . A diferença entre temperaturas de condicionamento adotadas nos ensaios de impacto Charpy e DWTT, deve-se as maiores dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio DWTT. Esta metodologia de ensaio foi realizada com o objetivo de avaliar qualitativamente o modo de fratura e o comportamento de propagação de trinca. A Figura 4.6 mostra as dimensões do corpo de prova utilizado.

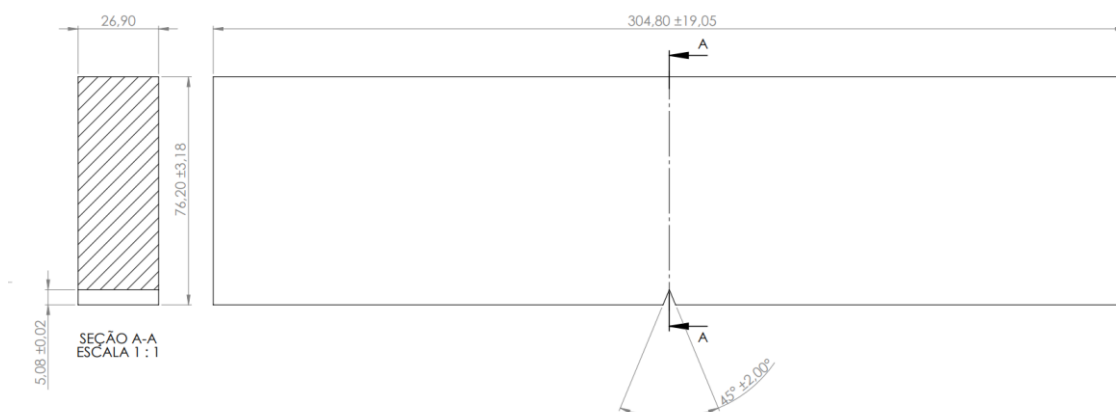


Figura 4.6: Dimensional Corpo de prova ensaio DWTT. (Adaptado, ASTM E436)

4.3.4 Ensaio de Dureza e Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado após a análise microestrutural dos corpos de prova, ao longo da espessura com carga de 500g, com o objetivo de avaliar a variação local de dureza entre a superfície e a região central do material. As medições foram executadas em amostras com comprimento de 27mm, no centro da largura da seção, iniciando-se a primeira indentação a 0,08mm da superfície superior e adotando-se espaçamento de 4,3mm entre as medições subsequentes, como mostrado na Figura 4.7. Além das medições de microdureza, foram também realizados ensaios de dureza Vickers

com carga de 10 kgf (HV10), de modo a comparar o comportamento médio da dureza em diferentes regiões da espessura. Para cada corpo de prova, foram executadas três medições na região superior, três medições na região central e três medições na região inferior da espessura. Os resultados foram tratados por média aritmética das indentações em cada região avaliada, permitindo comparar o perfil de dureza entre as diferentes condições de processamento.



Figura 4.7: Medida entre pontos de medição de microdureza. (O autor,2026)

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Determinação de T_{nr} e A_{r3} e Planejamento de Laminação

Com base na composição química medida real do aço, foram utilizados o modelo proposto por Boratto (Equação 3.1) para a determinação de T_{nr} e o modelo proposto por Ouchi (Equação 3.5) para a determinação de A_{r3} . Foram obtidos os valores de $T_{nr} = 1106^{\circ}\text{C}$ e $A_{r3} = 800^{\circ}\text{C}$. Esses resultados permitiram definir a faixa térmica de referência para a etapa de laminação de acabamento. A partir desses valores, o planejamento de laminação foi estabelecido com auxílio do sistema do laminador, a partir do qual foi obtido o perfil previsto de passes, redução e temperatura ao longo do processamento. A Figura 5.1 descreve o perfil de laminação simulado adotado como referência, onde demonstrou-se as condições ideais.

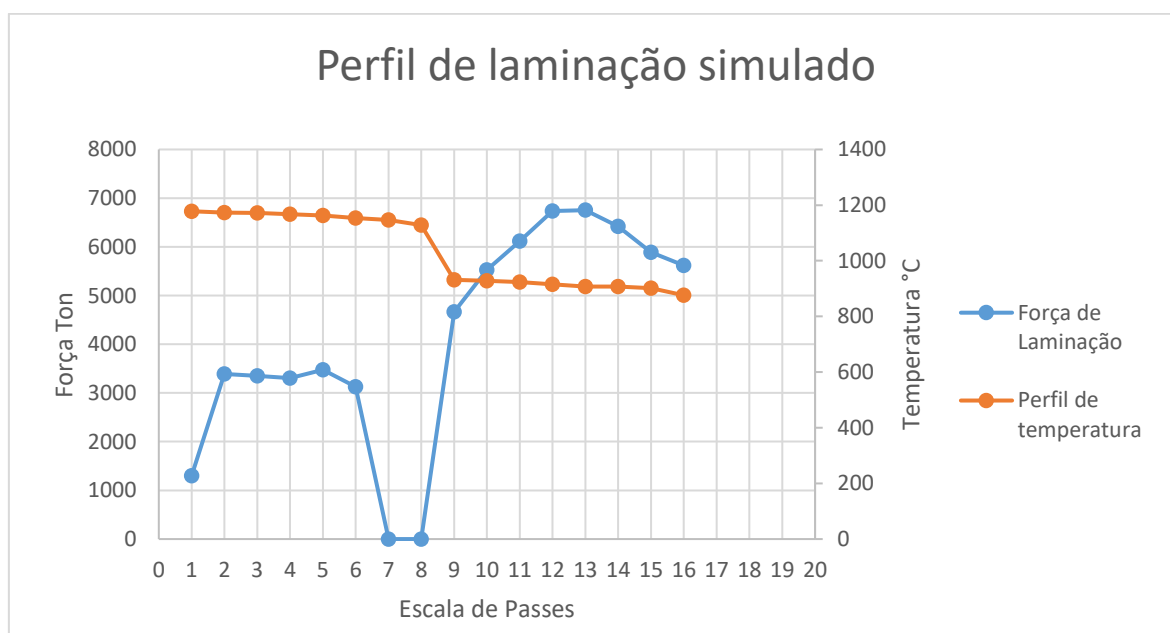


Figura 5.1: Perfil de laminação simulado (O autor, 2025)

O perfil de laminação simulado na Figura 5.1, apresentou que para a etapa de laminação de desbaste 6 passes, sendo que os passes 7 e 8 foram passes na linha de produção para conclusão do período de espera para se atingir a temperatura de início de laminação de acabamento. Seguindo para a laminação de acabamento, foram necessários 8 passes para a chapa acabada.

A partir desse planejamento, foram executados dois ciclos industriais de laminação, denominados neste trabalho, como Ciclo 1 e Ciclo 2. No primeiro ciclo, foram laminadas 11 placas; no segundo 5 placas, em função da disponibilidade de material em cada condição. Dentre esse conjunto, foram selecionadas chapas representativas para a retirada de amostras destinadas às análises microestruturais e ensaios mecânicos. A seleção foi conduzida com base nas condições térmicas registradas durante a laminação, de modo a viabilizar a comparação entre diferentes condições de laminação de acabamento. Para fins de organização experimental e rastreabilidade dos resultados, as amostras selecionadas foram identificadas como C1-01 e C1-02, correspondentes ao primeiro ciclo, e C2-01 e C2-02, correspondentes ao segundo ciclo. As Figuras 5.2 a 5.5 demonstram os perfis experimentais de força de laminação e temperatura das amostras selecionadas, evidenciando diferenças no histórico termomecânico entre os ciclos avaliados.

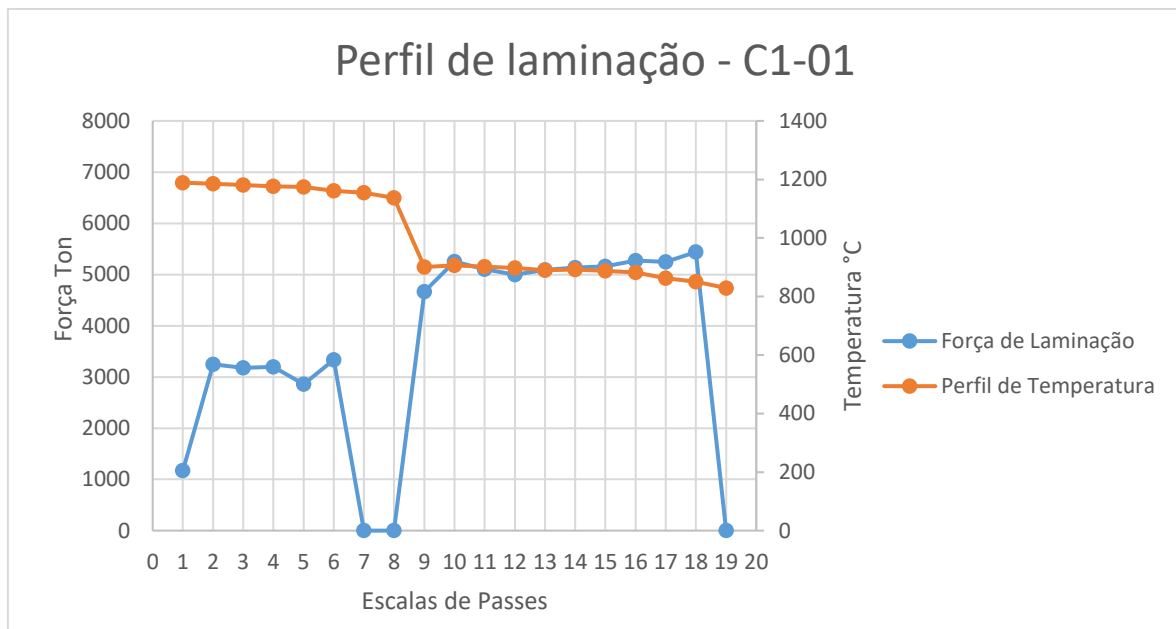


Figura 5.2: Perfil de laminação amostra C1-01(O autor, 2025)

