

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

ALEXANDRE HENRIQUE DE TOLEDO

INFLUÊNCIA DE MICROLIGANTES EM AÇOS OBTIDOS VIA TMCP

LONDRINA

2023

ALEXANDRE HENRIQUE DE TOLEDO

INFLUÊNCIA DE MICROLIGANTES EM AÇOS OBTIDOS VIA TMCP

Microalloy influence on steels produced by TMCP

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, como requisito parcial para a obtenção do título de Engenheiro de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

Londrina

2023



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/)

Esta licença permite compartilhamento, remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, mesmo para fins comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es). Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.

ALEXANDRE HENRIQUE DE TOLEDO

INFLUÊNCIA DE MICROLIGANTES EM AÇOS OBTIDOS VIA TMCP

Trabalho de Conclusão de Curso de Graduação apresentado como requisito para obtenção do título de Bacharel do Curso de Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

07 de dezembro de 2023

Prof. Dr. Fabiano Moreno Peres
Doutorado em Engenharia Metalúrgica
Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

Prof. Dr. Raphael Euclides Prestes Salem
Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino
Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

LONDRINA

2023

RESUMO

Através da conformação termomecânica controlada seguida de um resfriamento acelerado - TMCP, juntamente com a adição de elementos de liga como o nióbio, titânio e vanádio em teores de micro liga, é possível obter uma morfologia predominantemente composta por ferrita acicular ou bainita fina, resultando assim em aços de baixa liga com propriedades semelhantes à dos aços de alta liga. Determinando a temperatura T5% (temperatura onde apenas 5% da estrutura recristaliza) e a temperatura de austenitização, é possível definir os limites inferiores e superior de trabalho durante a laminação. Analisando as curvas de tempo, temperatura e precipitação – TTP, e resfriamento contínuo e transformação – CCT, é possível entender os fenômenos de precipitação durante a laminação controlada e definir as tendências para o resfriamento acelerado. Entendendo esses parâmetros, traçar um caminho para o tratamento de TMCP se torna possível.

Palavras-chave: TMCP, aços microligados, ferrita, bainita

ABSTRACT

Through controlled thermomechanical forming followed by accelerated cooling, TMCP, together with the addition of alloying elements such as niobium, titanium, and vanadium in micro alloy contents, it is possible to obtain a morphology predominantly composed of acicular ferrite or fine bainite, thus resulting in low-alloy steels with similar properties to that of high-alloy steels. By determining the T5% (temperature where only 5% of the structure recrystallizes) and the austenitization temperature, it is possible to define the lower and upper limits of work during rolling. By analyzing time, temperature precipitation – TTP, and continuous cooling transformation – CCT graphs, it is possible to understand precipitation phenomena during controlled rolling and define trends for accelerated cooling. By understanding these parameters, choosing a path for the treatment of TMCP becomes possible.

Key Words: TMCP, microalloyed steels, ferrite, bainite.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama de Fases Ferro-Carbono.....	14
Figura 2 - Diagrama TTT de um Aço. A, austenita; B, bainita; M, martensita; P, perlita.	15
Figura 3 - Micrografia da fase austenita (Ampliação de 325X).	16
Figura 4 - Relação entre a área interfacial de discordâncias por área do corpo x diâmetro obtido dos grãos de austenita.	17
Figura 5 - Fotomicrografia em MEV de amostras SAE 1045 austenitizadas e temperadas.	18
Figura 6 - Fotomicrografias das estruturas de bainita superior (a) e bainita inferior (b).	19
Figura 7 - Efeitos da Deformação na Temperatura de Recristalização	21
Figura 8 - Influência de diferentes elementos ligantes na T5% de um aço 0.07% C, 1.4% Mn e 0.25% Si.....	21
Figura 9 - Esquema da comparação do ciclo térmico de aços preparados por TMCP e por métodos convencionais.	23
Figura 10 - Relação entre a resistência mecânica de aços produzidos por TMCP e normalizados e seu carbono equivalente.	24
Figura 11 - Efeito do tamanho dos grãos de ferrita em suas propriedades mecânicas.	28
Figura 12 - Efeitos do efeito de Zener e do Arraste de solutos em um aço no crescimento de grãos de austenita em um AML com Nb.	30
Figura 13 - Comparação de curvas TTP entre dois aços micro ligados, um com alta conformação e outro sem.	31
Figura 14 - Micrografia MET de precipitados de Nb(C,N) em uma estrutura austenítica. Todas as amostras foram conformadas com um $\epsilon = 0.40$, aquecidas por 20s e imediatamente temperadas em água.....	33
Figura 15 - Precipitados de nióbio em cada estágio de TMCP e seu efeito no refinamento de grãos.	34
Figura 16 - Relação entre teor de N com a Tenacidade do aço. Quadrados representam os teores de Tenacidade ao impacto, círculos representam os teores de Tenacidade à Fratura.	36
Figura 17 – Metodologia Aplicada nesta Dissertação.....	39
Figura 18 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% de Ti	41
Figura 19 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% NB de Ti..	41
Figura 20 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% de Ti	42

Figura 21 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% de Nb, Ti & V	42
Figura 22 - Curva Temperatura T5% x Concentração de ML	45
Figura 23 - Representação Gráfica das temperaturas de processamentos via TMCP ideais para determinados MLs	46
Figura 24 - Gráfico da solubilização de MLs em função da concentração x temperatura.....	48
Figura 25 - Curva TTP de um Aço com 0.15% C, 0.05% N e 0.1% Nb	49
Figura 26: Curva TTP de um Aço com 0.15% C, 0.05% N e 0.1% Ti	50
Figura 27 - Curva TTP de um Aço com 0.15% C, 0.05% N e 0.1% V	51
Figura 28 - Gráfico TTP 0.15C, 0.05N e 0.1 Nb, Deformação de 0.6	53
Figura 29 - Gráfico TTP 0.15C, 0.05N e 0.1Ti, Deformação de 0.6	53
Figura 30 - Gráfico TTP 0.15C, 0.05N e 0.1V, Deformação de 0.6.....	54
Figura 31 - Curva CCT para um aço com 0.15C, 0.05N e 0.1Nb plotada através do JmatPro.	56
Figura 32 - Curva CCT para um aço com 0.15C, 0.05N e 0.1Ti plotada através do JmatPro.....	57
Figura 33 - Curva CCT para um aço com 0.15C, 0.05N e 0.1V plotada através do JmatPro.....	58
Figura 34 - Processo de TMCP ideal para um aço com 0.15%C, 0.1%Ti ...	61

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Austenita
Al	Alumínio
AML	Aço Microligado
B	Bainita
BI	Bainita Inferior
BS	Bainita Superior
CCT	Resfriamento Contínuo e Transformação
F	Ferrita
FA	Ferrita Acicular
Fe ₃ C	Cementita
FP	Ferrita Poligonal
HSLA	Alta Resistência, baixo teor de ligantes
M	Martensita
MET	Microscopia Eletrônica de Varredura
ML	Microligante
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
NbC	Carbeto de Nióbio
NbN	Nitreto de Nióbio
P	Perlita
R	Revenimento
T _{5%}	Temperatura onde 5% da estrutura irá recristalizar
T _{95%}	Temperatura onde 95% da estrutura irá recristalizar
T _d	Têmpera Direta
Ti	Titânio
TiC	Carbeto de Titânio
TiN	Nitreto de Titânio
TMCP	Thermomechanical Accelerated Cooling Process
TR	Têmpera e Revenimento
Tr	Temperatura de Recristalização
TTP	Tempo, Temperatura e Precipitação
TTT	Tempo Temperatura e Transformação
V	Vanádio
VC	Carbeto de Vanádio
VN	Nitreto de Vanádio
α	Ferrita
γ	Austenita

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	10
2	OBJETIVOS	11
4.3	Objetivo Geral	11
4.4	Objetivos Específicos	11
3	JUSTIFICATIVA	12
4	REFERENCIAL TEÓRICO	13
4.1	Morfologia das Microestruturas do Aço	13
4.1.1	Austenita	15
4.2	Recristalização	20
4.2.1	Processo de Laminação Controlada Seguida por Resfriamento Acelerado - TMCP	22
4.3	Crescimento de Grãos Durante o Reaquecimento	25
4.4	Efeitos da Precipitação de Ligantes na Matriz Fe-C	26
4.5	Refinamento de Grãos Através da Adição de MLs	27
4.5.1	Inibição do crescimento de grão por fixação de partículas	28
4.5.2	Inibição do crescimento de grãos por arraste de solutos	29
4.5.3	Precipitação por Deformação	30
4.5.4	Efeito da Taxa de Resfriamento na Precipitação de Ligantes	32
4.6	ELEMENTOS DE LIGA	32
4.6.1	Nióbio - Nb	32
4.6.2	Vanádio - V	34
4.6.3	Titânio - Ti	35
4.6.4	Nitrogênio - N	35
4.7	Aplicações de Aços HSLA Obtidos Via TMCP	36
5	METODOLOGIA	38
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
6.1	Avaliação dos Parâmetros de Temperatura no Processamento via TMCP	40
6.2	Avaliação dos Parâmetros de Precipitação Durante o TMCP	47
6.3	Avaliação dos Parâmetros de Resfriamento no TMCP	54
6.4	Investigação Para um TMCP Ideal	59
7	CONCLUSÕES	62
7.1	Recomendação para Trabalhos Futuros	62
	REFERÊNCIAS	64

1 INTRODUÇÃO

A partir da década de 60, inúmeras pesquisas foram feitas para analisar os efeitos da temperatura durante a conformação mecânica em aços. Os estudos resultaram no desenvolvimento de um método de conformação mecânica em temperaturas de não recristalização seguido de um resfriamento controlado, conhecido atualmente como TMCP (Thermomechanical Accelerated Cooling Process), que resultava em aços com um contorno de grão refinado e homogêneo, com propriedades mecânicas elevadas. (FRAGA; MAIA; BARBOSA, 2013). O principal objetivo do TMCP é controlar a microestrutura austenítica antes de sua transformação. Esse controle é feito por meio de parâmetros como a temperatura do processo, a taxa de resfriamento, a morfologia inicial do aço e teor de microligante - ML adicionado. O produto principal desse processo são os aços de baixa liga e alta resistência – HSLA (High Strength, Low Alloy) (SKOBIR, 2011).

Certos elementos de liga, tais como vanádio, nióbio e titânio, podem ser adicionados em teores variando tipicamente entre 0,02 a 0,1% em massa do aço, para acentuar as propriedades adquiridas durante o processo de TMCP devido ao impedimento de recristalização e crescimento da fase austenítica, resultando em um refinamento na microestrutura final do aço. A adição do ML correto, combinado com um TMCP executado de maneira adequada, resulta em uma alta resistência mecânica, alta ductilidade e uma baixa temperatura de transição dúctil-frágil. A principal aplicação de chapas produzidas por TMCP é em tubulações soldadas de alta tensão, e o principal microligante utilizado é o nióbio (CUI, 2016).

Diversos estudos vêm sendo realizados recentemente para definir parâmetros do processo e mecanismos que ocorrem durante o TMCP, que em alguns casos, contradizem informações anteriores sobre o TMCP. Este trabalho apresenta as descobertas recentes sobre o TMCP, e, determina por meio de análises empíricas parâmetros para o processo.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho foi investigar a influência de diferentes microligantes em aços processados via TMCP.

2.2 Objetivos Específicos

- Discutir a variação microestrutural causada pela adição de baixo teor de MLs durante o processo de TMCP.
- Analisar as propriedades mecânicas resultantes pela adição de MLs.
- Analisar a relação entre as temperaturas de processamento via TMCP e as microestruturas obtidas.
- Definir os melhores parâmetros do processo para cada aplicação

3 JUSTIFICATIVA

O TMCP é um processo antigo, porém, inúmeros estudos acadêmicos ainda são realizados para uma melhor compressão das mecânicas que ocorrem durante este tratamento térmico. Esses trabalhos, em sua grande maioria, se encontram em línguas estrangeiras. Assim, uma compilação de descobertas recentes e comparação com resultados são de grande interesse para o melhor entendimento de um processo com tamanha importância industrial como o TMCP.

4 REFERENCIAL TEÓRICO

O aumento da severidade nas áreas e risco em certas áreas de aplicações resultam na necessidade de aperfeiçoamento dos processos de fabricação de aços, de modo a obter produtos com maior resistência mecânica, porém, sem sacrificar sua ductilidade, tenacidade e soldabilidade (DINIZ; *et al*, 2019). O TMCP é um processo de conformação de chapas onde é possível a obtenção de produtos que atendem a tais requisitos, tanto devido ao baixo teor de carbono das chapas fabricadas, que geram uma elevada tenacidade mesmo em baixas temperaturas, quanto devido a adição de microligantes - ML (elementos de liga empregados em baixos teores na composição do aço) utilizados, que refinam a microestrutura e geram um aumento na propriedade mecânica devido a formação de precipitados (FRAGA; MAIA; BARBOSA, 2013).

Entender a influência de microligantes e o efeito da interação com os tratamentos térmicos empregados no processo de fabricação TMCP, se faz necessário para uma melhor compreensão destes mecanismos que atuam para o aumento das propriedades mecânicas.