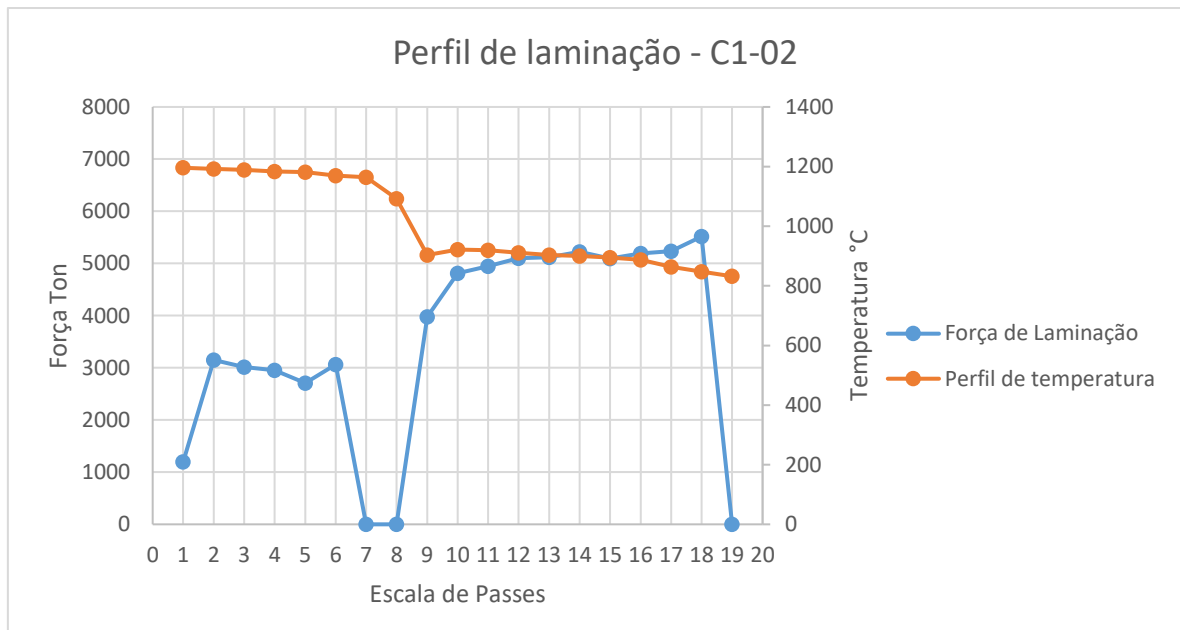


Figura 5.3: Perfil de laminação amostra C1-02(O autor, 2025)

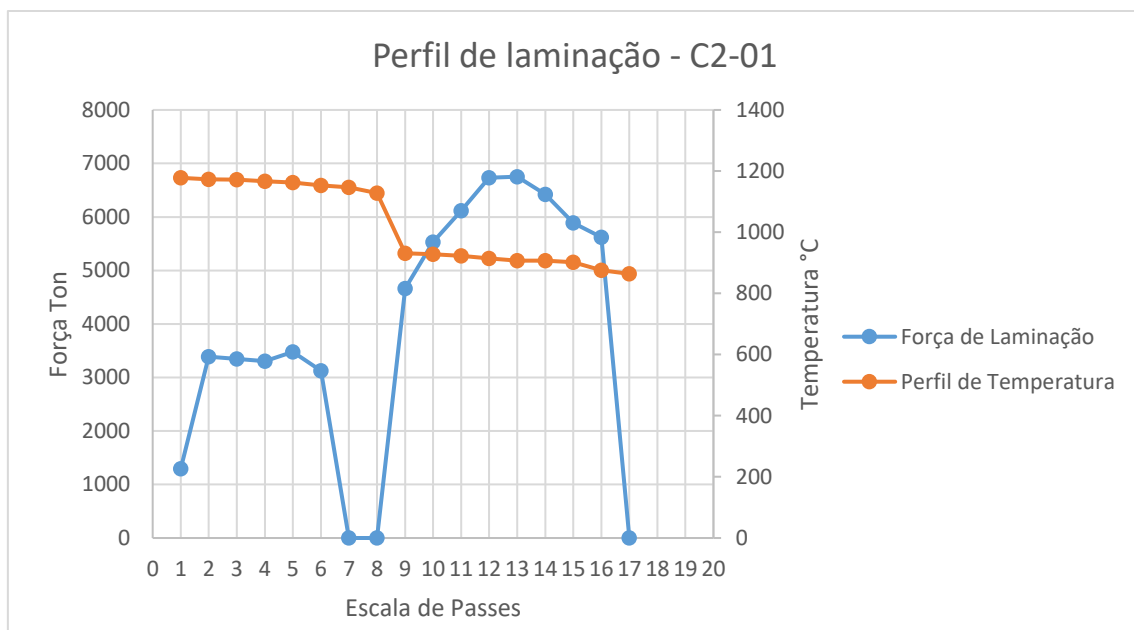


Figura 5.4: Perfil de laminação amostra C2-01(O autor, 2025)

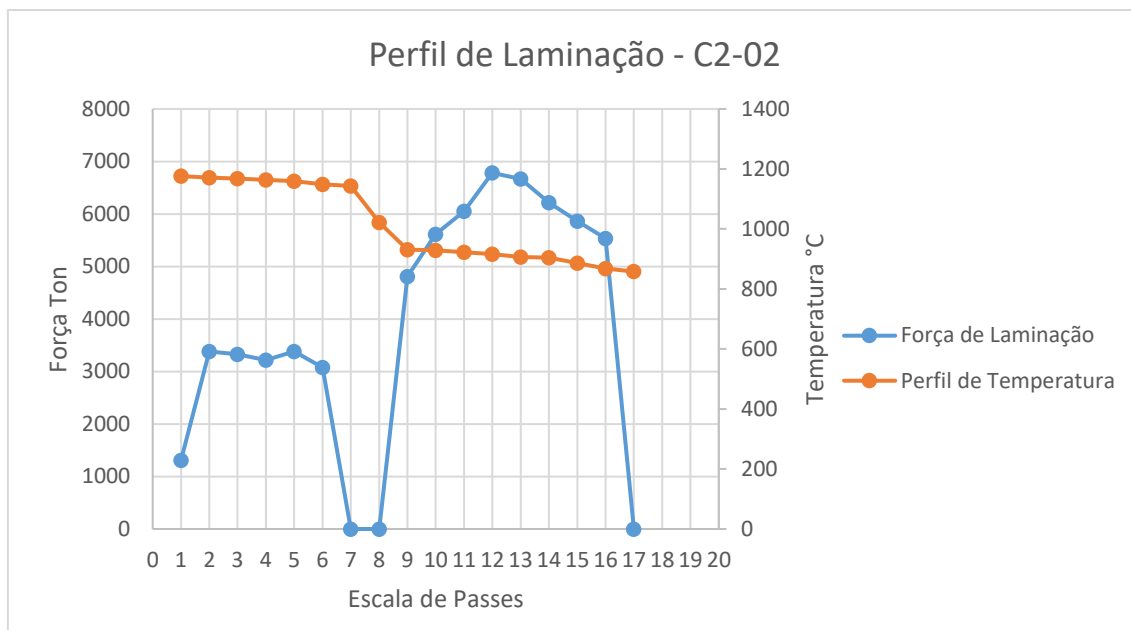


Figura 5.5: Perfil de laminação amostra C2-02(O autor, 2025)

A Tabela 5.1 apresenta as temperaturas de início e de fim da laminação de acabamento para o perfil simulado de referência e para as amostras avaliadas. Sendo assim possível identificar, de forma objetiva, as diferenças térmicas entre os ciclos executados em escala industrial. Observou-se que para o ciclo 1 a temperatura durante o passe 8 está mais alta, devido a intercorrências do processo experimental em escala industrial gerando o tempo de espera maior. Para as amostras C1-01 e C1-02, a diferença no tempo de espera é de 25 segundos.

Tabela 5.1: Temperaturas de início e de fim de laminação de acabamento para o perfil de referência e amostras avaliadas. (O autor, 2026)

Amostra	Temperatura de Início de acabamento (°C)	Temperatura de Fim de acabamento (°C)	Tempo de laminação (s)
Perfil simulado	931	876	-
C1-01	903	848	550
C1-02	901	850	575
C2-01	931	868	470
C2-02	931	876	457

Estas diferenças nas temperaturas de início e fim de laminação de acabamento são relevantes, pois influenciam de forma direta a condição da austenita antes da transformação, o acúmulo de deformação durante o acabamento, portanto, a microestrutura final e as propriedades mecânicas do aço. Assim os resultados, fornecem uma base para interpretação das diferenças microestruturais e mecânicas.

5.2 Análise Microestrutural por Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura

Para as amostras do primeiro ciclo, identificadas como C1-01 e C1-02, observou-se uma microestrutura constituída predominantemente por ferrita indicada pela seta vermelha e bainita indicada pela seta preta como mostrado nas Figuras 5.6 e 5.7. As imagens foram obtidas com aumento de 500x, na região correspondente à metade da espessura da chapa.

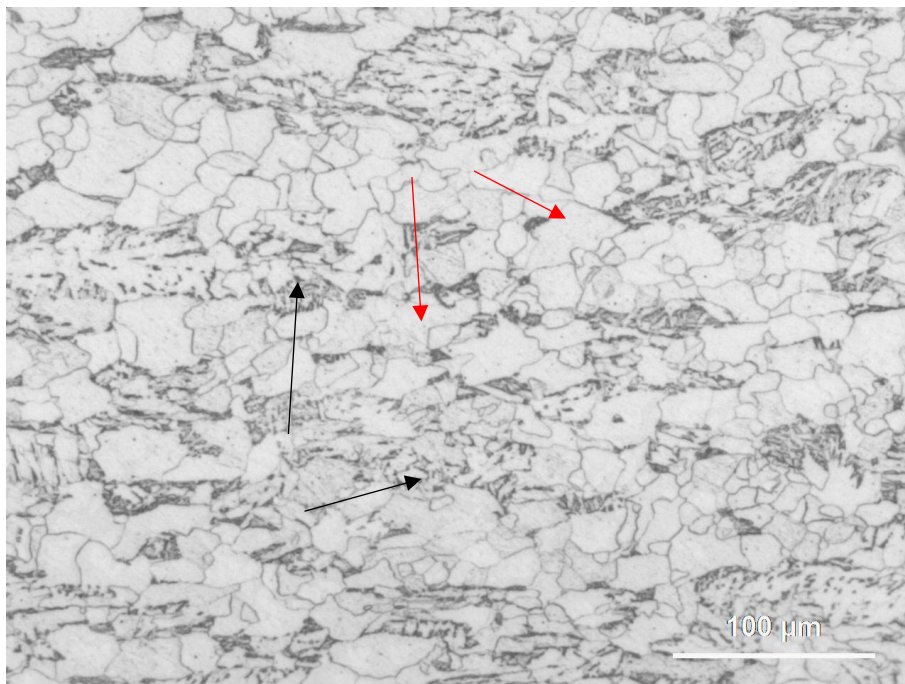


Figura 5.6: Microestrutura da C1-01, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura, ferrita indica pelas setas vermelhas, bainita indicadas pelas setas pretas. (O autor, 2025).

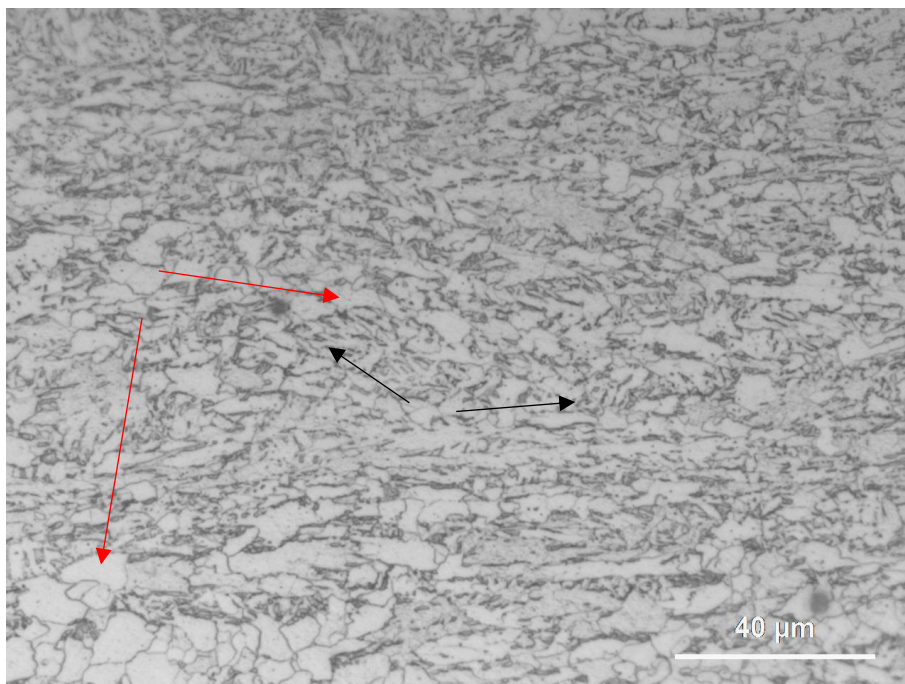


Figura 5.7: Microestrutura da C1-02, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura, ferrita indica pelas setas vermelhas, bainita indicadas pelas setas pretas. (O autor, 2025).

Mesmo com parâmetros de processos semelhantes para as amostras C1-01 e C1-02, observou-se diferença na proporção dos constituintes microestruturais. A avaliação qualitativa das micrografias sugere maior presença de regiões bainíticas na amostra C1-02, enquanto a C1-01 apresentou maior presença aparente de ferrita. Esse comportamento sugere que pequenas variações nas condições térmicas e termomecânicas da laminação, mesmo dentro da mesma faixa operacional, concluindo-se que o estágio de espera anterior ao acabamento não foi idêntico. Os tempos de espera medidos foram de 550 segundos para a amostra C1-01 e 575 segundos para a amostra C1-02, correspondendo a uma diferença de 25 segundos. Essa variação indica que o condicionamento térmico da austenita antes da laminação de acabamento não foi exatamente o mesmo entre as duas amostras, assim influenciando a cinética da decomposição da austenita e, consequentemente, a microestrutura final obtida.

Essa diferença é relevante, sendo que microestruturas com maior fração de bainita tendem a contribuir para o aumento da resistência mecânica, enquanto maiores frações de ferrita favorecem maior ductilidade. Desta forma, a distinção observada entre as amostras C1-01 e C1-02 constitui um indicativo inicial de variações no histórico térmico de laminação

podem repercutir diretamente no balanço entre resistência e deformabilidade do material, apesar das temperaturas de início e final de laminação de acabamento serem similares.

Para as amostras do segundo ciclo, identificadas como C2-01 e C2-02, a análise por microscopia óptica revelou uma microestrutura composta por ferrita, indicadas pelas setas vermelhas, bainita, indicada pelas setas pretas, e pequenas regiões localizadas preferencialmente nos contornos de grão, sugestivas da presença do constituinte MA (martensita-austenita), indicadas pelas setas amarelas, conforme apresentado nas Figuras 5.8 e 5.9, imagens também obtidas com um aumento de 500x na região de meia espessura.

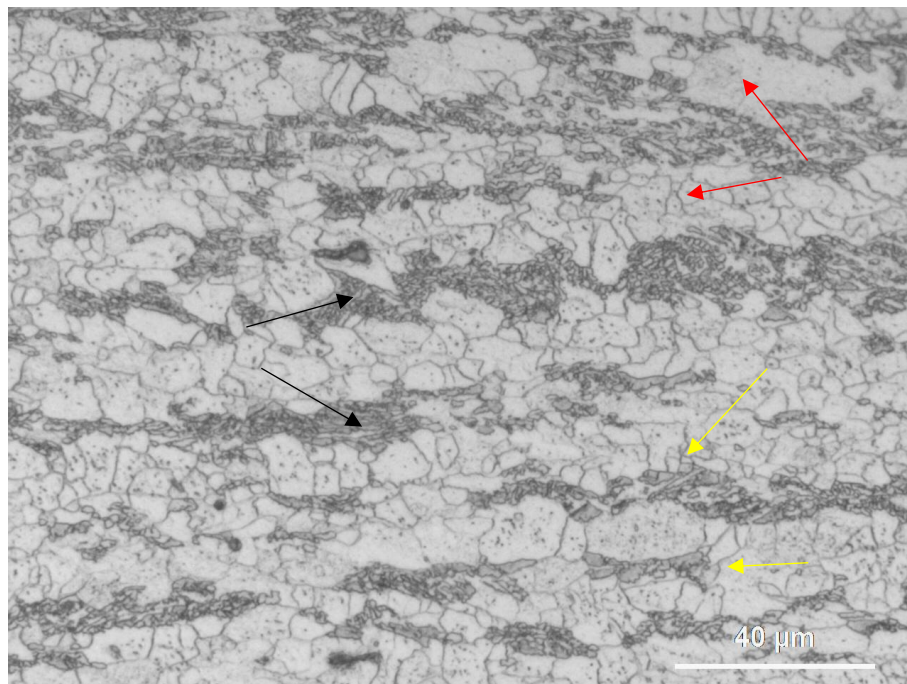


Figura 5.8: Microestrutura da C2-01, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura, ferrita indica pelas setas vermelhas, bainita indicadas pelas setas pretas e MA pelas setas amarelas. (O autor, 2025).

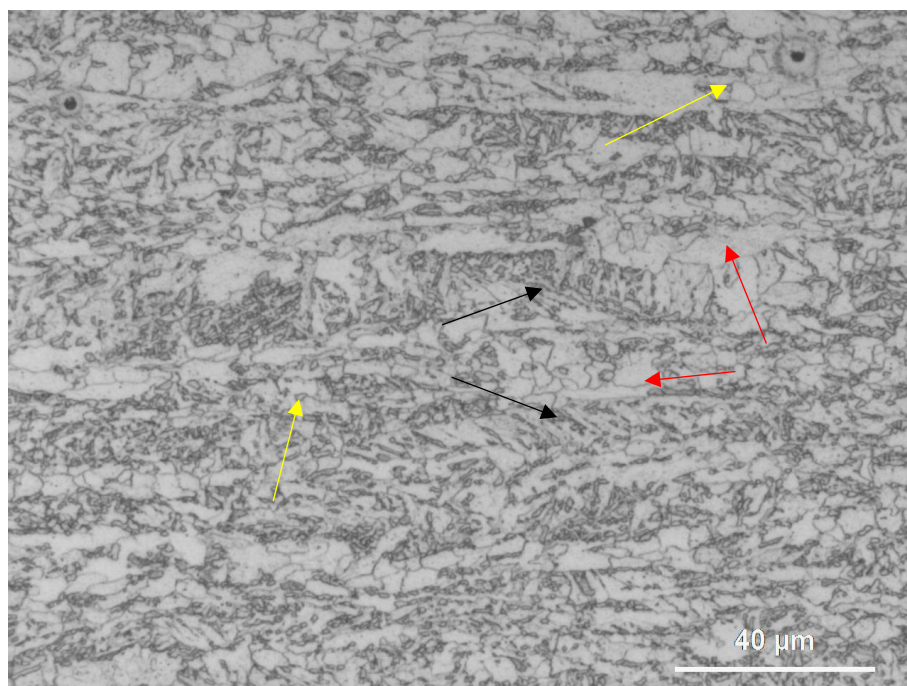


Figura 5.9: Microestrutura da C2-02, por microscopia óptica, aumento 500x, região de meia espessura, ferrita indica pelas setas vermelhas, bainita indicadas pelas setas pretas e MA pelas setas amarelas. (O autor, 2025)

O aumento da temperatura de início de acabamento, possibilitou que a austenita tivesse maior potencial de recuperação, ou seja, a densidade de descontinuidades (discordâncias) acumulada na austenita e, conseqüentemente, sítios para nucleação de constituintes difusionais, tende a diminuir. Segundo, Ogata *et al*, (2008), as elevadas taxas de resfriamento, como realizado no processo industrial, favorecem a formação de ferrita poligonal, ferrita quase poligonal, agregados eutetóides e microconstituente MA neste tipo de aço.

A utilização do reagente Klemm nas amostras C2-01 e C2-02, possibilitou a revelação de regiões indicativas da presença do constituinte MA, visíveis como pontos na cor branca, indicados pelas setas amarelas nas micrografias apresentadas nas Figuras 5.10 e 5.11. Nesta mesma imagem, as regiões de tonalidades azuladas e marrons foram associadas à ferrita, enquanto as regiões de coloração mais escura foram associadas a constituintes de maior dureza, cuja identificação foi posteriormente aprofundada por MEV.