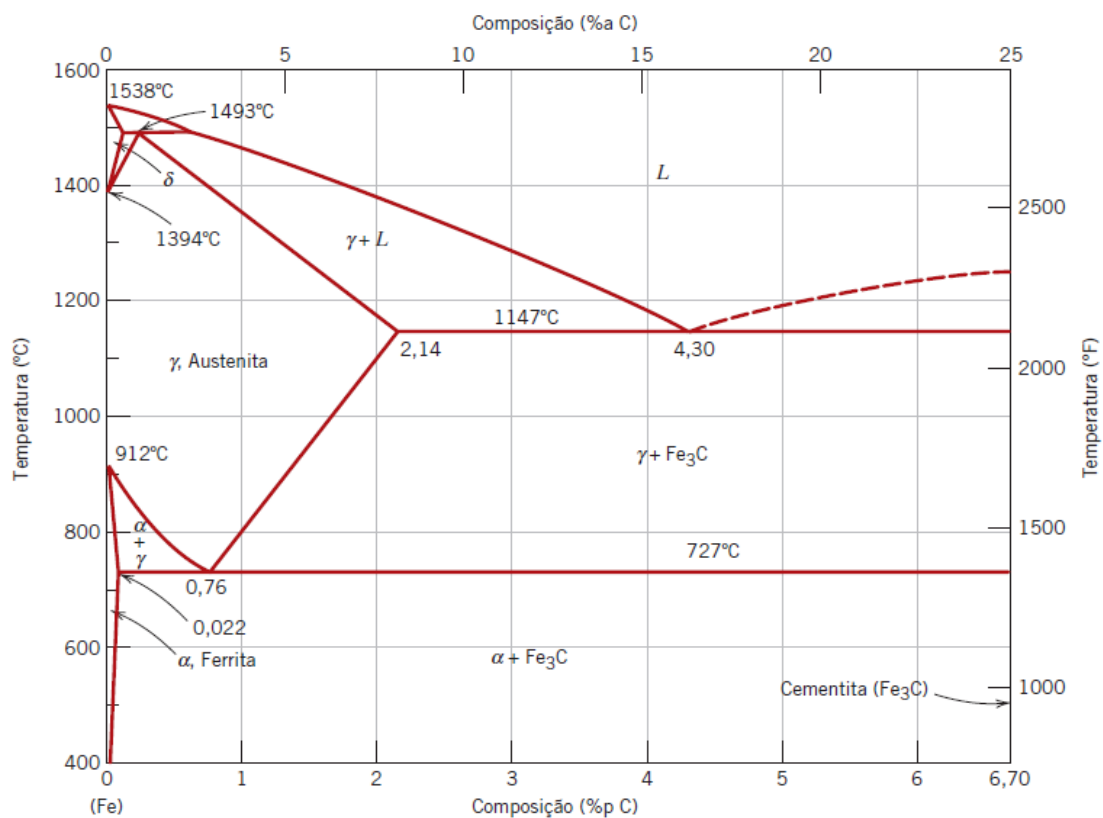
4.1 Morfologia das Microestruturas do Aço

A microestrutura dos aços consiste em um arranjo espacial das estruturas cristalinas de diferentes fases. O tamanho, forma, distribuição, composição e estrutura cristalina dessas fases controlam essencialmente as propriedades finais do aço, incluindo dureza, resistência, ductilidade, resistência ao impacto, e a resistência à fluência (REBECHI, 2011).

Devido ao diferente equilíbrio termodinâmico dessas estruturas, suas fases serão estáveis e metaestáveis em diferentes temperaturas, tornando possível a alteração da morfologia dos aços através de tratamentos térmicos, sendo essas transformações também dependem do teor de outros ligantes, tais

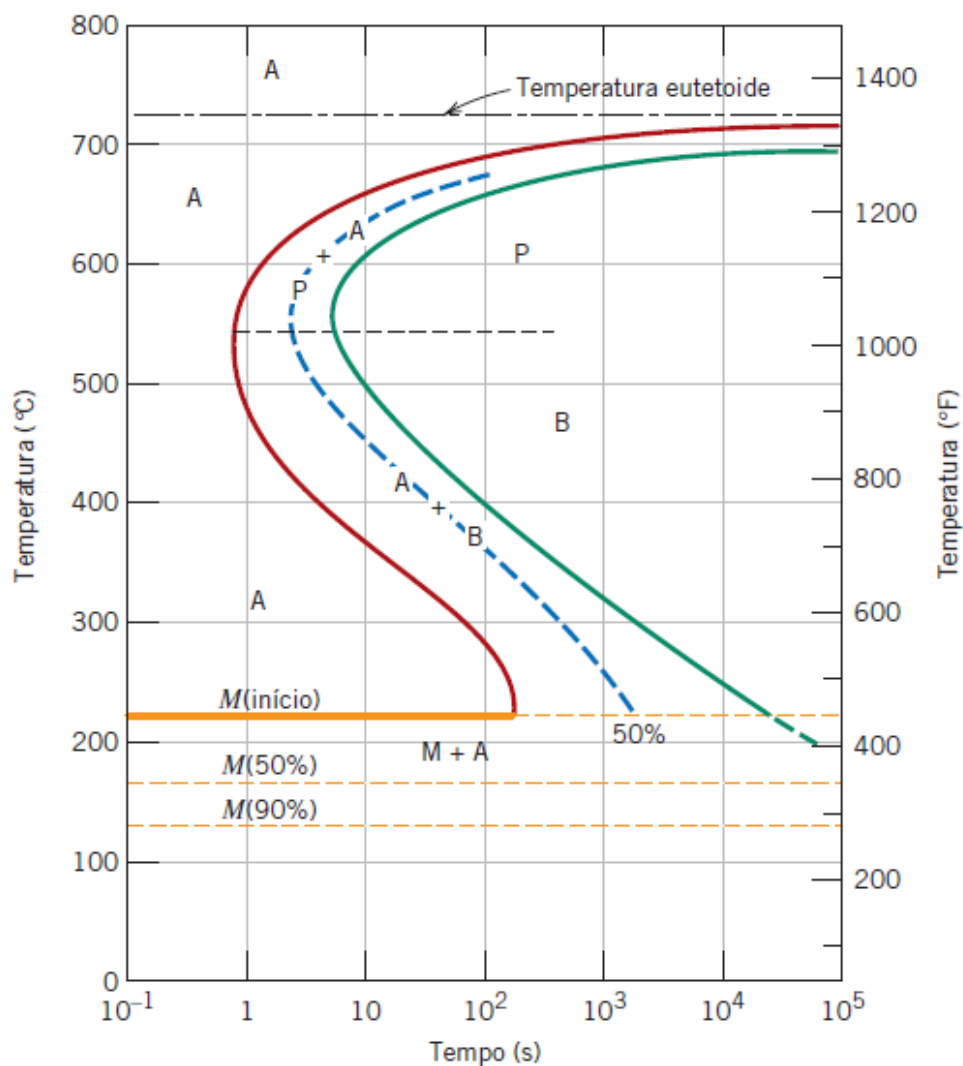
como o carbono presente nos aços (CALLISTER, 2012). Um dos métodos utilizados para a investigação é o emprego de diagrama de fases e curvas TTT, apresentados na Figura 1 e 2, que representam graficamente as temperaturas de transformação microestrutural dos aços.

Figura 1 - Diagrama de Fases Ferro-Carbono



Fonte: Callister (2012)

Figura 2 - Diagrama TTT de um Aço. A, austenita; B, bainita; M, martensita; P, perlita.



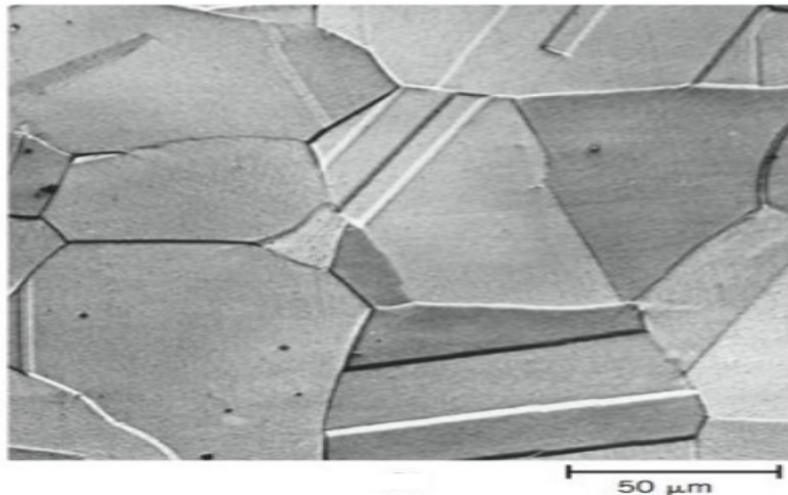
Fonte: Callister (2012)

4.1.1 Austenita

Em temperaturas entre 723°C e 1394°C, a ferrita apresenta uma transformação polimórfica para a austenita (CALLISTER, 2012). Essa fase está representada visualmente na Figura 3. Através de seu resfriamento, o campo austenítico pode se transformar em outro constituinte por difusão, cisalhamento

ou uma mistura dos dois mecanismos (SILVA e MEI, 1988). A fase final do aço irá depender da taxa de resfriamento aplicada.

Figura 3 - Micrografia da fase austenita (Ampliação de 325X).

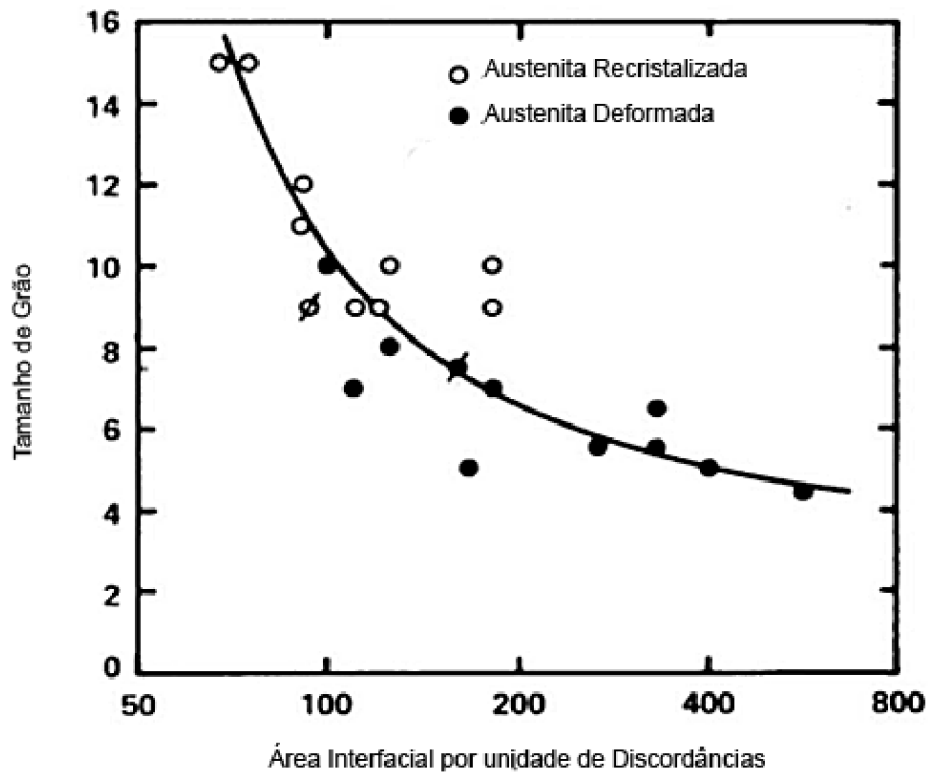


Fonte: Adaptado de Callister (2012)

4.1.1.1 Condicionamento de Austenita

Para se obter contornos de grãos menores no produto, é necessário condicionar a austenita durante o processo. Esse condicionamento é realizado aumentando a área de contornos de grãos na estrutura, através do aumento no número de discordâncias intragranulares, deformação, ou, refino inicial dos grãos antes da laminação (CUI, 2016). A Figura 4 mostra a influência que as discordâncias têm no crescimento grãos de austenita.

Figura 4 - Relação entre a área interfacial de discordâncias por área do corpo x diâmetro obtido dos grãos de austenita.

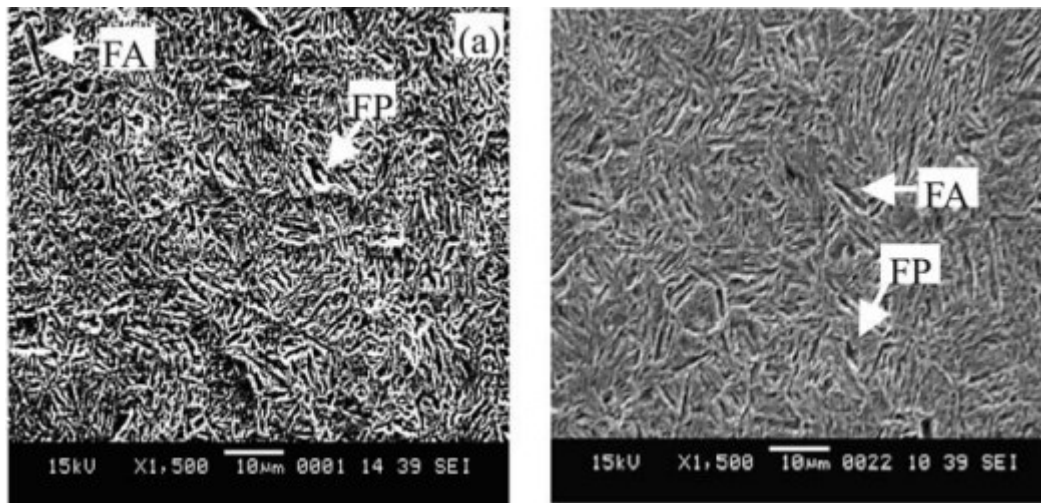


Fonte: Adaptado de Cui (2016)

4.1.1.2 Ferrita

A ferrita – F forma-se por difusão, nucleando preferencialmente nos contornos do grão da austenita. Com o aumento da taxa de resfriamento, a ferrita passa a nuclear também no interior do grão austenítico (SILVA e MEI, 1988). Quando essa fase é formada com um resfriamento relativamente lento, os grãos formados são equiaxiais, sendo essa ferrita denominada de ferrita poligonal - FP. Com um resfriamento relativamente elevado, a ferrita é formada em ripas finas não paralelas e de maneira desordenada, nucleando-se no interior do grão da austenita, sendo essa ferrita denominada de ferrita acicular - FA (SILVA e MEI, 1988). A morfologia da estrutura ferrítica é representada na Figura 5.

Figura 5 - Fotomicrografia em MEV de amostras SAE 1045 austenitizadas e temperadas.



Fonte: Adaptado de Stein *et al.* (2005)

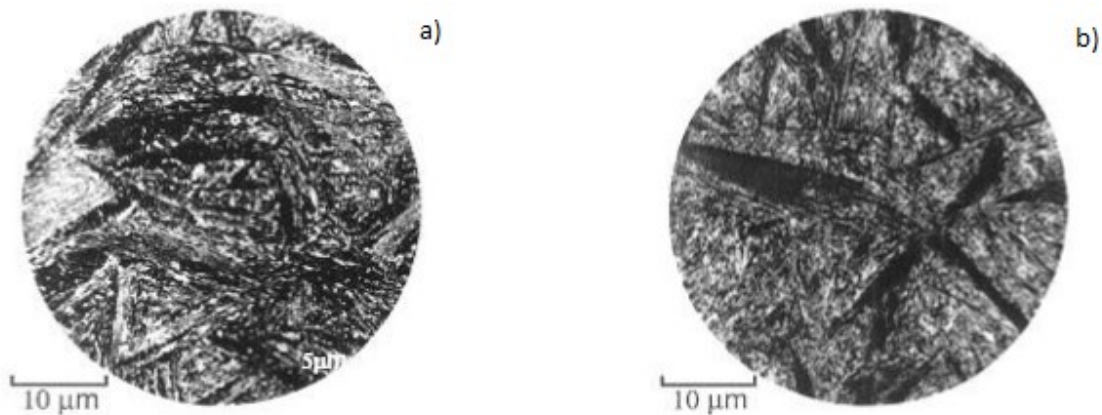
Segundo Rebecchi (2011), A ferrita é o constituinte do aço com menor dureza e resistência mecânica, porém, é o mais tenaz e dúctil, tendo também a melhor soldabilidade e resistência em baixas temperaturas. Por apresentar uma estrutura desordenada e possuir uma alta densidade de discordâncias, a estrutura de ferrita acicular, AF, gera uma resistência a propagação de trincas nos aços, resultando em uma boa resistência mecânica, tenacidade e resistência ao impacto (CASTRO, 2012).

4.1.1.3 Bainita

Quando um aço carbono é resfriado rapidamente para temperaturas entre 250°C e 500°C, ocorre a formação de uma estrutura denominada bainita - B, sendo ela classificada como bainita superior - BS e inferior - BF dependendo de sua temperatura de formação (SILVA e MEI, 1988). A bainita superior e inferior consiste em agregados de placas de ferrita e carbonetos. Os agregados das placas são chamados de feixes. Cada feixe é composto por finas placas, conhecidas como subunidades. Essas estão dispostas em forma de agulhas e

suas dimensões são uniformes dentro de cada feixe, porque crescem em um tamanho limitado (JUNIOR, 2011). A Figura 6 demonstra a diferença entre os dois tipos de bainita.

Figura 6 - Fotomicrografias das estruturas de bainita superior (a) e bainita inferior (b).



Fonte: Adaptado de Lazzarini, Belan E Martins (2008)

Segundo Ranieri (2005), as propriedades mecânicas obtidas em aços bainíticos irá depender da temperatura de formação em que sua morfologia foi gerada, sendo que esses aços podem apresentar tanto uma ductilidade comparável aos aços ferríticos, quanto apresentar uma elevada resistência mecânica comparável aos martensíticos. Estruturas bainíticas obtidas em relativamente baixas temperaturas de formação irão apresentar carbonetos finamente dispersos na matriz ferrítica, de tal forma que a resistência aumenta sem diminuir muito a ductilidade quando comparado com a martensita. A bainita também apresenta uma menor taxa de corrosão em ambientes marinhos que estruturas de ferrita e perlita (JIA *et al.* 2021), o que torna essa morfologia interessante de ser utilizada nesses ambientes.

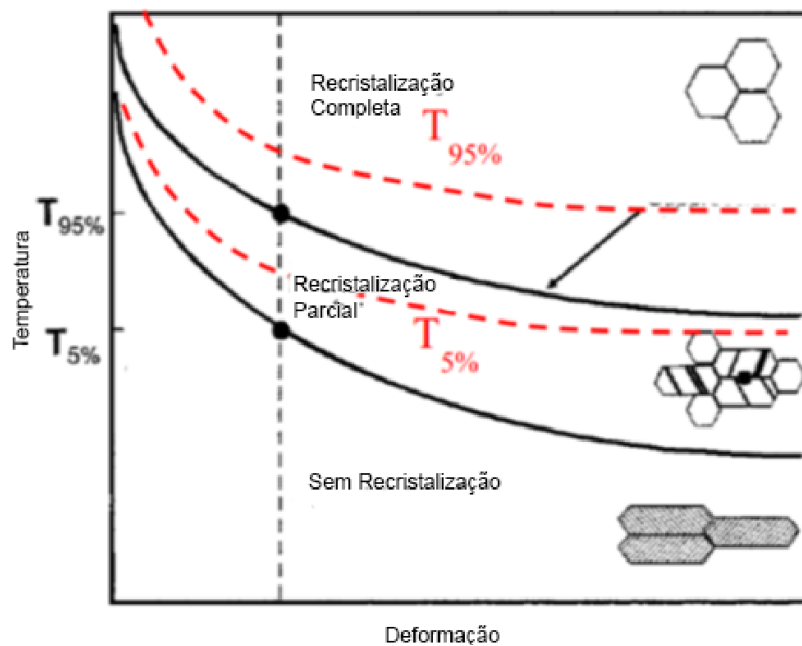
4.2 RECRISTALIZAÇÃO

Recristalização é o fenômeno no qual grãos deformados com alta densidade de discordâncias são consumidos, formando grãos novos com baixa densidade de discordâncias. Esse mecanismo é ativado termicamente, e, também resulta em um crescimento dos contornos de grãos existentes no material (TOTTEN, 2006). As principais temperaturas que definem a cristalização são a temperatura onde 5% dos grãos recristalizam - T5%, temperatura onde 95% dos grãos recristalizam – T95%. Segundo Cui (2015), a análise da T5% é importante para estudos de tratamento termomecânicos, pois, aços deformados abaixo dessa faixa de temperatura não apresentam recristalização, tornando ela a temperatura limite para a maioria dos processos. A T5% pode ser estimada através da equação 1 proposta por Boratto *et al.* (1988).

$$T5\% = 887 + 464 \cdot C + (6445 \cdot Nb - 644 \cdot \sqrt{Nb}) \quad (1)$$

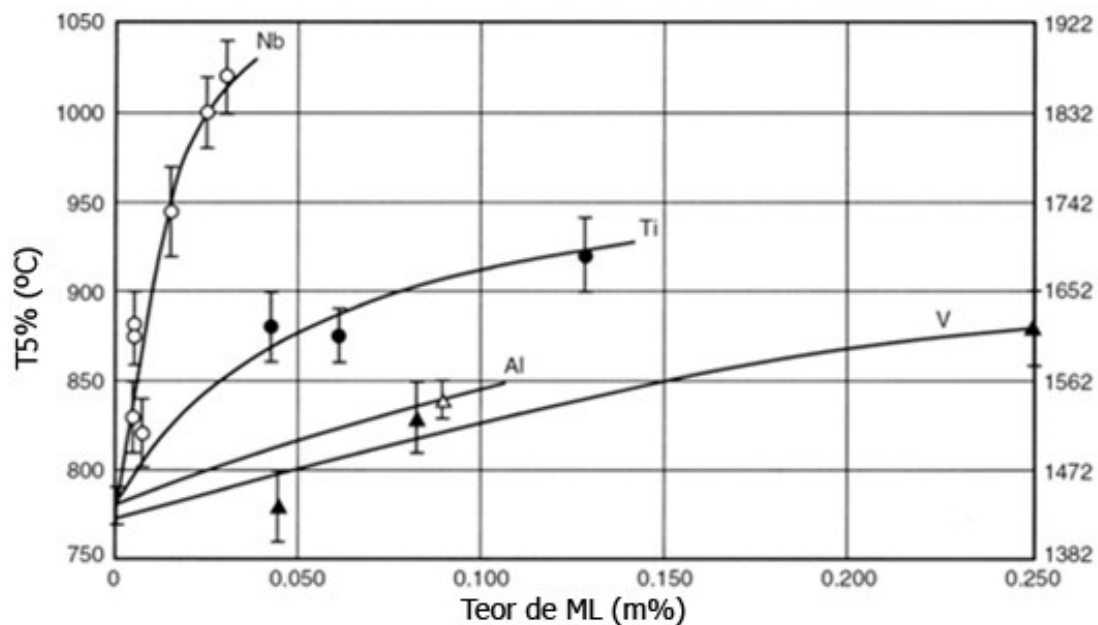
Onde C, Si, Al, Ti, Nb e V são as porcentagens em massa da concentração dos ligantes na composição do aço. A equação de Boratto é útil, porém ela não considera a influência da deformação, que pode alterar significativamente a temperatura. O aumento na deformação do material resulta em uma redução da T5% (CUI, 2015). A influência da deformação e da adição de MLs na temperatura de recristalização pode ser observada nas Figuras 7 e 8.

Figura 7 - Efeitos da Deformação na Temperatura de Recristalização



Fonte: Adaptado de Rami e DeArdo (2020)

Figura 8 - Influência de diferentes elementos ligantes na T_{5%} de um aço 0.07% C, 1.4% Mn e 0.25% Si.



Fonte: Adaptado de Cui (2016)

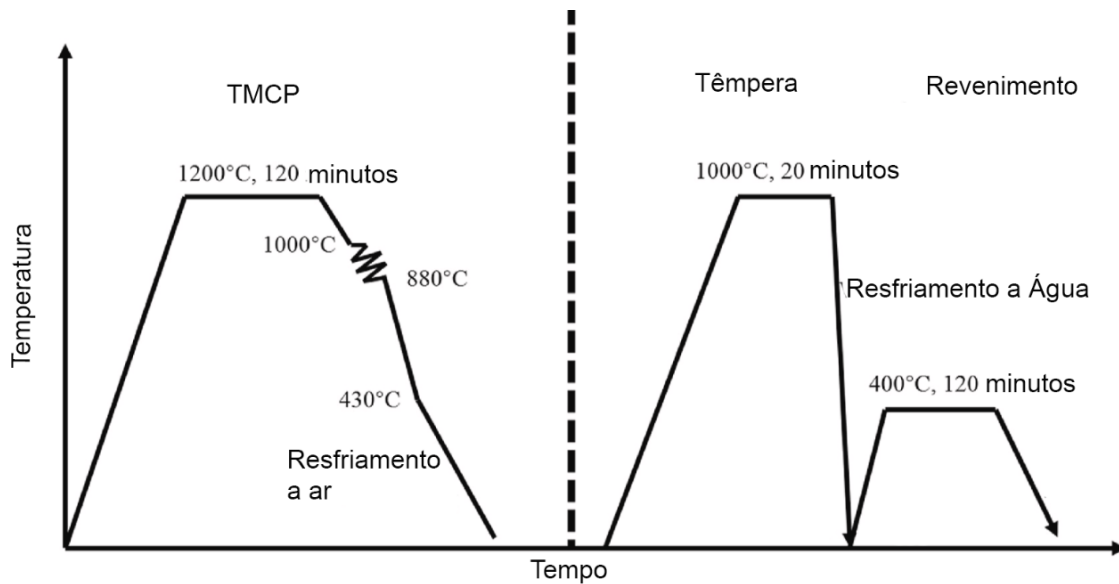
4.2.1 Processo de Laminação Controlada Seguida por Resfriamento Acelerado - TMCP

O TMCP tem por objetivo aumentar a resistência mecânica sem deterioração da tenacidade, o que é obtido através da alteração da microestrutura, de ferrita-perlita para, normalmente, ferrita acicular e bainita finas. O princípio do processo consiste em promover o resfriamento das chapas com velocidades rápidas ao longo da faixa de temperaturas de transformação (REIS *et al.* 2017).

Segundo Singh *et al.* (1998 *apud* NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012), o TMCP consiste em duas etapas: laminação controlada e resfriamento acelerado. A laminação ocorre em temperaturas do limite inferior da temperatura de não recristalização, que é o intervalo de temperatura que delimita a recristalização incompleta da austenita, fazendo com que a maior parte na microestrutura não sofra recristalização (ROCCISANO, 2021).

Durante o processo de laminação, os grãos austeníticos são alongados e achatados devido à conformação mecânica, isso gera descontinuidades na estrutura cristalina do aço, essas descontinuidades formam sítios de nucleação e facilitam a transformação da austenita para AF. Durante o processo de resfriamento, os sítios de nucleação são ativados, causando um impedimento da transformação da austenita em outros produtos, e, devido à alta taxa de resfriamento do processo, os grãos formados possuem seu tamanho restrito, resultando assim no refinamento da estrutura do aço (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012). A Figuras 9 mostra um ciclo térmico definido para o TMCP em comparação com o ciclo térmico de um tratamento térmico de têmpera e revenimento comum.