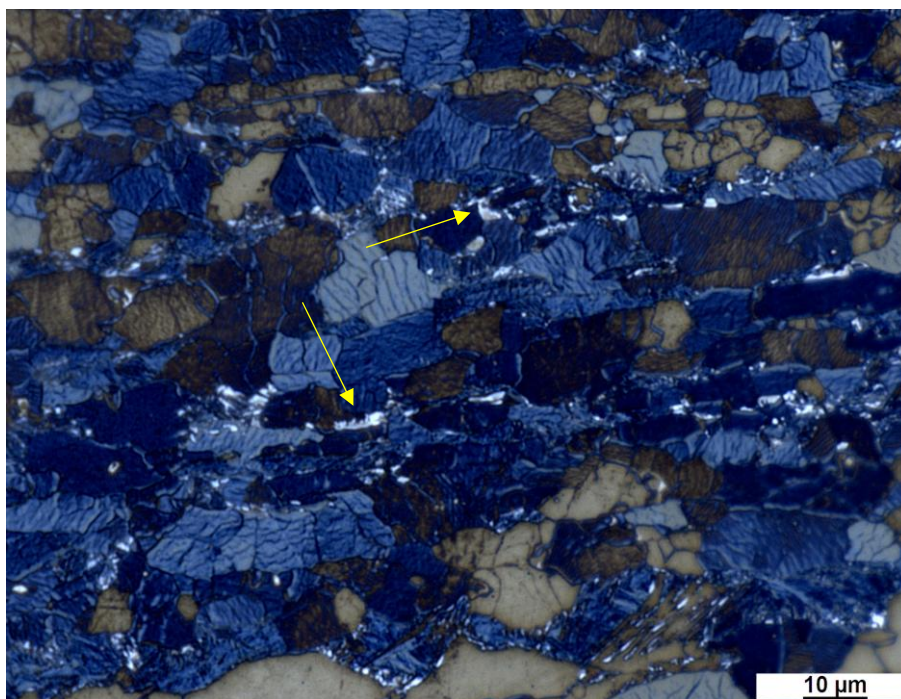


Figura 5.10: Microestrutura da amostra C2-01 após ataque com reagente Klemm, evidenciando possíveis regiões contendo constituinte MA, indicados pelas setas amarelas (O autor, 2025)

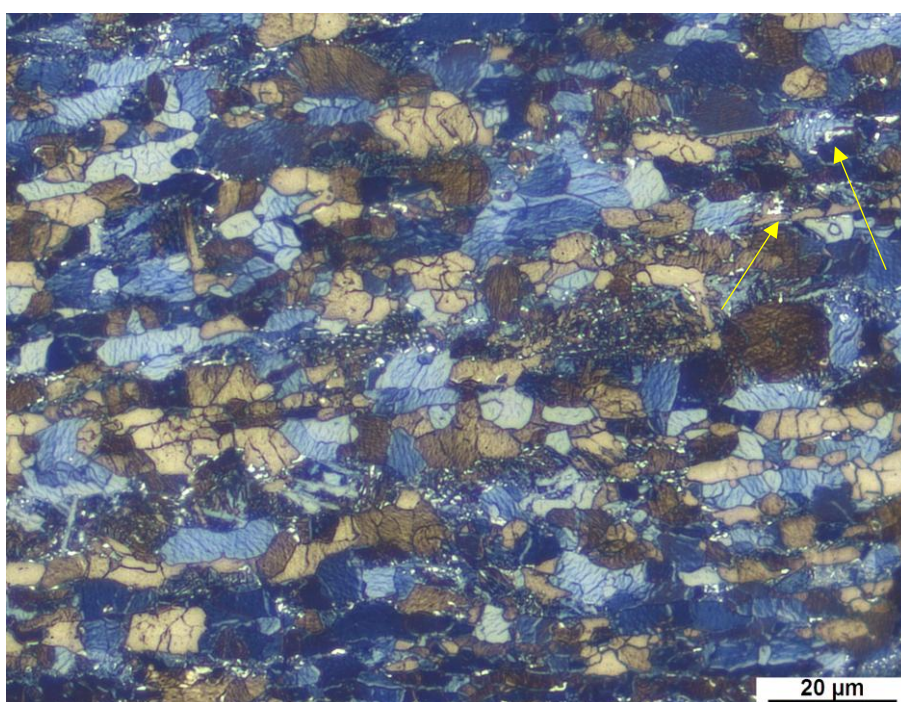


Figura 5.11: Microestrutura da amostra C2-02 após ataque com reagente Klemm, evidenciando possíveis regiões contendo constituinte MA, indicados pelas setas amarelas (O autor, 2025)

Após a identificação dessas regiões, as amostras foram submetidas à análise em MEV, a qual indicou regiões morfológicamente associadas ou sugestivas da presença do constituinte MA, localizadas preferencialmente em regiões intergranulares, conforme ilustrado nas Figuras 5.12 e 5.13.

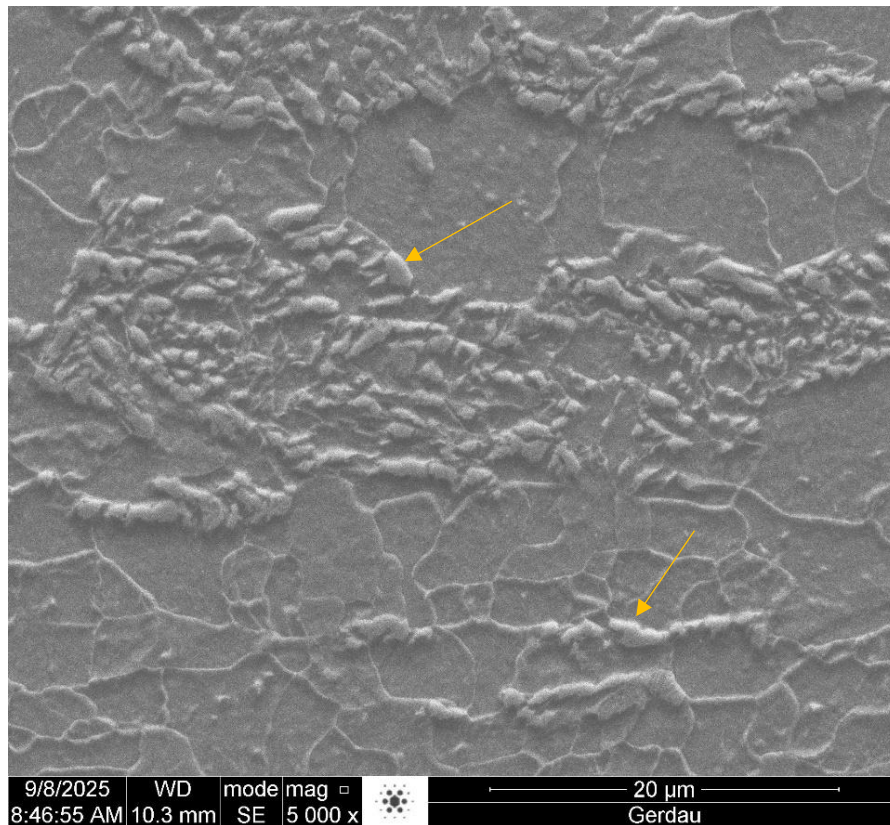


Figura 5.12: Micrografia em MEV da amostra C2-01, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 5.000× (O autor, 2025)

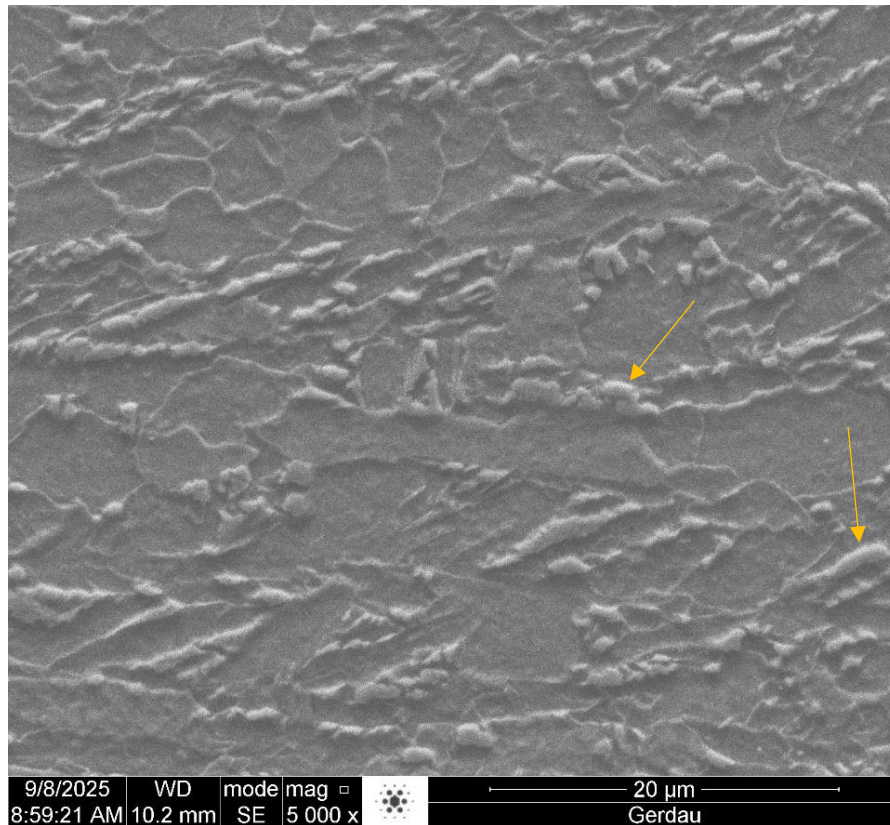


Figura 5.13: Micrografia em MEV da amostra C2-02, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 5.000× (O autor, 2025)

Em maiores ampliações, observam-se ripas de martensita associadas a essas regiões indicadas pelos círculos em vermelho, corroborando a identificação do constituinte MA na microestrutura das amostras do segundo ciclo, conforme mostrado nas Figuras 5.14 e 5.15.

A presença deste constituinte é particularmente importante para a interpretação do comportamento mecânico do aço, em regiões que contendo martensita e austenita retida podem contribuir para o aumento da resistência mecânica local, mas também atuar como potenciais concentradores de tensão, dependendo da morfologia, distribuição e fração volumétrica. A identificação de MA nas amostras do segundo ciclo, sugere que as condições térmicas de laminação adotadas nesse ciclo favoreceram uma decomposição mais heterogênea da austenita, com reflexos potenciais sobre as propriedades como resistência, tenacidade ao impacto e propagação de trinca.

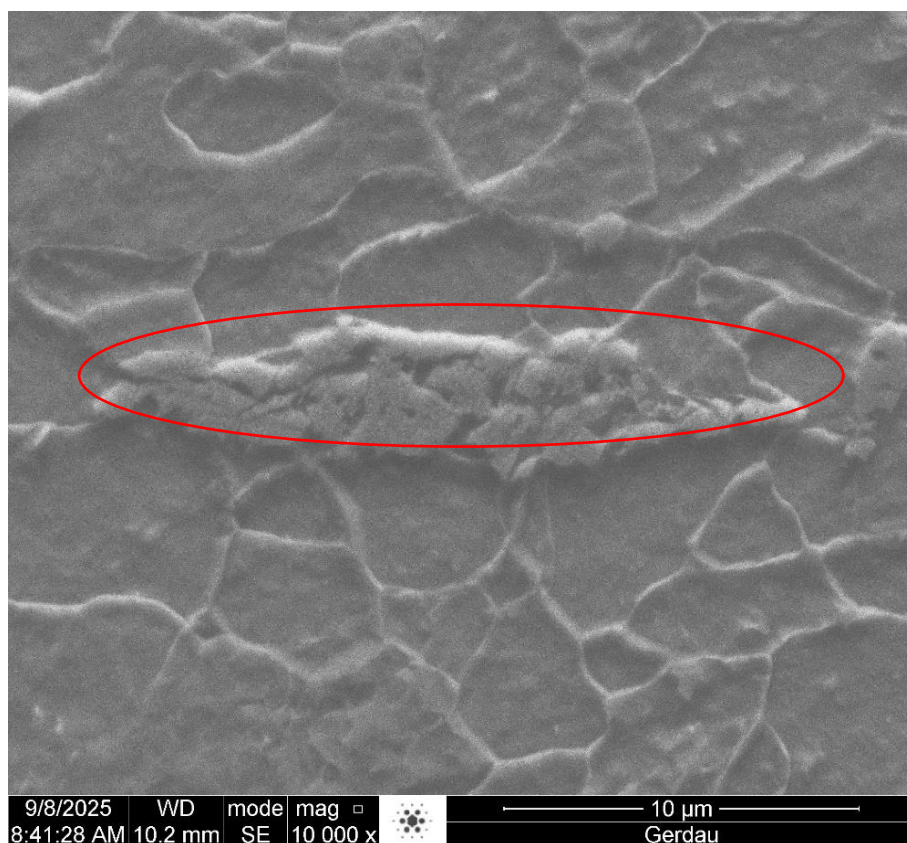


Figura 5.14: Micrografia em MEV da amostra C2-01, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 10.000× (O autor, 2025)

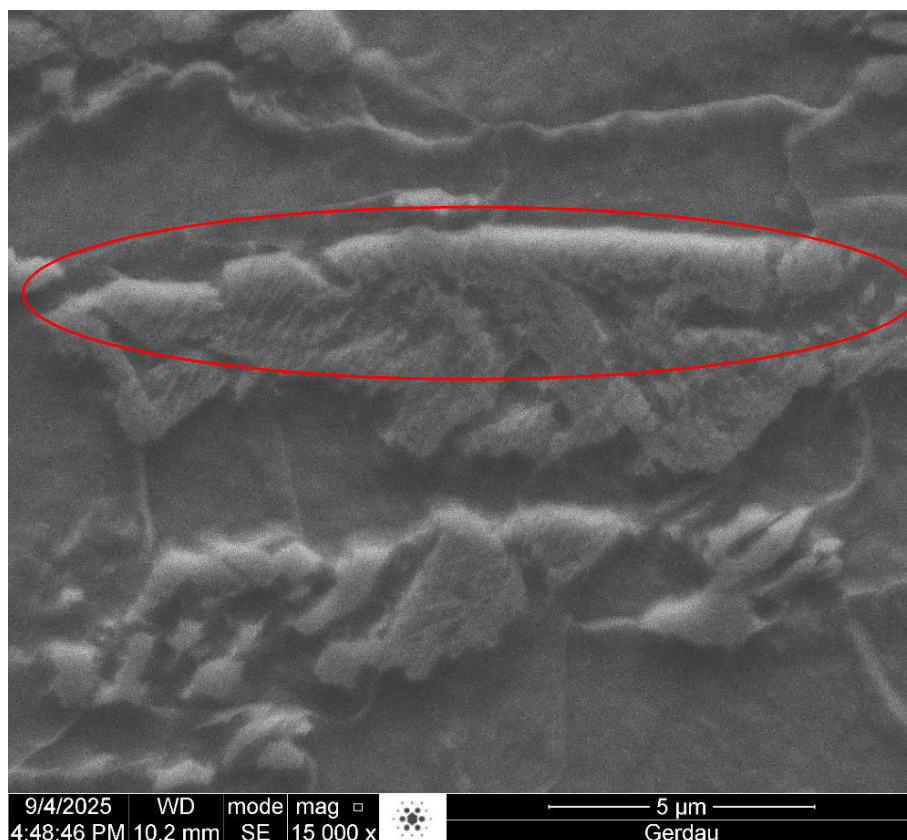


Figura 5.15: Micrografia em MEV da amostra C2-02, evidenciando regiões intergranulares associadas ao constituinte MA, com aumento de 15.000× (O autor, 2025)

5.3 Ensaio de tração

Os resultados dos ensaios de tração indicaram diferenças entre as amostras nos dois ciclos de laminação. As Figuras 5.16, 5.17 apresentam, respectivamente os valores individuais de limite de escoamento, limite de resistência das amostras, C1-01, C1-02, C2-01, C2-02, juntamente com os limites mínimo e máximo de limite de escoamento e resistência estabelecidos pela norma API 5L para o grau X65.

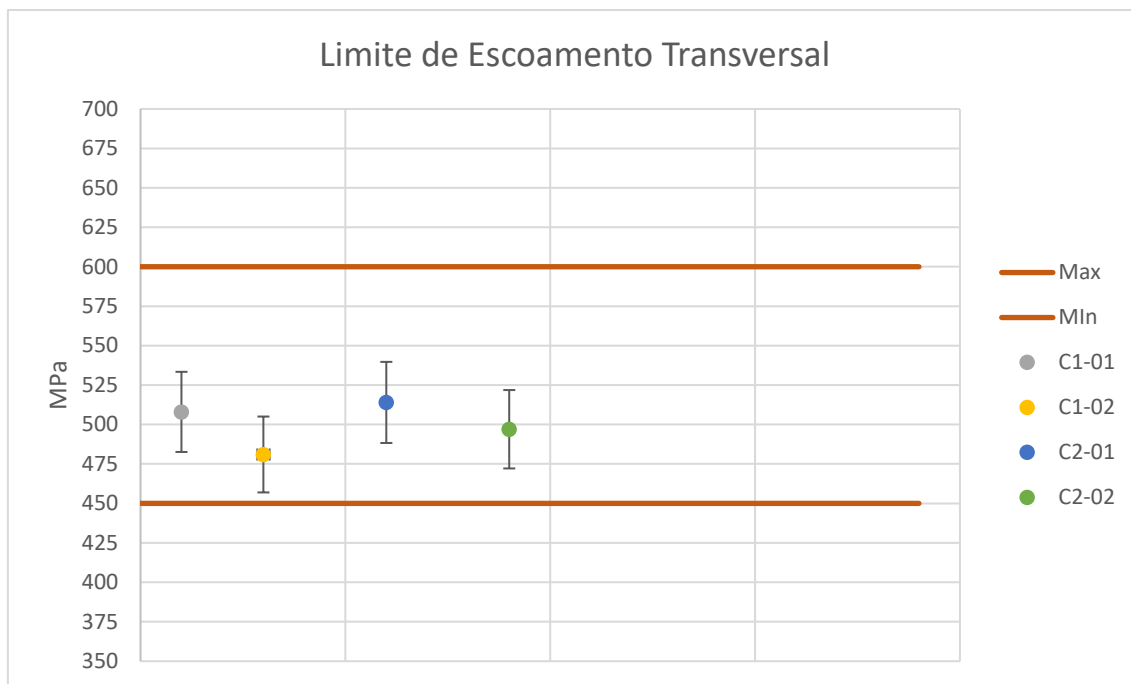


Figura 5.16: Resultados de limite de escoamento transversal das amostras avaliadas (O autor, 2026)



Figura 5.17: Resultados de limite de resistência transversal das amostras avaliadas (O autor, 2026)

Observou-se que as amostras correspondentes ao segundo ciclo apresentaram um ganho de 2,2% para o limite de escoamento e 5,2% para limite de resistência à tração. O aumento do LR foi, portanto, mais expressivo que o observado para o LE. Além disso, a diferença média entre o limite de resistência e o limite de escoamento corresponde a um acréscimo de aproximadamente 18%. Esse aumento indica uma maior capacidade de encruamento das amostras do segundo ciclo, ou seja, uma maior capacidade do material para aumento da resistência durante a deformação plástica. Ainda assim, todos os resultados permaneceram dentro da faixa especificada pela norma API 5L para o aço API 5L X65.

Este comportamento está coerente com os resultados da caracterização microestrutural apresentados na seção 5.2. As amostras do segundo ciclo apresentaram uma microestrutura composta por ferrita, bainita e regiões associadas ao constituinte MA, enquanto as amostras do primeiro ciclo mostraram microestruturas predominantemente ferrítica-bainítica, com menor evidência de constituintes secundários. A maior fração relativa de bainita, associada a presença de MA nas amostras do segundo ciclo, contribui para explicar os maiores valores de LR observados experimentalmente.

A análise do alongamento transversal foi utilizada para complementar a interpretação do comportamento em tração. A Figura 5.18 apresenta os valores de alongamento obtidos para as amostras avaliadas.