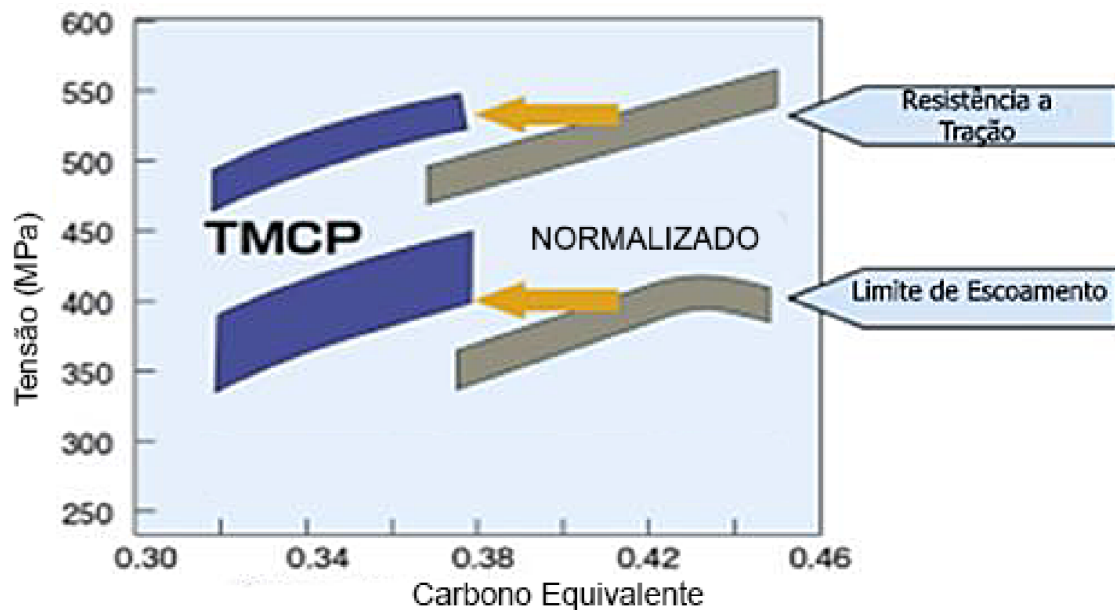
Figura 9 - Esquema da comparação do ciclo térmico de aços preparados por TMCP e por métodos convencionais.



Fonte: Jia *et al.* (2021)

Um dos efeitos mais notórios no refinamento microestrutural gerado pelo TMCP é a possibilidade de fabricação de aços com as mesmas propriedades de aços convencionais, porém com um menor teor de carbono em sua estrutura, resultando em um aumento na soldabilidade do aço, esse feito pode ser observado na Figura 10.

Figura 10 - Relação entre a resistência mecânica de aços produzidos por TMCP e normalizados e seu carbono equivalente.



Fonte: Adaptado de Nishioka e Ichikawa (2012)

O estudo realizado por CUI (2016) relacionada à deformação durante a laminação com o refinamento produzido na microestrutura, segundo o autor, é necessária uma redução de espessura de pelo menos 60% durante a laminação em uma temperatura abaixo da recristalização para o refino adequado dos grãos. Segundo Filho e Azevedo (2002) a deformação (*strain*) e taxa de deformação (*strain rate*) são as principais variáveis envolvidas no processo de laminação. Essas variáveis podem ser definidas pelas equações 2 e 3, respectivamente (GUSMÃO, 2002).

$$\text{Deformação} = \Delta L/L_0 \quad (2)$$

$$\text{Taxa de Deformação} = \text{Deformação}/t \quad (3)$$

Onde ΔL é a diferença entre tamanho inicial e final, L_0 é o tamanho inicial e t é o tempo durante o processo de laminação.

O método de fabricação das chapas também pode influenciar em sua fragilização por corrosão sob tensão, que é responsável pela falha súbita de

materiais dúcteis em ambientes corrosivos. Segundo Jia *et al.* (2021), aços contendo níquel conformados por TMCP são menos suscetíveis a esse tipo de falha que os temperados e revenidos. O estudo conduzido por Roccisano (2021) mostra que o tamanho reduzido dos grãos obtidos por TMCP reduz a formação de trincas de fragilização por corrosão sob tensão, reduzindo assim a velocidade para que ocorra essa falha.

Cada empresa pode adicionar características específicas relacionadas ao processo de resfriamento, local de resfriamento e movimentação das chapas. Atualmente, os equipamentos de resfriamento para o TMCP são predominantemente contínuos, onde a zona de resfriamento é dividida pelo trajeto de movimentação das chapas, sendo que o sistema pode ser controlado independentemente em cada uma das etapas (NISHIOKA; ICHIKAWA 2012).

O processo de resfriamento acelerado só é totalmente efetivo quando controlado de maneira integrada, uma vez que, sozinho, não é capaz de assegurar melhorias significativas nas propriedades finais dos aços. As etapas de reaquecimento, de laminação e de resfriamento herdaram cada uma, os fenômenos físicos e metalúrgicos da etapa anterior. Portanto, para se obter uma microestrutura que atenda às propriedades mecânicas desejadas, é necessário considerar esses fenômenos em todas as etapas, desde a fabricação do aço líquido (FRAGA; MAIA; BARBOSA, 2013).

4.3 Crescimento de Grãos Durante o Reaquecimento

O crescimento de grão ocorre após a recuperação e recristalização em materiais policristalinos, a fim de reduzir a área de contornos de grãos, assim reduzindo a energia interna do sistema e estabilizando o material. O comportamento de crescimento de grãos na fase austenita tem uma grande importância em aços microligados, devido à necessidade de se evitar qualquer crescimento anormal durante o reaquecimento que pode dificultar o refino dos grãos e causar uma redução em suas propriedades mecânicas (ANNAN, 2017).

4.4 Efeitos da Precipitação de Ligantes na Matriz Fe-C

A precipitação de carbonetos e nitretos na matriz austenita é de grande interesse devido a inúmeros motivos. Além de aumentar a temperatura de não recristalização, a presença desses precipitados aumenta a temperatura na qual os contornos de grão começam a crescer, sendo importante para definir a temperatura de processamento da liga, principalmente para laminação (PANDIT *et al.* 2005).

A utilização de MLs para o desenvolvimento de aços requer um grande conhecimento e entendimento do comportamento das ligas na rotina de processamento. Grande parte da influência dos ligantes vem dos produtos de sua precipitação na matriz Fe-C, podendo ser precipitados induzidos por deformação, que retardam a recristalização, ou precipitados de interfase, que melhoram as propriedades mecânicas através do refinamento de grãos (RAINFORTH. M. W; PALMIERE, E. J; GONG, E. J. 2015).

Segundo Xu (2012), a formação de precipitado em aço microligado – AML é um exemplo importante para demonstrar a influência da precipitação na resistência, ductilidade, tenacidade e soldabilidade de ligas metálicas. Em geral, a ductilidade do aço a temperaturas elevadas é excelente. No entanto, existem pelo menos três regiões distintas de temperatura onde a ductilidade cai notavelmente. Perto da temperatura de 900 °C, a baixa ductilidade está associada à precipitação de carbetos e nitretos de nióbio nos contornos de grão da austenita e ao correspondente deslizamento dos contornos de grão. Fraturas de baixa ductilidade são sempre intergranulares ao longo dos limites dos grãos da austenita. Devido à baixa temperatura envolvida, a baixa ductilidade abaixo de 900 °C influencia apenas a formação de trincas superficiais.

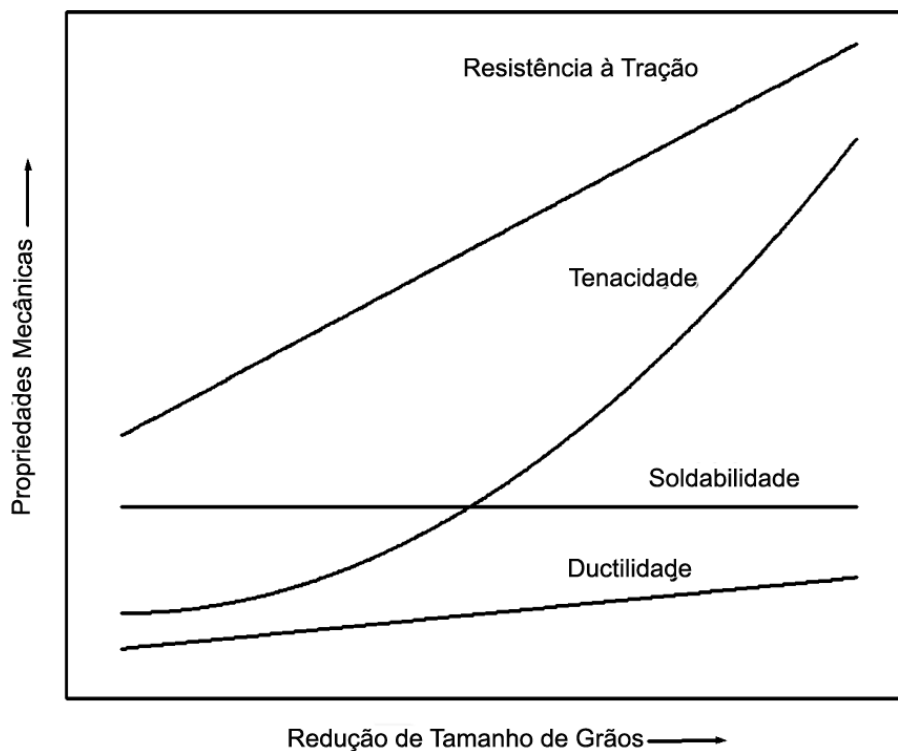
A superfície das fraturas resultantes durante essa faixa de temperatura é sempre caracterizada por falhas intergranulares e frequentemente associadas

à formação de vazios ao redor de precipitados finos. Os fatores que influenciam diretamente a ductilidade a quente incluem a formação de precipitados, o tamanho do grão e a taxa de deformação (XU, 2012).

4.5 Refinamento de Grãos Através da adição de MLs

O refinamento de grãos é um efeito dos MLs nos aços pois ao mesmo tempo que eles incrementam a resistência mecânica dos aços, eles não afetam sua soldabilidade e ductilidade. Isso ocorre devido ao controle da microestrutura e tamanho dos contornos de grão. O refinamento de grãos pode ser alcançado por três tipos de fenômenos de precipitação: Fixação de partículas; arraste de solutos e precipitação por deformação (SKOBIR, 2011). A Figura 11 demonstra qualitativamente o aumento de propriedades mecânicas em função do refino dos grãos do aço.

Figura 11 - Efeito do tamanho dos grãos de ferrita em suas propriedades mecânicas.



Fonte: Adaptado de Skobir (2011)

4.5.1 Inibição do crescimento de grão por fixação de partículas

Partículas pequenas tendem a reduzir o movimento de contornos de grãos exercendo um efeito de fixação, decorrente da presença intragranular destas partículas. Esse efeito é conhecido como fixação de partículas ou fixação de Zener (CUI, 2016).

O efeito de fixação de Zener ocorre com maior intensidade em grãos maiores, devido sua maior área de contato com precipitados, isso faz com que exista um comprimento de raio crítico para os grãos, onde seu crescimento é completamente inibido. Então para qualquer tamanho de grão, existe uma combinação de volume e tamanho de precipitados que irá suprimir seu crescimento (WU; JEPPSSON; MASON, 2022). Este fenômeno normalmente

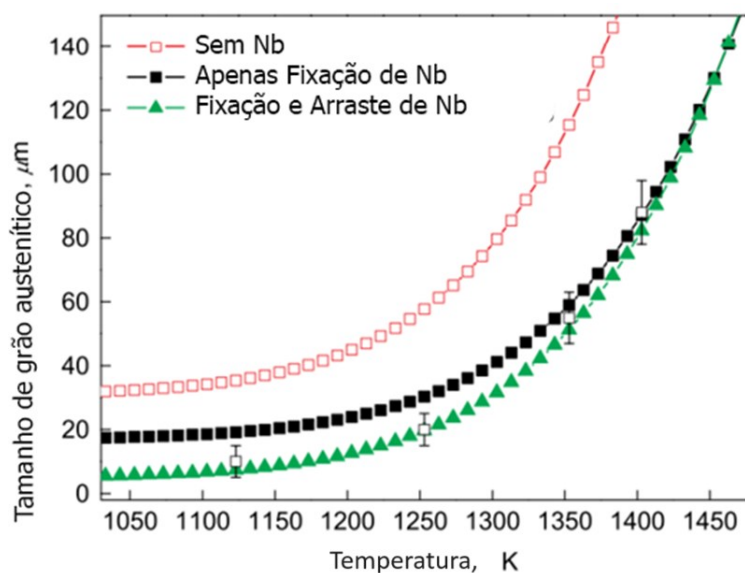
ocorre com os precipitados de nitreto de titânio - TiN e, em menor intensidade com nitreto e carbeto de nióbio - Nb(C,N) (FUJIYAMA; *et al*, 2017).

4.5.2 Inibição do crescimento de grãos por arraste de solutos

Átomos dissolvidos numa matriz Fe-C influenciam na energia por volume dos contornos de grão, no crescimento de grão isotérmico e na mobilidade dos contornos do grão. Em ligas, os elementos ligantes normalmente se concentram majoritariamente nos contornos do grão. Quando este se movimenta como resultado de uma força atuante, os solutos são arrastados na mesma direção, gerando uma resistência a esse movimento. Podemos então afirmar que cada soluto influencia no crescimento de grãos, sendo a intensidade dessa influência específica para cada átomo (XIAO, 2013).

Fu *et al.* (2010, *apud* CUI, 2016) realizou comparações com os modelos do efeito de Zener e o efeito de arraste de solutos a fim de identificar suas influências na recristalização e crescimento de grão de austenita em um AML com Nb, como demonstrado na Figura 12. É possível visualizar que ambos os fenômenos têm um importante papel no controle do tamanho de grãos de austenita. Normalmente este fenômeno ocorre principalmente com os precipitados de Nb(C, N), mas também ocorre com menor intensidade com nitreto de vanádio - VN (FUJIYAMA; *et al*, 2017).

Figura 12 - Efeitos do efeito de Zener e do Arraste de solutos em um aço no crescimento de grãos de austenita em um AML com Nb.



Fonte: Adaptado de Cui (2016)

4.5.3 Precipitação por Deformação

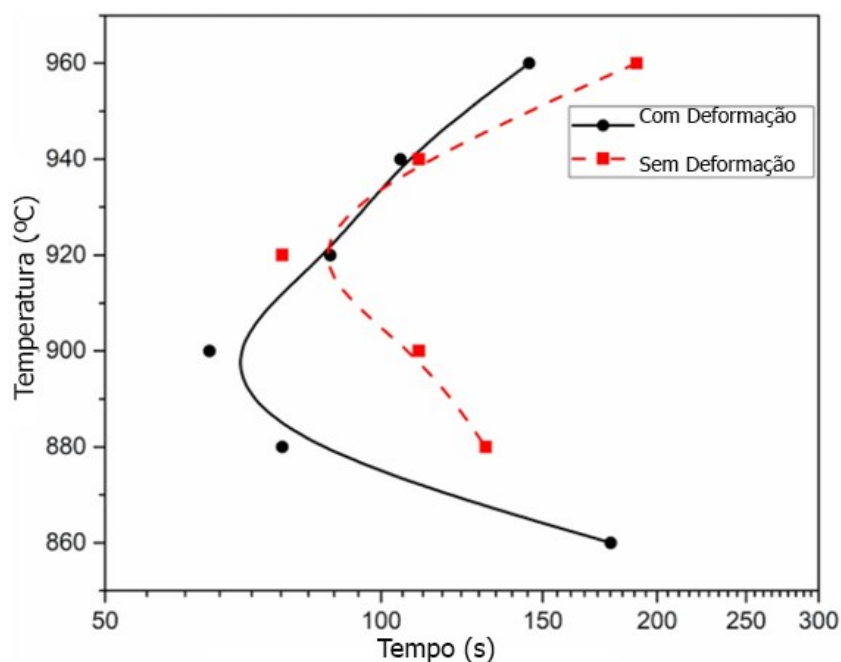
Foi descoberto que certos elementos de liga dissolvidos em matriz metálica Fe-C eram consumidos após uma deformação severa, e se converteram em precipitados. Esse fenômeno ficou conhecido como “Precipitação por Deformação”. Esse efeito pode ser atribuído devido a presença de deslocamentos e bandas de deformação, que são potentes sítios de nucleação, que acelera o processo de precipitação na estrutura deformada (PANDIT *et al.* 2005).

Considerando o efeito da conformação mecânica nas curvas TTP, é certo dizer que a deformação acelera a cinética de precipitação devido ao aumento na taxa de difusão e aumento de sítios de nucleação. Um ponto negativo deste fenômeno é o fato de que os precipitados formados devido à precipitação por tensão são instáveis, e têm uma grande tendência de consumir

os ligantes difundidos na matriz metálica, resultando no crescimento dos precipitados. Precipitados maiores podem resultar em propriedades mecânicas inferiores para o aço produzido (CHEN *et al.* 2020). Normalmente esse fenômeno tem uma maior ocorrência em precipitados de carbeto e nitreto de vanádio - V(C,N), porém também ocorre em menor intensidade com NbC e TiC (SKOBIR, 2011).

Esse fenômeno pode ser observado através de curvas TTP (tempo, temperatura e precipitação), onde materiais que sofreram uma forte deformação apresentam uma curva deslocada para a esquerda, implicando em uma menor temperatura e tempo para precipitação. Na Figura 13, é possível observar a diferença na cinética de precipitação resultante na deformação do aço através da curva TTP.

Figura 13 - Comparação de curvas TTP entre dois aços micro ligados, um com alta conformação e outro sem.



Fonte: Adaptado de Chen *et al.* (2020)

4.5.4 Efeito da Taxa de Resfriamento na Precipitação de Ligantes

Segundo Bu *et al.* (2015), a principal diferença no comportamento de precipitação em baixas (0,5 °C/s) e altas taxas de resfriamento (5°C/s) é a precipitação em nanoescala. No estudo conduzido pelos autores, precipitados formados em uma baixa taxa de resfriamento são maiores e menos dispersos que quando comparados com os precipitados formados em altas taxas de resfriamento. Isso pode ser explicado devido a baixas taxas de resfriamento permitirem que os precipitados cresçam.

4.6 Elementos de Liga

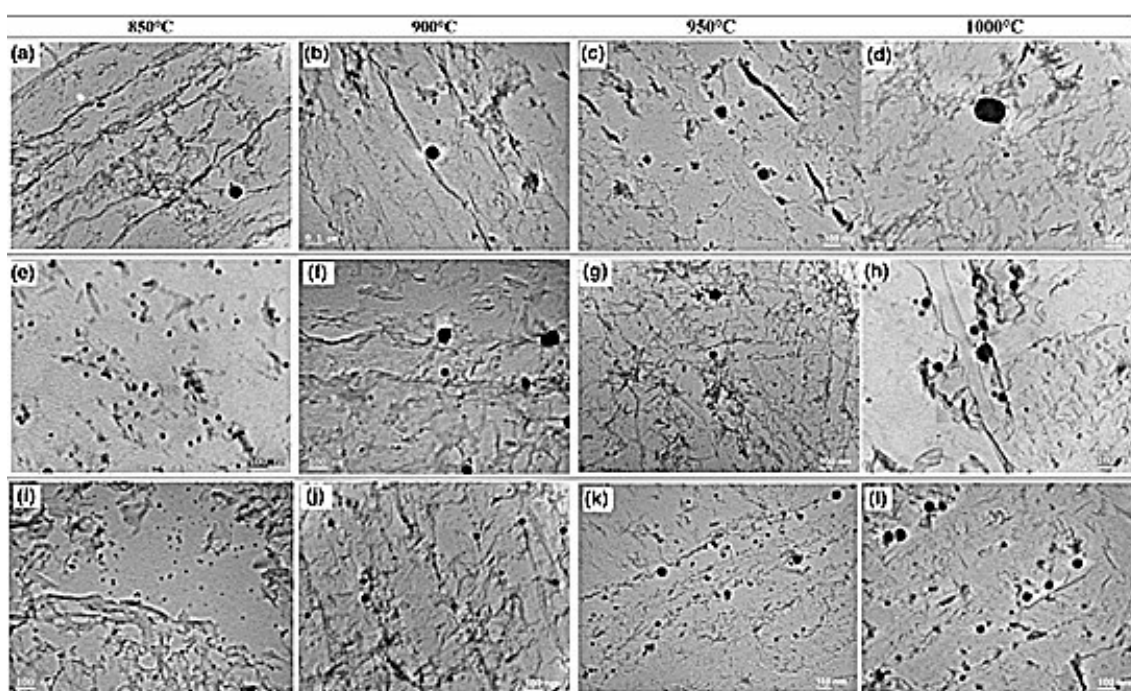
Aços microligados são aços HSLA que contêm pequenas adições de Nb, Ti e V, normalmente menores que 0,1% individualmente, além do baixo teor de carbono, entre 0.05 a 0.15%. Os elementos ML contribuem para o refinamento da microestrutura através da precipitação na austenita, proporcionando ser propriedades adicionais aos aços sem que ocorra perdas grandes em termos de ductilidade e tenacidade que a matriz de aço possuía inicialmente, através de alterações em sua microestrutura. A precipitação dos elementos na liga tem um comportamento complexo na estrutura do aço, e, seus efeitos irão depender dos processos térmicos e mecânicos atuantes sobre eles. A extensão das propriedades obtidas na liga vai depender fortemente de quais ligantes foram utilizados (CUI, 2016).

4.6.1 Nióbio - Nb

O Nb é o elemento ligante mais efetivo para suprimir a recristalização entre fases e é tipicamente utilizado em teores de 0,03 a 0,09%. Durante a

laminação em temperaturas abaixo de 1040°C, o Nb em solução consegue suprimir a recristalização devido ao arraste de solutos, ou pela precipitação gerada pela tensão da laminação nos planos de deformação (SEMIATIN, 2005). Durante os processos de tratamento térmico, o nióbio precipita como carbonetos ou nitretos finos. Esses precipitados podem ser observados na Figura 14.

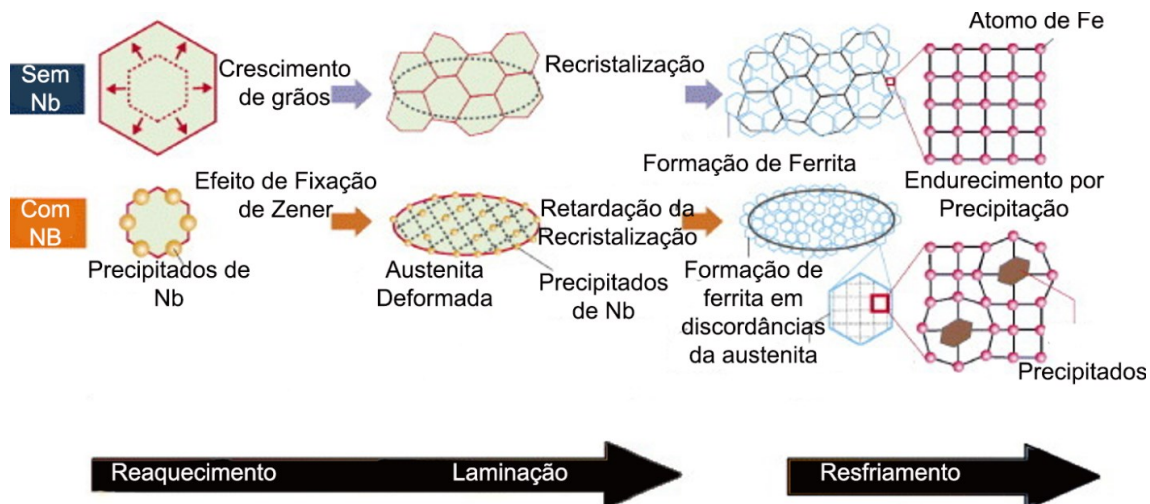
Figura 14 - Micrografia MET de precipitados de Nb(C,N) em uma estrutura austenítica. Todas as amostras foram conformadas com um $\epsilon = 0.40$, aquecidas por 20s e imediatamente temperadas em água.



Fonte: Adaptado de Palmiere, Patel e Rakshe (2022)

Esses precipitados são muito grandes para criar efeitos de endurecimento por precipitação, porém, eles previnem a recristalização dos grãos de austenita nos aços, resultando em um impedimento no crescimento dos grãos, gerando uma morfologia de grãos finos, que aumenta a tenacidade do aço. Além disso, o efeito de precipitação irá causar um aumento na dureza e resistência mecânica do aço, conforme representado na Figura 15 (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012).

Figura 15 - Precipitados de nióbio em cada estágio de TMCP e seu efeito no refinamento de grãos.



Fonte: Adaptado de Nishioka e Ichikawa (2012)

4.6.2 Vanádio - V

A adição de vanádio micro ligado, tipicamente em teores variando entre 0,04 e 0,15%, não resulta em grandes influências na supressão de recristalização de austenita ou controle no tamanho dos grãos, porém ele pode potencialmente gerar sítios de nucleação intergranular de F, que resultam em chapas com excelentes propriedades mecânicas através do processo de TMCP (JUN; *et al.* 2014).

Além disso, aços produzidos desta maneira apresentam boas propriedades mecânicas, mesmo nas zonas termicamente afetadas e na zona de fusão de cordões de solda. O uso do vanádio como microligante também resulta em uma alta homogeneidade da microestrutura, e conseqüentemente das propriedades mecânicas dos aços produzidos (JUN; *et al.* 2014).

4.6.3 Titânio - Ti

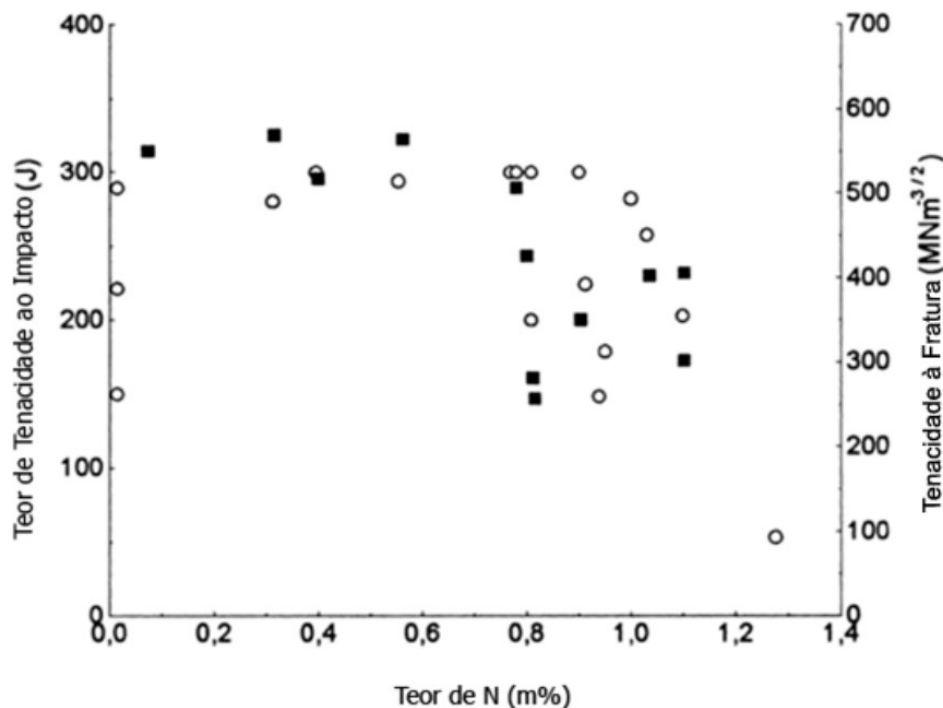
O titânio, tipicamente utilizado em concentrações de 0.01%, forma nitretos finos e estáveis em alta temperatura, podendo assim como o nióbio, impedir o crescimento de grãos e dar certo refinamento na morfologia da matriz, porém ele não resulta em um endurecimento por precipitação nessas faixas de concentração como um microligante (DINIZ; *et al*, 2019).