Figura 5.18: Resultados de alongamento transversal das amostras avaliadas (O autor, 2026)

Observa-se que os valores de alongamento apresentam baixa variação entre as amostras, em termos médios o alongamento de 51,5% para o ciclo 1 e 49,5% para o ciclo 2, correspondente a uma redução de 2 pontos percentuais. Dessa forma, a variação observada não representa uma perda expressiva de ductilidade do material, indicando que as amostras do segundo ciclo mantiveram os níveis de ductilidade próximos aos obtidos no primeiro ciclo.

Os resultados apresentados neste capítulo demonstraram que o segundo ciclo proporcionou aumento das propriedades de resistência mecânica, com ganhos médios de aproximadamente 2,2% no limite de escoamento e 5,2% no limite de resistência à tração. Além disso, o aumento de cerca de 18% na diferença entre LR e LE indica maior capacidade de encruamento. Esse comportamento foi acompanhado pela manutenção de valores de alongamento, evidenciando que o aumento da resistência não ocorreu à custa de uma redução da ductilidade. As diferenças observadas também foram coerentes com a caracterização microestrutural, uma vez que as amostras do segundo ciclo apresentaram ferrita, bainita e regiões associadas ao constituinte martensita-austenita, enquanto as amostras do primeiro ciclo exibiram microestrutura predominantemente ferrítica-bainítica.

Segundo Tanaka (1975), Dutta e Sellars (1987) e Gorni e Cavalcanti (1998), a deformação abaixo da T_{nr} favorece a inibição da recrystalização da austenita, o acúmulo de deformação e o posterior refino microestrutural, o que poderia levar à expectativa de maior resistência para a condição processada em menor temperatura.

Contudo, Militzer (2014), Ogata *et al.* (2008), Manohar *et al.* (1996) e Wang *et al.* (2019) destacam que as condições de resfriamento e a formação de constituintes bainíticos e martensíticos também exercem influência relevante sobre a resistência mecânica. Assim, os maiores valores de resistência observados no segundo ciclo indicam que a temperatura de início do acabamento não atuou isoladamente, mas em conjunto com a temperatura de fim do acabamento, o histórico de deformação, o condicionamento da austenita e as condições de resfriamento.

5.4 Ensaios de impacto

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy, realizados após condicionamento dos corpos de prova em banho em nitrogênio líquido a -55°C , indicaram comportamento semelhante entre as amostras dos dois ciclos de laminação, como apresentado na Figura 5.19. Considerando a média geral das amostras, o segundo ciclo apresentou uma redução de apenas 0,8% na energia absorvida em relação ao primeiro ciclo, evidenciando que, apesar das diferenças microestruturais observadas entre as amostras, o desempenho sob o ponto de vista do impacto Charpy apresentou pouca variação nas condições avaliadas.

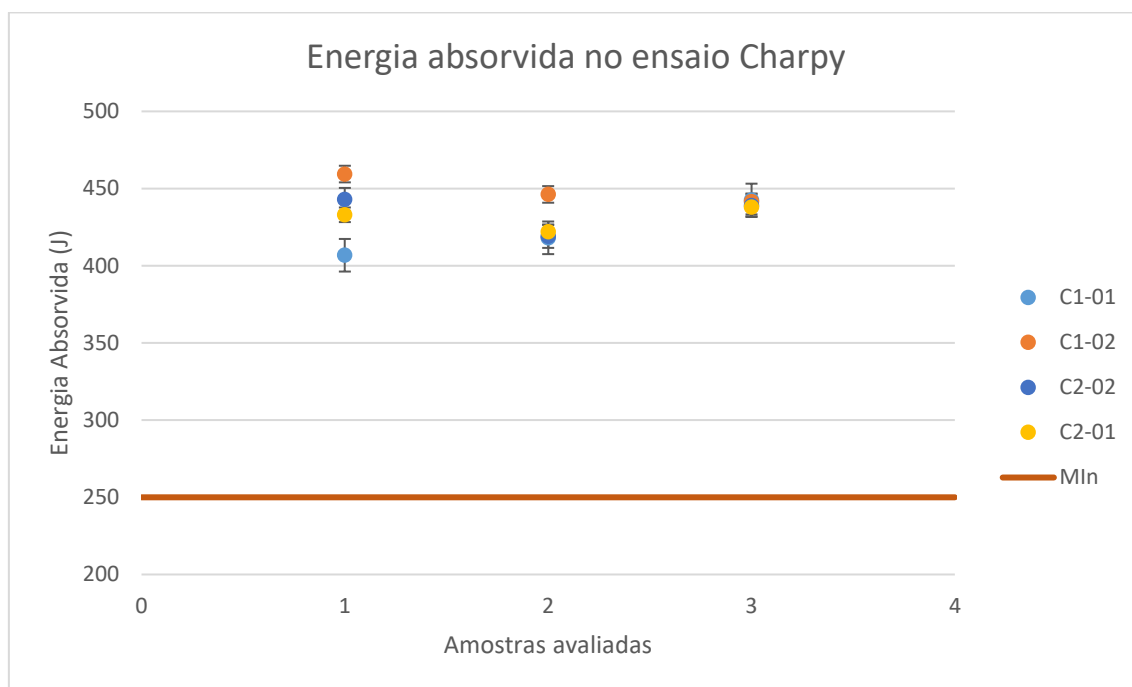


Figura 5.19: Resultados ensaio Charpy (O autor, 2026)

Apesar do aumento da resistência mecânica observado no segundo ciclo, com ganhos no limite de escoamento e no limite de resistência à tração, a energia absorvida no ensaio Charpy apresentou uma redução de apenas 0,8% entre os ciclos. Conforme apresentado na Tabela 5.2, os valores médios permaneceram próximos.

Esse comportamento é coerente com Hillenbrand *et al.* (2001), segundo os quais a combinação entre laminação controlada e resfriamento acelerado pode proporcionar uma microestrutura refinada, conciliando maior resistência mecânica e boas propriedades de tenacidade. Também está de acordo com os princípios do processamento termomecânico discutidos por Gray e Siciliano (2009), que relacionam o controle da laminação e do resfriamento à obtenção do equilíbrio entre resistência e tenacidade em aços destinados à

fabricação de dutos. Por outro lado, a literatura indica que regiões contendo martensita e austenita retida podem atuar como concentradores locais de tensão, dependendo de sua fração volumétrica, morfologia e distribuição. Entretanto, nas condições avaliadas, a presença do constituinte MA não resultou em redução expressiva da energia Charpy, sugerindo que sua quantidade e distribuição foram compatíveis com a manutenção da tenacidade global do aço API 5L X65.

Tabela 5.2: Energia Absorvida Média no ensaio Charpy. (O autor, 2026)

Amostra	Energia absorvida media (J)	Desvio padrão
C1-01	422,5	18,3
C1-02	449,0	9,32
C2-01	431,0	8,15
C2-02	433,66	12,8

Para o ensaio DWTT, realizado após condicionamento em banho de nitrogênio líquido a -46°C , foram obtidas fotografias das superfícies de fratura dos corpos de prova, com o objetivo de avaliar qualitativamente o modo de fratura e o comportamento de propagação da trinca. Na amostra C1-02, apresentada na Figura 5.20, observou-se a presença de uma região de fratura frágil direta, destacada pelo círculo vermelho e de uma região de fratura inversa, indicada pelo círculo verde.



Figura 5.20: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C1-02, evidenciando região de fratura frágil direta e fração de fratura inversa. (O autor, 2025)

Nas amostras C1-01, C2-01 e C2-02, apresentadas nas figuras 5.21 a 5.24, foi observada apenas a região de fratura inversa, destacada pelo círculo em verde, sem evidência de fratura direta.



Figura 5.21: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C1-01, evidenciando região de fratura inversa. (O autor, 2025)

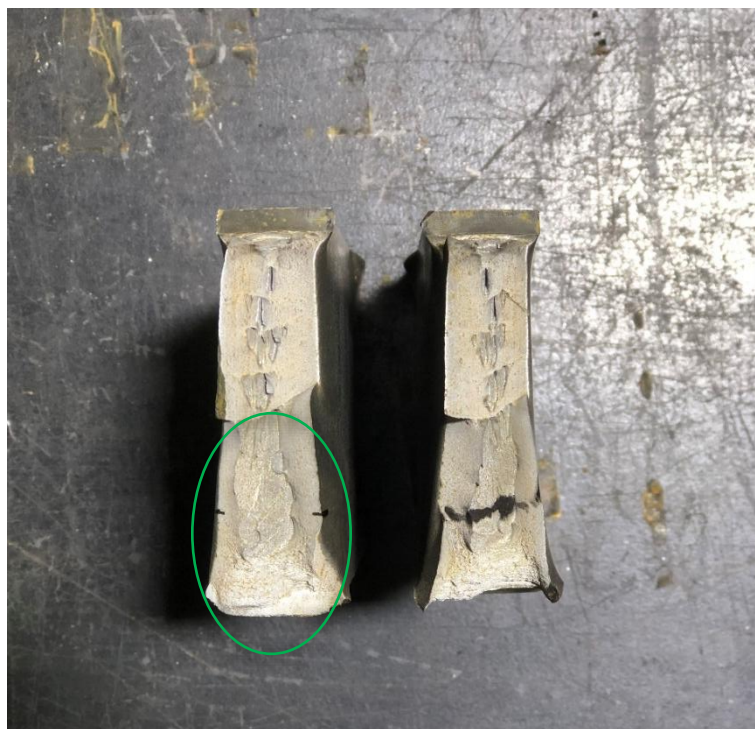


Figura 5.22: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C2-01(primeiro par de amostras), evidenciando região de fratura inversa. (O autor, 2025)



Figura 5.23: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C2-01(segundo par de amostras), evidenciando região de fratura inversa. (O autor, 2025)



Figura 5.24: Superfície de fratura do corpo de prova DWTT da amostra C2-02, evidenciando região de fratura inversa. (O autor, 2025)

Embora as amostras tenham apresentado comportamento semelhante no ensaio Charpy, o ensaio DWTT mostrou-se mais sensível para evidenciar diferenças no modo de propagação da trinca. Segundo Faria (2015), a fratura inversa é um comportamento anormal observado principalmente em aços modernos de elevada tenacidade. Nesses materiais, a energia necessária para a iniciação da trinca pode provocar intensa deformação plástica e encruamento na região oposta ao entalhe, diretamente atingida pelo martelo, isto é, ocorre uma redução localizada da tenacidade nessa região, favorecendo a formação de uma zona de clivagem após a propagação dúctil da trinca, caracterizando a fratura inversa.

Esse mecanismo é compatível com a ocorrência de fratura inversa nas diferentes condições avaliadas. Dessa forma, a presença da fratura inversa não deve ser interpretada isoladamente com evidência de baixa tenacidade global do aço, uma vez que o fenômeno pode estar associado à deformação e ao encruamento local produzidos durante o próprio ensaio. Faria (2015) também indica que sua intensidade pode ser influenciada pela

temperatura do ensaio, pela espessura do corpo de prova, pelo tipo de entalhe e pelas características microestruturais do material.

A amostra C1-02, além da fratura inversa, apresentou uma região de fratura frágil direta e menor percentual de fratura dúctil, como apresentado na Tabela 5.3. Esses resultados indicam que a C1-02 apresentou maior participação de mecanismos frágeis na superfície de fratura em comparação com as demais condições.

A ocorrência da fratura frágil direta na amostra C1-02 pode estar associada a heterogeneidades locais capazes de modificar a nucleação e a trajetória de propagação da trinca. Teixeira (2018) destaca que o processamento termomecânico pode produzir heterogeneidades e anisotropias microestruturais que alteram o comportamento da fratura e a trajetória da trinca no material. Entretanto, os resultados deste trabalho não permitem estabelecer uma relação causal direta entre a fratura frágil observada e o maior tempo de espera antes do início da laminação de acabamento, embora esse período possa ter influenciado o condicionamento da austenita e a microestrutura resultante, seriam necessárias avaliações adicionais, como a determinação do tamanho de grão austenítico prévio e uma análise fractográfica detalhada, para confirmar essa hipótese.

Tabela 5.3: Fração de fratura média no ensaio DWTT. (O autor, 2026)

Amostra	Fratura Dúctil (%)
C1-01	77,5
C1-02	62,5
C2-01	87,5
C2-02	84,5

5.5 Ensaio de dureza e microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza foram realizados em amostras retiradas ao longo da espessura da chapa, com o objetivo de avaliar a variação das propriedades ao longo da seção do material e, assim, analisar indiretamente os efeitos do histórico térmico de processamento e resfriamento sobre a microestrutura final. Os resultados obtidos estão apresentados na Figura 5.25 para microdureza e a Figura 5.26 apresenta os resultados para dureza.

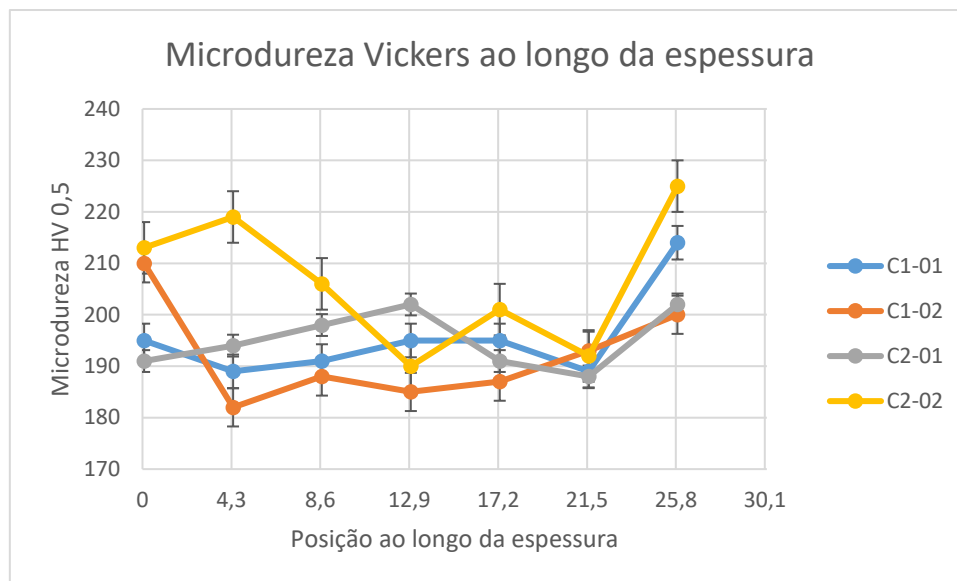


Figura 5.25: Perfil de microdureza Vickers 500g (O autor, 2026)

Os valores apresentados na figura 5.25 para microdureza variam entre 181 e 225 HV_{0,5}, sem apresentar um gradiente monotônico entre as superfícies e a região central das chapas. As oscilações verificadas ao longo da espessura indicam variações locais de dureza, compatíveis com a heterogeneidade da microestrutura ferrítico-bainítica e com a distribuição de constituintes formados durante a transformação da austenita.

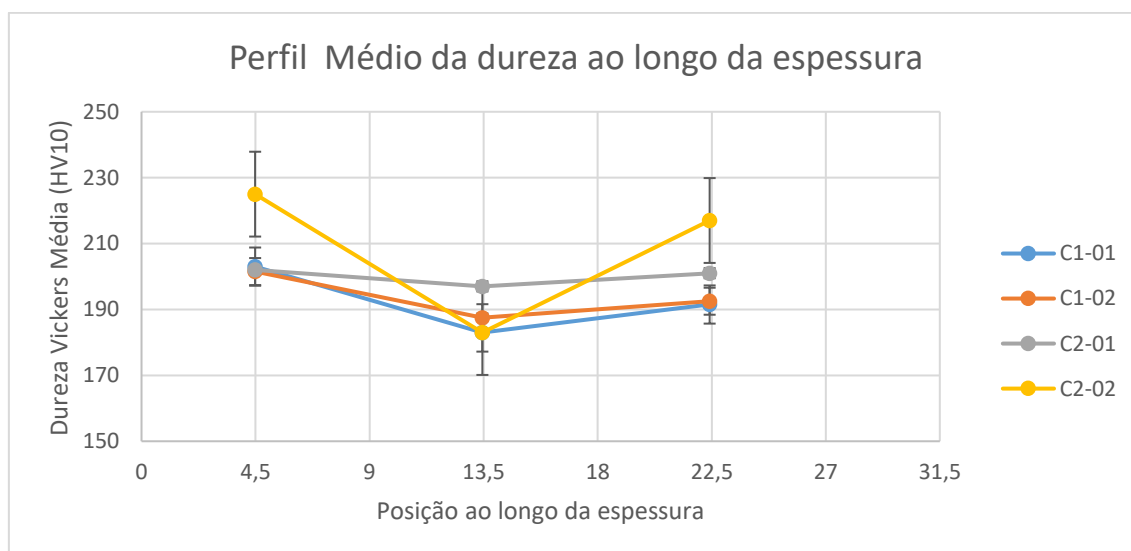


Figura 5.26: Perfil médio de dureza Vickers 10 kg (O autor, 2026)

A fim de complementar a análise gráfica, os valores médios de dureza obtidos para cada região da espessura são apresentados na Tabela 5.4. Nota-se que a análise dos valores médios de dureza HV₁₀ mostrou que o primeiro ciclo apresentou média global de

aproximadamente 193,2 HV10, enquanto o segundo ciclo apresentou média de 204,2 HV10, correspondendo a um aumento de cerca de 5,7%. Quando as regiões da espessura são avaliadas separadamente, o segundo ciclo apresentou aumentos médios de aproximadamente 5,6% na região superior, 2,6% na região central e 8,9% na região inferior, em comparação com o primeiro ciclo. Dessa forma, o aumento da dureza foi mais evidente nas regiões próximas às superfícies, enquanto os valores da região central permaneceram mais próximos entre os dois ciclos.

Tabela 5.4: Valores médios de dureza Vickers (HV10) nas diferentes regiões da espessura das amostras avaliadas. (O autor, 2026)

Amostra	Região Superior (HV10)	Região Central (HV10)	Região Inferior (HV10)
C1-01	203	183	191,5
C1-02	201,5	187,5	192,5
C2-01	202	197	201
C2-02	225	183	217

As amostras C1-01, C1-02 e C2-01 apresentaram variações moderadas entre as regiões avaliadas. A amostra C2-02, entretanto, apresentou o perfil mais heterogêneo, com valores superiores nas regiões próximas às superfícies e menor dureza na região central.

Os resultados são coerentes com a literatura referente ao processamento termomecânico de chapas grossas. Segundo Militzer (2014), o aumento da intensidade de resfriamento pode modificar a decomposição da austenita, passando de microestruturas ferrítico-perlíticas, obtidas sob resfriamento mais lento, para microestruturas ferrítico-bainíticas e, em condições mais severas, martensíticas. Wang *et al.* (2019) também associam a transição de microestruturas predominantemente ferríticas para constituintes bainíticos e martensíticos ao aumento da resistência mecânica dos aços. A maior dureza média no segundo ciclo é compatível com a caracterização microestrutural, que indicou a presença de ferrita, bainita e regiões associadas ao constituinte MA. A maior participação relativa de constituintes de maior dureza pode ter contribuído para o aumento dos valores de HV10. Entretanto, como as frações volumétricas das fases não foram quantificadas, não é possível atribuir as diferenças de dureza exclusivamente à presença de bainita ou do constituinte MA.

O aumento médio de aproximadamente 5,7% na dureza também está de acordo com o aumento de cerca de 5% no limite de resistência à tração observado no segundo ciclo. Essa correspondência reforça a interpretação de que as condições termomecânicas adotadas nesse ciclo promoveram alterações microestruturais capazes de elevar a resistência do material.

6 CONCLUSÕES

O presente trabalho avaliou a influência da temperatura de início da laminação de acabamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço API 5L X65.

A caracterização microestrutural por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura mostrou que as amostras do primeiro ciclo apresentaram microestrutura predominantemente ferrítico-bainítica, as amostras do segundo ciclo revelaram, além de ferrita e bainita, regiões associadas ao constituinte martensita-austenita (MA). Esses resultados indicaram que as condições térmicas de processamento influenciaram o condicionamento da austenita antes da transformação e, conseqüentemente, a microestrutura final obtida após o resfriamento.