Nos aços microligados à base de Ti, os precipitados normalmente são formados por precipitação por deformação e por supersaturação na matriz ferrítica durante a transformação de fases austenita em ferrita. Durante a laminação controlada, o Ti dissolvido irá diminuir a temperatura de recristalização da austenita. Como resultado, os precipitados de TiC aumentam os sítios de nucleação e refinam a microestrutura. Teores de Ti podem resultar na precipitação de carbonetos de titânio, e inibir a recristalização e crescimento dos grãos de austenita ainda mais, porém, os precipitados formados são grandes e resultam na redução da tenacidade e resistência ao impacto do aço.

4.6.4 Nitrogênio - N

De acordo com Gavriiliuk e Berns (1999), o N é um elemento que dificilmente se encontra solubilizado na matriz Fe. A adição desse elemento pode ser prejudicial, e o aumento de sua concentração pode resultar numa fragilização do aço, reduzindo sua tenacidade. Porém, aços com alto teor de N podem ser fabricados com alta tenacidade. Porém para se alcançar um resultado positivo com a adição deste elemento, um controle estrutural via adição de ligantes estabilizadores (como Co e Cr) além de diferentes métodos de fabricação são necessários. O fenômeno de redução de tenacidade em função da adição de N pode ser observado quantitativamente na Figura 16.

Figura 16 - Relação entre teor de N com a Tenacidade do aço. Quadrados representam os teores de Tenacidade ao impacto, círculos representam os teores de Tenacidade à Fratura.



Fonte: Adaptado de Gavrilkiuk e Berns (1999)

4.7 Aplicações de Aços HSLA Obtidos Via TMCP

O processo de TMCP é utilizado principalmente para a fabricação de aços HSLA (Alta resistência, baixa quantidade de ligantes). Devido ao seu menor custo e alta resistência, chapas fabricadas por TMCP podem ser utilizadas em tubulações para gás de alta pressão e tubulação para estações hidroelétricas, assim podendo fabricar estruturas resistentes sem a necessidade do aumento da espessura das paredes da tubulação, além de que o baixo teor de elementos ligantes também facilita a soldagem da estrutura (ROCCISANO, 2021). Como esse processo pode ser utilizado para a obtenção de aços resistentes à corrosão em ambiente marítimo, eles são também utilizados para a construção de estruturas em mar aberto e embarcações (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012). Também pode ser utilizado para a fabricação de tanques criogênicos, onde são

necessários tenacidade em baixa temperatura, tanto no corpo quanto nas juntas de solda, sendo essas propriedades que podem ser alcançadas pelo processo de TMCP.

O aumento nas propriedades mecânicas gerado pelo processo de TMCP sem o uso de elevados teores de elementos ligantes resulta na redução de custos para a manufatura dos aços. Devido a facilidade de processamento de arames de Nb ML, o custo operacional foi reduzido em 15%. A eliminação de tratamento térmico após o processamento resultou em uma redução de 7% no custo de maquinário pesado. A substituição de aços microligados com NbVMo resultou em uma redução de 15% de aço usado em estruturas, e molas 15% mais leves apresentaram uma resistência a fadiga 27% maior. (CUI, 2016).

5 METODOLOGIA

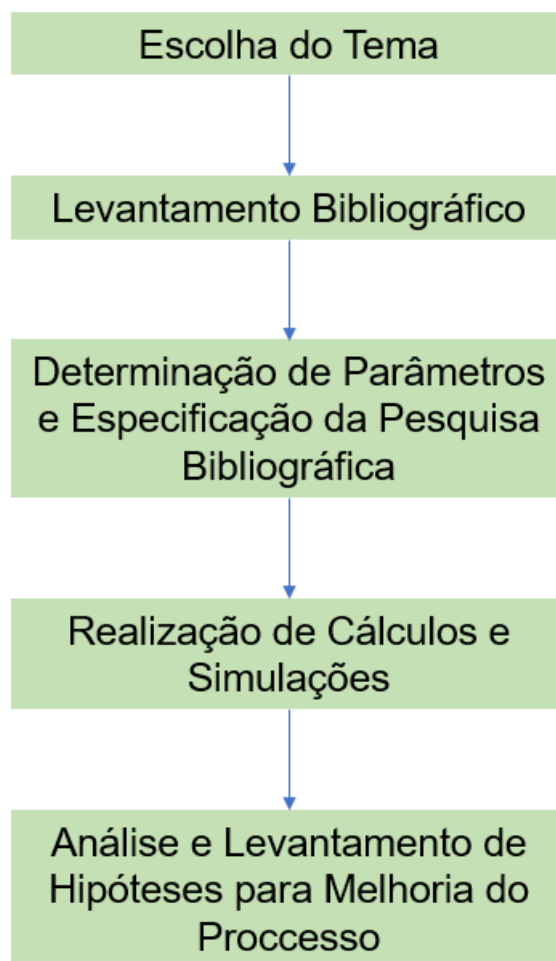
Neste trabalho, optou-se como estratégia metodológica, conduzir uma análise empírica sobre o TMCP através de pesquisas bibliográficas, com finalidade de definir os principais parâmetros e características do processo. Para isso, buscou-se também dados experimentais recentes sobre o assunto no portal Science Direct, e em outros sites acadêmicos.

Após a compilação de dados bibliográficos, os parâmetros fundamentais para o processo foram definidos e estudados a fim de entender possível modificação para o TMCP atualmente empregado. Para o estudo e análise desses parâmetros, fórmulas abordadas no referencial teórico foram empregadas, assim como foram aplicados testes empíricos através do simulador termodinâmico JmatPro 7.0, um programa que pode calcular um grande gama de propriedades para ligas metálicas, assim como curvas TTP, CCT e TTT, que tem grande importância no entendimento de processos de tratamento térmico.

Os resultados dos testes realizados foram compilados com auxílio do programa de análise de dados e construção gráfica, OriginPro 8.5. Hipóteses sobre o processo foram levantadas e um TMCP visando obter as melhores propriedades possíveis foi idealizado.

Na Figura 17 é apresentada o fluxograma com as etapas seguidas para a realização desse trabalho.

Figura 17 – Metodologia Aplicada nesta Dissertação



Fonte: Autoria Própria

Obs.: Neste trabalho todos os percentuais dos elementos de liga (microligantes e ligantes) estão em percentual em massa.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

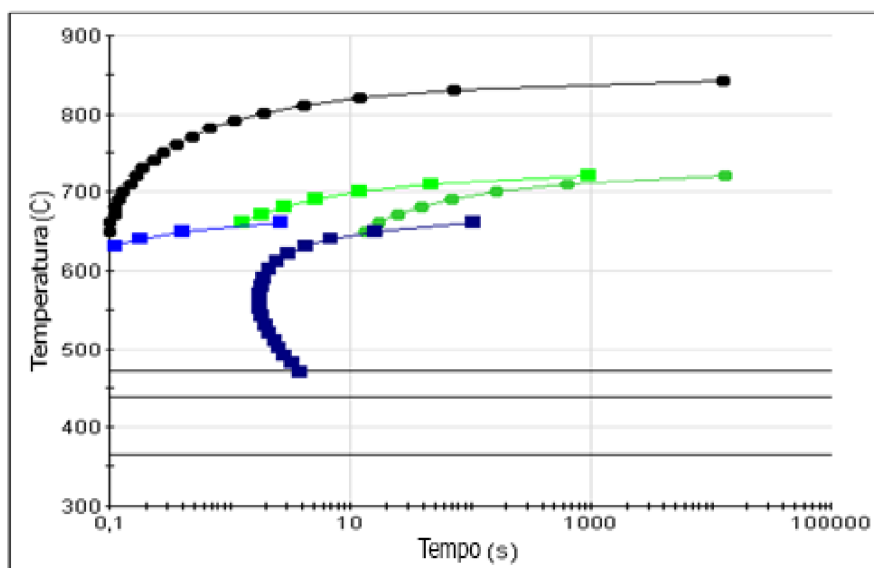
6.1 Avaliação dos Parâmetros de Temperatura no Processamento via TMCP

Um dos fatores que afetam o processo é a temperatura de reaquecimento, quanto maior a temperatura utilizada, maior é a taxa de deformação possível, influenciando sua velocidade. Porém, um fator que dita a temperatura para a fabricação de HSLA, é a temperatura de recristalização. Para fabricar um HSLA, é necessário obter um refino da estrutura cristalina do aço, e esse refino é obtido evitando a recristalização, mantendo as discordâncias na fase austenítica visando o aumento da quantidade dos sítios de nucleação de ferrita, e conseqüentemente, evitando o crescimento dos grãos. Tem-se então dois limitantes absolutos para a quantidade de calor aplicada no processo, sendo a temperatura de recristalização o limitante superior, e a temperatura de austenitização o limitante inferior.

Para se obter então um processo com um custo energético menor, seria necessário utilizar uma composição de MLs, onde a temperatura de austenitização é a menor possível. Utilizando o auxílio do programa de simulação térmica JMatPro 7.0, é possível plotar curvas TTT para observar valores referentes às transformações de fase de aços microligados com Nb, Ti e V. Considerando que para aços HSLA, a composição mais comum utilizada na indústria é de 0.1 - 0.2% de C e de no máximo 0.1% para elementos de liga como o Nb, Ti e V, foi utilizado um aço de 0.15% de C e 0.1% dos demais ligantes para as simulações. Os resultados podem ser observados nas Figuras 18 a 21.

Figura 18 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% de Ti

TTT - TI ML

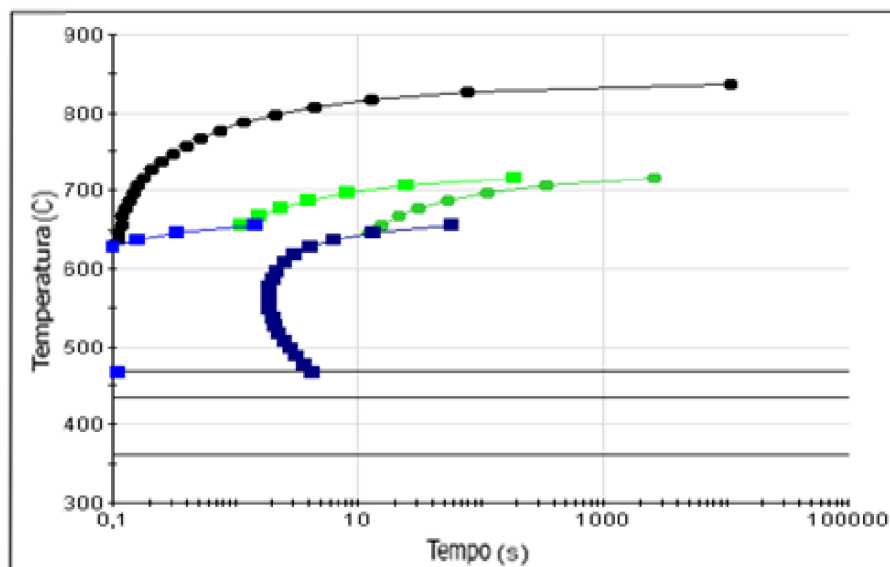


Tamanho de Grão : 9 ASTM
Austenitização : 893.57 C

Fonte: Aatoria Própria

Figura 19 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% NB de Ti

TTT - NB ML

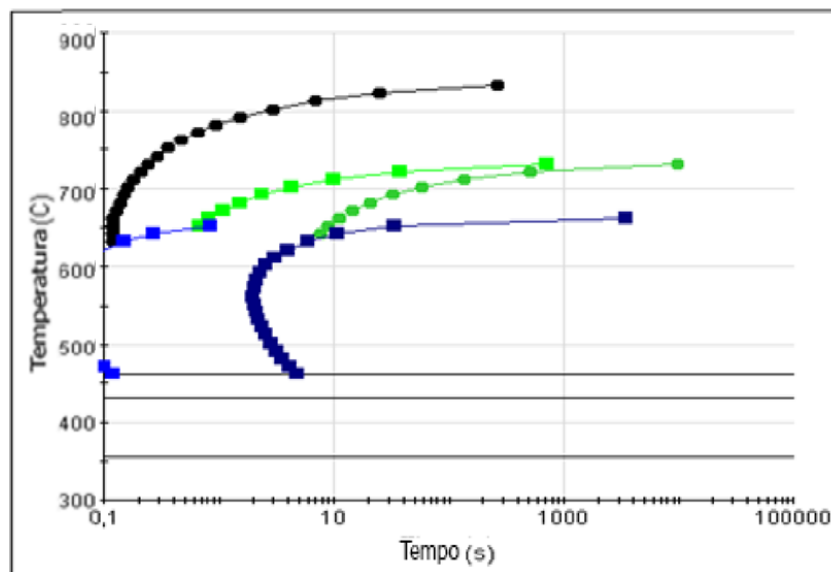


Tamanho de Grão : 9 ASTM
Austenitização : 893.57 C

Fonte: Aatoria Própria

Figura 20 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% de Ti

TTT ML V

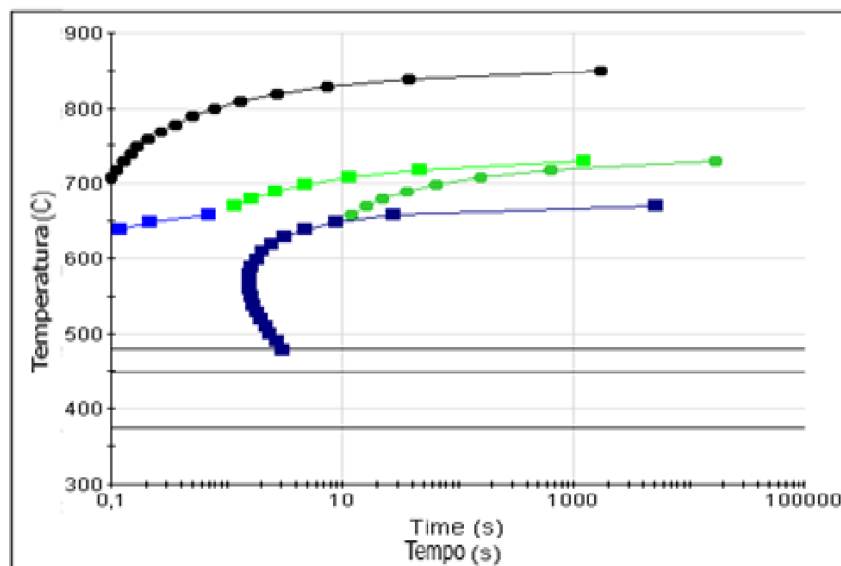


Tamanho de Grão : 9 ASTM
Austenitização : 893.57 C

Fonte: Autoria própria

Figura 21 - TTT de um aço com um teor de 0.15% de C e 0.1% de Nb, Ti & V

TTT ML NB TI V



Tamanho de Grão : 9 ASTM
Austenitização : 893.57 C

Fonte: Autoria Própria

Os resultados obtidos pelo programa JmatPro são empíricos, e não devem ser considerados como absolutos, porém analisando os resultados gráficos obtidos, pode-se concluir que a adição de MLs não tem uma grande influência quanto a temperatura de austenitização, sendo essa influência majoritariamente pela quantidade de carbono existente no aço, como demonstrado no diagrama de fases da Figura 3. Isso vai de encontro com as informações encontradas no referencial teórico, visto que não foi encontrado nenhum artigo com menções desse efeito. Porém, vale ressaltar que mesmo que os elementos de liga não tenham tido uma influência significativa na temperatura de austenitização, eles foram capazes de mudar os dados sobre as temperaturas obtidas pelo programa, sendo que o Nb como ML obteve a menor temperatura (889,7 °C) e o aço com os três ML obteve a maior temperatura (903,7 °C).

Considerando os valores de temperatura de austenitização obtidos nessa análise inicial, para a redução de custos via a utilização de uma temperatura menor no processo, inicialmente o uso do Nb como ML seria a melhor alternativa, embora a diferença de temperatura entre os demais ML não seja muito significativa.

Analisando o limite superior do processo, podemos utilizar a equação 1 proposta por *Boratto, et al. (1999 apud CUI, 2016)* para analisar a temperatura de recristalização, em específico a T5%, para definir os limites de temperatura do processo em função dos ML aplicados. Considerando aços com as mesmas condições de composição do estudado para a determinação da temperatura de austenitização, podemos obter os seguintes valores de T5%:

Limite Superior para um AML com 0,1% de Nb e 0,15% C

$$T(5\%MLNb)=887+464\cdot C+(6445\cdot Nb-644\cdot\sqrt{Nb})$$

$$T(5\%MLNb)=887+464\cdot 0.15+(6445\cdot 0.1-644\cdot\sqrt{0.1})$$

$$T(5\%MLNb)= 887+69.6+440.8$$

$$T(5\%MLNb)=1397.4 \text{ °C}$$

Limite Superior para um AML com 0,1% de Ti e 0,15% C

$$T(5\%MLTi)=887+464*C+890*Ti$$

$$T(5\%MLTi) = 887+69.6+89$$

$$T(5\%MLTi) = 1045.6 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Limite Superior para um AML com 0,1% de V e 0,15% C

$$T(5\%MLV)=887+464*C+ (737*V-230*\sqrt{V})$$

$$T(5\%MLV)=887+464*0.15+ (737*0.1-230*\sqrt{0.1})$$

$$T(5\%MLV)=887+69.6+ (0.96)$$

$$T(5\%MLV)=957.6 \text{ } ^\circ\text{C}$$

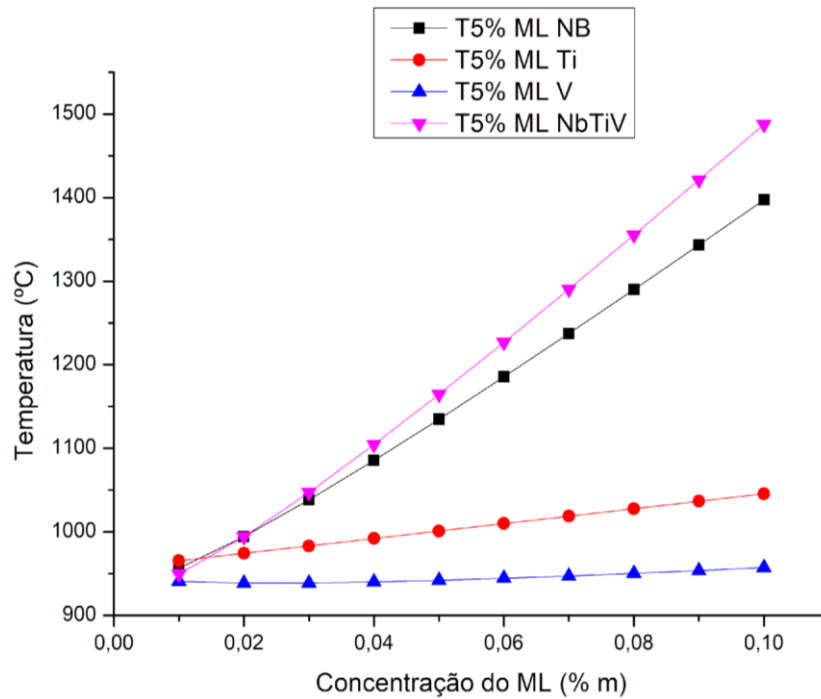
Limite Superior para um AML com 0,1% de Nb, Ti & V e 0,15% C

$$T(5\%MLNbTiV)=887+464*C+(6445*Nb-644*\sqrt{Nb})+ (737*V-230*\sqrt{V})+890*Ti$$

$$T(5\%MLNbTiV)=887+69.6+440.8 + 0.96 +89$$

$$T(5\%MLNbTiV)=1487.4 \text{ } ^\circ\text{C}$$

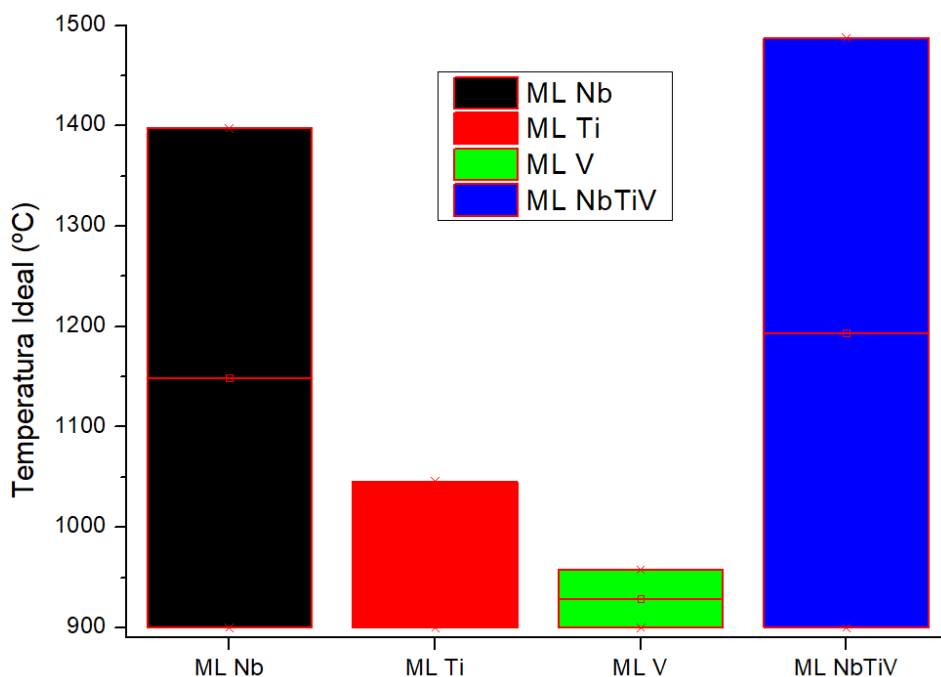
Os resultados encontrados utilizando a metodologia de Boratto *et al.* (1999 *apud* CUI, 2016) se aproximam do comportamento observado na Figura 8, embora os valores sejam diferentes. A diferença é tanto atribuída devido à composição diferente do material aplicado e pela desconsideração da deformação exercida sobre o aço, visto que isto resultaria em uma precipitação dinâmica dos MLs que poderia influenciar na T5%. Para entender melhor a influência da temperatura, é possível utilizar o programa OriginPro 7.5 para traçar curvas de concentração de ligantes em função da T5% do aço podem ser traçadas em função da equação desenvolvida por Boratto. O resultado pode ser averiguado na Figura 22.

Figura 22 - Curva Temperatura T5% x Concentração de ML

Fonte: Aatoria Própria

Compilando os dados empíricos encontrados para os limites de trabalho inferiores e superiores com auxílio do programa OriginPro 7.5, é possível plotar um gráfico, representado na Figura 23 sobre a região efetiva de trabalho para as composições estudadas.

Figura 23 - Representação Gráfica das temperaturas de processamentos via TMCP ideais para determinados MLs



Fonte: Autoria Própria

Na análise dos resultados gráficos obtidos, pode-se observar uma grande diferença significativa entre as zonas de trabalho ideais em composições de diferentes MLs. Como idealmente, para se obter as melhores propriedades via o processo de TMCP deve-se trabalhar entre a região de austenitização e T5%. MLs como V, que não influenciam significativamente na temperatura de recristalização tornaram o processo mais restritivo em função no maior controle necessário para que a estreita faixa de temperatura ideal seja mantida. Considerando que um controle de temperatura maior equivale a um custo de produção maior, o Nb apresentou-se novamente como um elemento interessante para o TMCP, devia a facilitação do controle térmico durante o processo.

É importante ressaltar que uma T5% elevada não significa necessariamente uma condição ideal para o TMCP. Um dos problemas que pode ocorrer durante a laminação grossa do processo de TMCP é a aparição de defeitos superficiais. Como o processo ideal não passa pela temperatura de recristalização, os defeitos já existentes no aço são carregados durante todo o

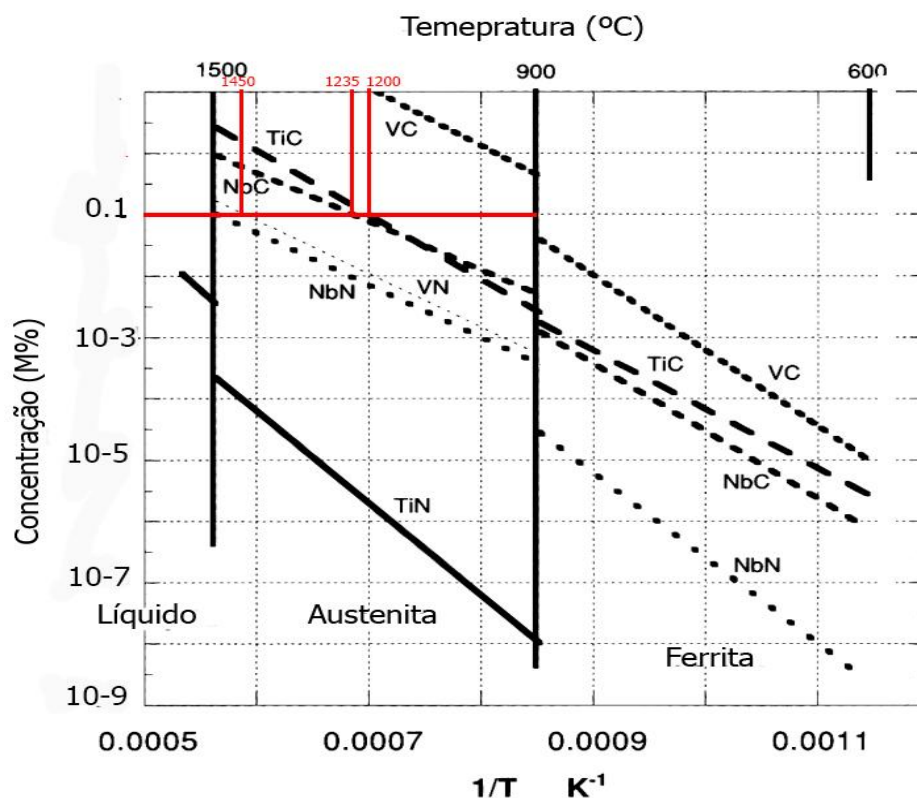
processo. Defeitos na microestrutura têm grande influência do refino de grão e formação de sítios de ferrita, porém, existe um certo limite em que eles resultam em apenas propriedades positivas. Caso a concentração de defeitos seja muito elevada, trincas e outros defeitos superficiais podem aparecer no aço processado por TMCP, e comprometer o produto. Nesse sentido, o uso de um ML como o Ti pode ser interessante, visto que ele influencia temperatura de recristalização, porém ela não é tão elevada como a do Nb, porém nem tão baixa como a do V, resultando em uma temperatura de trabalho ideal não muito estreita. A temperatura de recristalização menor também é vantajosa em casos em que a recristalização precisa ser feita antes do início do processo, visando a remoção da microestrutura inicial da matéria prima e solubilização de precipitados já existentes antes do TMCP.