Nos ensaios de tração, as amostras do segundo ciclo apresentaram, maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração, com ganho aproximado de 30 MPa, mantendo-se dentro da faixa especificada para o aço API 5L X65. A diferença média entre o limite de resistência à tração e limite de escoamento aumentou cerca de 18%, indicando um maior intervalo de deformação plástica. Por outro lado, o alongamento médio apresentou uma redução de apenas 3,9%. Dessa forma, o ganho de resistência mecânica obtido no segundo ciclo não foi acompanhado por uma perda expressiva da capacidade de deformação do material.

Nos ensaios de impacto, os resultados de Charpy mostraram que a energia absorvida média do segundo ciclo foi apenas 0,8% inferior à obtida no primeiro ciclo, indicando que o aumento da resistência mecânica à tração não comprometeu de maneira relevante o desempenho ao impacto. No ensaio DWTT, foi observada a ocorrência de fratura inversa em todas as amostras. A amostra C1-02 apresentou adicionalmente uma região de fratura frágil direta e menor percentual de fratura dúctil correspondente a 62,5%. As amostras C2-01 e C2-02, apresentaram percentuais médios de 87,5% e 84,5%, respectivamente. A presença da fratura inversa deve ser interpretada considerando o encruamento localizado provocado pelo impacto do martelo e as condições próprias do ensaio DWTT, não constituindo, isoladamente, uma indicação de baixa tenacidade global do material.

Os ensaios de dureza e microdureza indicaram variações ao longo da espessura das chapas, sem a formação de um gradiente monotônico comum a todas as amostras.

Considerando os valores médios de dureza HV10, o segundo ciclo apresentou aumento de aproximadamente 5,7% em relação ao primeiro, valor próximo ao ganho de 5,2% observado no limite de resistência à tração. Essa correspondência reforça a relação entre as alterações microestruturais e o aumento da resistência mecânica. A amostra C2-02 apresentou o perfil mais heterogêneo, com maiores valores nas regiões próximas às superfícies e menor dureza na região central, indicando que as condições de resfriamento e a distribuição dos constituintes não foram uniformes ao longo da espessura.

O segundo ciclo termomecânico se destacou por conferir maior resistência à tração e dureza ao aço API 5L X65, sem prejuízo à ductilidade, à energia absorvida no ensaio Charpy e com maior percentual de fratura dúctil para o ensaio DWTT, configurando a combinação mais favorável entre as condições avaliadas. Ambos os ciclos atenderam aos requisitos normativos, mas isso representa apenas a condição mínima de aceitação, não equivalência de desempenho. O segundo ciclo, ao aliar maior resistência e dureza à manutenção da ductilidade e da tenacidade, oferece uma margem de desempenho mecânico superior dentro da faixa normativa, indicando maior potencial para a fabricação de tubos destinados a aplicações de alta pressão e condições severas de operação.

Essa vantagem, no entanto, não pode ser tomada como comprovação de melhor desempenho em serviço, já que as etapas de conformação e soldagem podem alterar a microestrutura e as propriedades obtidas na chapa. A confirmação exigiria ensaios pós-fabricação do tubo, contemplando metal-base, região soldada e zona termicamente afetada. Portanto, os resultados evidenciam a relevância do controle integrado das temperaturas de laminação de acabamento, do histórico de deformação e das condições de resfriamento na definição das janelas de processamento. Assim, o trabalho contribui para o entendimento da relação entre parâmetros termomecânicos, microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65, subsidiando a otimização da produção de chapas para dutos.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L: Specification for Line Pipe**. 46. ed. Washington, DC: API, 2018. 205 p.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM A370-19: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019. 51 p.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E3-11(2017): Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017. 12 p.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E23-18: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2018. 27 p.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E436-03(2014): Standard Test Method for Drop-Weight Tear Tests of Ferritic Steels**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2014. 6 p.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E92-17: Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017. 28 p.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2005. 599 p.

CUDDY, L. J. The effect of microalloy concentration on the recrystallisation of austenite during hot deformation. In: **THERMOMECHANICAL PROCESSING OF MICROALLOYED AUSTENITE**. Warrendale, PA: The Metallurgical Society of AIME, 1982. p. 129-140.

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, 2013.

DUTTA, B.; SELLARS, C. M. Effect of composition and process variables on Nb(C,N) precipitation in niobium microalloyed austenite. **Materials Science and Technology**, v. 3, n. 3, p. 197-206, 1987.

FARIA, Arlindo Lopes. **Avaliação da ocorrência de fratura inversa em ensaio DWTT em aço de elevada tenacidade**. 2015. 119 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

FRAGA, Rafael Abreu; ALVES, Rodney Pardo; FREITAS, Flávio Viana de; REIS, Emanuelle Garcia; PEREIRA, Maurício Martins; SILVEIRA, José Herbert Dolabela da. Tecnologias do novo laminador de chapas grossas da Gerdau. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 13, n. 3, p. 243-252, jul./set. 2016.

GORNI, A. A.; CAVALCANTI, C. G. Modelamento matemático das temperaturas críticas da laminação controlada através de equações empíricas e redes neurais. In: **CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS**, 53., 1998, Belo Horizonte. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 1998.

GRAUX, A.; CAZOTTES, S.; DE CASTRO, D.; SAN MARTIN, D.; CAPDEVILA, C.; CABRERA, J. M.; MOLAS, S.; SCHREIBER, S.; MIRKOVIC, D.; DANOIX, F.; BUGNET, M.; FABRÈGUE, D.; PEREZ, M. Precipitation and grain growth modelling in Ti-Nb microalloyed steels. **Materialia**, v. 5, 2019.

GRAY, J. Malcolm; BARBARO, Frank J. The evolution of microalloyed steels since Microalloying '75, with specific emphasis on linepipe and plate. **ISIJ International**, v. 41, supl., p. S16-S29, 2015. DOI: 10.2355/isijinternational.41.Suppl_S16.

GRAY, J. Malcolm; SICILIANO, F. High strength microalloyed linepipe: half a century of evolution. In: **INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON THE DEVELOPMENT OF NIOBIUM TECHNOLOGY**, 2009, Oostende. **Proceedings [...]**. Oostende, 2009. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/306134928>. Acesso em: 29 jul. 2025.

HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M.; KALWA, C. Development and production of high strength pipeline steels. In: **NIOBIUM 2001 INTERNATIONAL SYMPOSIUM**, 2001, Orlando. **Proceedings [...]**. Orlando: [s. n.], 2001.

LESLIE, W. C. **The physical metallurgy of steels**. New York: McGraw-Hill, 1981.

MANOHAR, P. A.; CHANDRA, T.; KILLMORE, C. R. Continuous cooling transformation behavior of microalloyed steels containing Ti, Nb, Mn and Mo. **ISI International**, v. 36, n. 12, p. 1486-1493, 1996.

MILITZER, M. Thermomechanical processed steels. In: KOMANDURI, R. (ed.). **Comprehensive materials processing**. [S. l.]: Elsevier, 2014. cap. 1.10, p. 191-214. DOI: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00115-1.

MILITZER, M. Thermomechanical controlled processing of steels. In: SOMANI, M. C.; MO, T. (ed.). **Micromechanisms of cleavable fracture and brittle-to-ductile transition in steels**. Cambridge: Elsevier, 2022. cap. 28, p. 765-790. DOI: 10.1016/B978-0-12-819726-4.00028-4.

OGATA, P. H.; RAMÍREZ, M. G.; GOLDENSTEIN, H.; LANDGRAF, F. J. G.; GORNI, A. A. Caracterização microestrutural de aço API 5L X65, austenitizado e resfriado a diferentes taxas de resfriamento. In: **CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS**, 18., 2008, Porto de Galinhas. **Anais [...]**. Porto de Galinhas: CBECiMat, 2008.

OLIVEIRA, José Sérgio de. **Estudo das variáveis de processo e suas influências na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços microligados laminados a quente para aplicação em dutos**. 2012. 99 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2012.

OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU, I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of gamma-alpha transformation after hot rolling. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, v. 22, n. 3, p. 214-222, 1982.

PAIVA, Fabrício Mazola da Silva. **Influência das variáveis do resfriamento acelerado na microestrutura e na planicidade de chapas grossas de aço da classe API**. 2019. 89 f. Dissertação (Mestrado Profissional em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Belo Horizonte, 2019.

RIZZO, Ernandes Marcos da Silveira. **Processos de laminação a quente de produtos planos de aço**. São Paulo: ABM, 2011.

SCHIAVO, C. P. **Estudo da solubilização do Nb em aços microligados durante o reaquecimento de placas**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

SELLARS, C. M. The physical metallurgy of hot working. In: **INTERNATIONAL CONFERENCE ON HOT WORKING AND FORMING PROCESSES**, 1980, London. **Proceedings [...]**. London: The Metals Society, 1980. p. 3-15.

SELLARS, C. M.; WHITEMAN, J. A. Recrystallization and grain growth in hot rolling. **Metal Science**, v. 13, n. 3/4, p. 187-194, mar./abr. 1979.

SICILIANO JUNIOR, F.; PADILHA, A. F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

SPEICH, G. R.; CUDDY, L. J.; GORDON, C. R.; DEARDO, A. J. **Phase transformations in ferrous alloys**. Cleveland: ASM, 1984. p. 341-392.

TANAKA, T. In: **MICROALLOYING '75**, 1975, Washington, DC. **Proceedings [...]**. New York: Union Carbide Corporation, 1975. p. 107-118.

TEIXEIRA, Juliana Cristine de Sousa. **Influência do tipo de entalhe em tubo de aço API grau X60 para obtenção da curva de temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio de DWTT**. 2018. 104 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2018.

TSUYAMA, Seishi. Thick plate technology for the last 100 years: a world leader in thermo mechanical control process. **ISIJ International**, v. 55, n. 1, p. 67-78, 2015. DOI: 10.2355/isijinternational.55.67.

WANG, Z.; WANG, B.; WANG, B.; TIAN, Y.; ZHANG, T.; YUAN, G.; LIU, Z.; WANG, G. Development and application of thermo-mechanical control process involving ultra-fast cooling technology in China. **ISIJ International**, v. 59, n. 12, p. 2131-2141, 2019. DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-041.

YOSHIE, A.; FUJIOKA, M.; WATANABE, Y.; NISHIOKA, K.; MORIKAWA, H. Modelling of microstructural evolution and mechanical properties of steel plates produced by thermomechanical control process. **ISIJ International**, v. 32, p. 395-404, 1992.