Observando o ciclo térmico de um processo de TMCP apresentado por Jia *et al.* (2021) na Figura 9, podemos observar que, embora seu estudo tenha sido voltado para um processo utilizando Nb, a região de laminação empregada se encaixaria perfeitamente nas zonas de trabalho empíricas encontradas para o Ti. Além disso, o tempo de homogeneização de temperatura empregado iria remover parcialmente os defeitos internos, minimizando a ocorrência de defeitos superficiais.

6.2 Avaliação dos Parâmetros de Precipitação Durante o TMCP

Um dos principais fatores que influenciam no refino dos grãos durante o TMCP é a precipitação resultante durante o processo. Idealmente, um dos objetivos do processo é gerar uma precipitação durante a fase austenítica, visando o controle no tamanho de grãos devido a efeitos de arraste e fixação de solutos. A Figura 24, gerada por Lagneborg *et al.* (2014), demonstra os resultados de precipitação em relação à temperatura em relação a concentração de alguns ML, e pode ser utilizada para uma avaliação deste fenômeno.

Figura 24 - Gráfico da solubilização de MLs em função da concentração x temperatura



Fonte: Adaptado de Lagneborg *et al* (2014)

As retas plotadas no gráfico obtido pelo autor mostram os limites de temperatura onde 100% do ML se solubiliza na matriz do Fe, implicando que quanto menor a concentração do ML, menor será a temperatura necessário para solubilizá-lo, ou seja, a área acima da reta indica a presença de precipitados, e a região abaixo da reta representa que todo o ML está solubilizado.

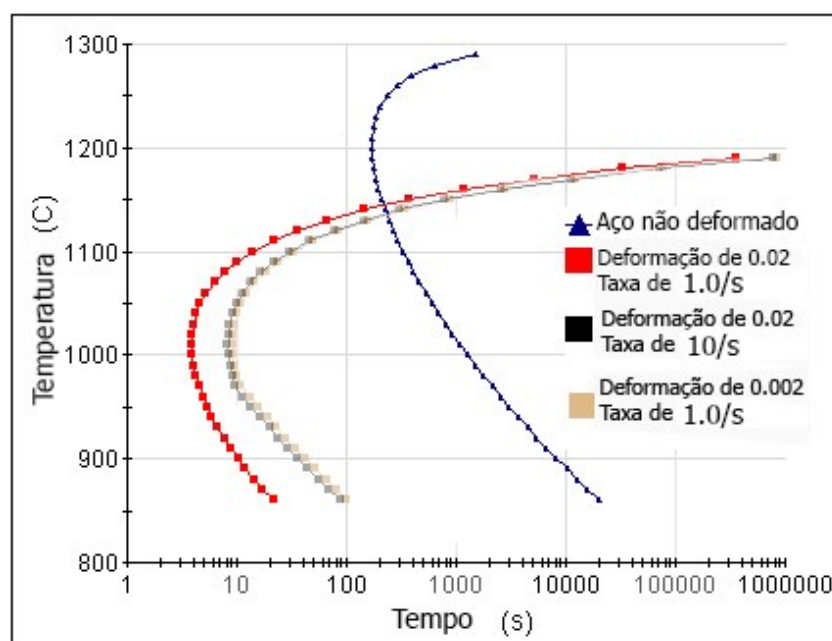
Na análise de concentração de interesse de 0,1%, pôde-se observar que o VC não consegue ser precipitado na concentração de adição normal para os MLs, apresentando uma solubilidade alta para a fase austenítica. Em uma concentração de 0,01%, o nióbio precipita e forma NbN e NbC em temperaturas relativamente altas quando comparado com os outros MLs, sendo as temperaturas em torno de 1500°C e 1450°C respectivamente. Após o Nb, o TiC e o VN precipitam em temperaturas próximas, em volta de 1200 °C. Por fim, o

TiN apresenta precipitados bastante estáveis, visto que eles só solubilizam em altas concentrações e temperaturas.

Analisando a figura 24 em função das temperaturas de trabalho, é possível observar que, com exceção do VC, todos os carbonetos e nitretos apresentam precipitados na região de trabalho de seu respectivo ML. Vale ressaltar que a curva representa a temperatura onde 100% dos elementos serão solubilizados, então mesmo que o soluto esteja representado acima da curva, uma parte dele poderá ser encontrada dissolvida na matriz Fe. A maioria dos carbonetos e nitretos será solubilizada após o aço alcançar a fase ferrita.

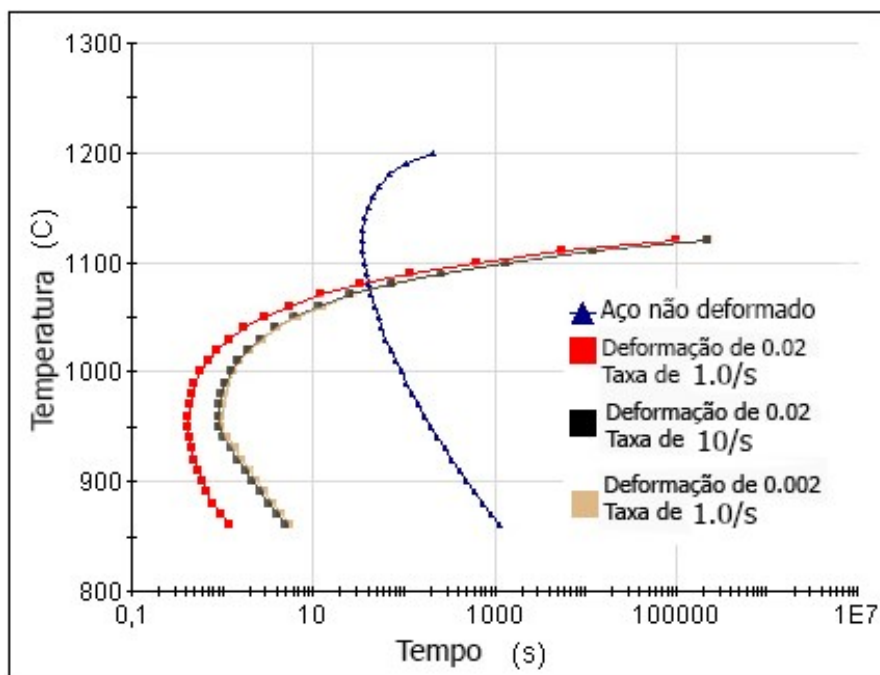
A Figura 24 possibilita identificar o comportamento de precipitação geral dos MLs, porém nela não é considerado o efeito da precipitação por deformação, para analisar esse fenômeno, curvas TTP serão necessárias. Utilizando o software JmatPro 7.0, foi possível traçar curvas TTP representadas nas figuras 25 a 28 simuladas para cada ML em função da temperatura e taxa de deformação.

Figura 25 - Curva TTP de um Aço com 0.15% C, 0.05% N e 0.1% Nb



Fonte: Aatoria Própria

Figura 26: Curva TTP de um Aço com 0.15% C, 0.05% N e 0.1% Ti

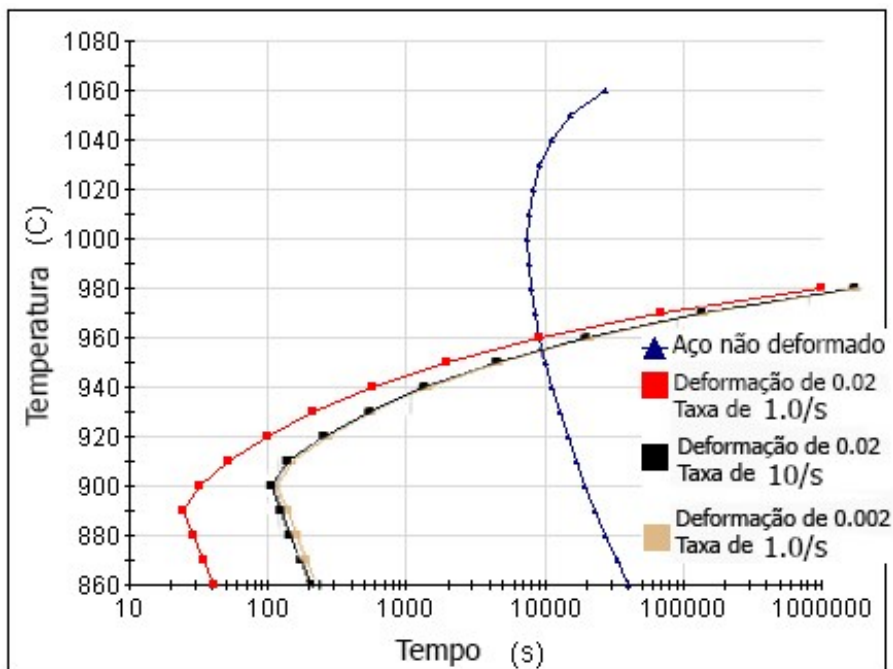


Fonte: Autorial Própria

Analisando as Figuras 25 e 26 geradas para o Nb e Ti, foi possível observar que, apesar do Nb apresentar um início de precipitação em temperaturas mais elevadas, o Ti apresenta uma precipitação mais rápida que a do Nb, que pode ser correlacionado com o fato do TiN ser altamente estável na forma de precipitados, como visto na Figura 26. Durante o processo, essa característica de precipitação acelerada do Ti pode resultar em um aço com uma morfologia mais homogênea e controlada devido a menor probabilidade do ligante se manter solubilizado durante a etapa de laminação.

Durante a confecção das curvas, o V apresentou certas peculiaridades, utilizando a composição padrão de 0,15% C e 0,1% de V utilizada nas análises anteriores, a liga não apresentou precipitação de V, adicionando uma certa concentração de N, foi possível começar a observar precipitados de V. Isso pode ser correlacionado com a alta solubilidade do VC na matriz austenítica analisada na Figura 23, sendo possível apenas a formação de precipitados de VN que não possuem uma cinética muito elevada de acordo com a Figura 27.

Figura 27 - Curva TTP de um Aço com 0.15% C, 0.05% N e 0.1% V



Fonte: Autoria Própria

De acordo com Gavriľiuk e Berns (1999), N é um elemento prejudicial caso não sejam adicionados elementos como manganês e molibdênio para o controle da precipitação de nitrogênio. Por esse motivo, o N deve ser controlado em até 0,05% em aços que não visam sua utilização. Por esse motivo, foi decidido utilizar esta concentração de N para esta análise.

Em todas as curvas TTP, o aumento da taxa de deformação não apresentou uma grande influência na cinética de precipitação, embora tenha afetado ela positivamente para todos os MLs. A deformação aparenta ser a característica principal na definição da efetividade na precipitação por deformação, aumentando a velocidade com que a precipitação ocorre em 10000 s para 100 s, uma redução de 100 vezes na velocidade de precipitação quando comparado uma deformação de 0,02 e 0,2 respectivamente.

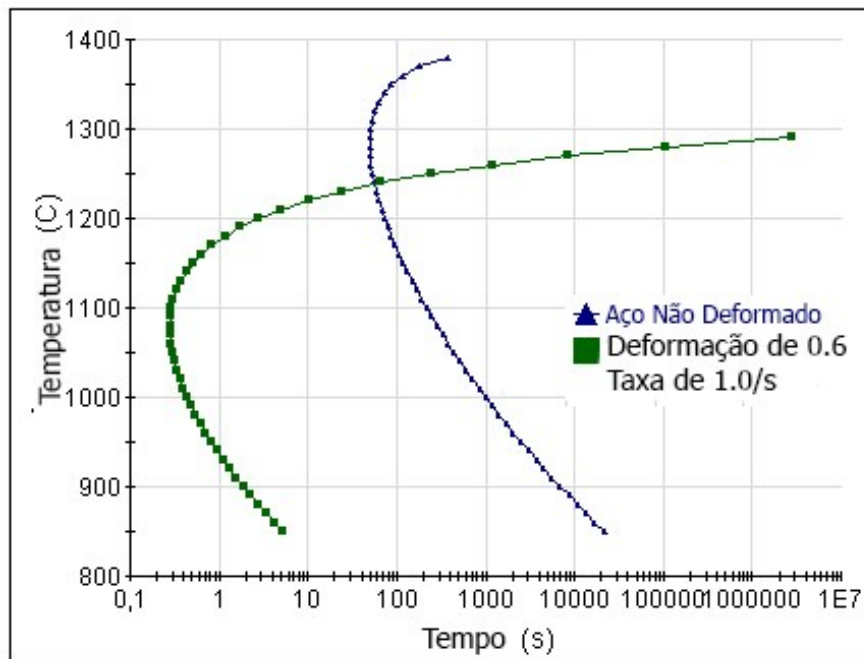
A concentração dos elementos como C e N que irão formar precipitados com os MLs também afetam a cinética de precipitação, sendo que em uma concentração maior, a formação de precipitados é mais favorável. O ideal para aços HSLA é uma concentração baixa de C, então o elemento ideal para aumentar a concentração a fim de aumentar a cinética de precipitação é o N. Como em condições de processamento e composições normalmente utilizadas, o N é um elemento prejudicial para as propriedades do aço, a adição desse elemento em maiores concentração não seria viável.

Segundo Xiao (2013), para alcançar o menor tamanho de grãos de ferrita no produto, é necessária uma redução de 60% na espessura das chapas durante a laminação grossa para se obter a morfologia de ferrita mais fina possível. Aplicando a Equação 2, é possível determinar que o valor de deformação gerado em uma redução de 60% é de 0.6.

$$\text{Strain}=(L_0-L)/L_0 \rightarrow (L_0-L_0*(1-0.6))/L_0 \rightarrow L_0(1-0.4)/L_0=0.6$$

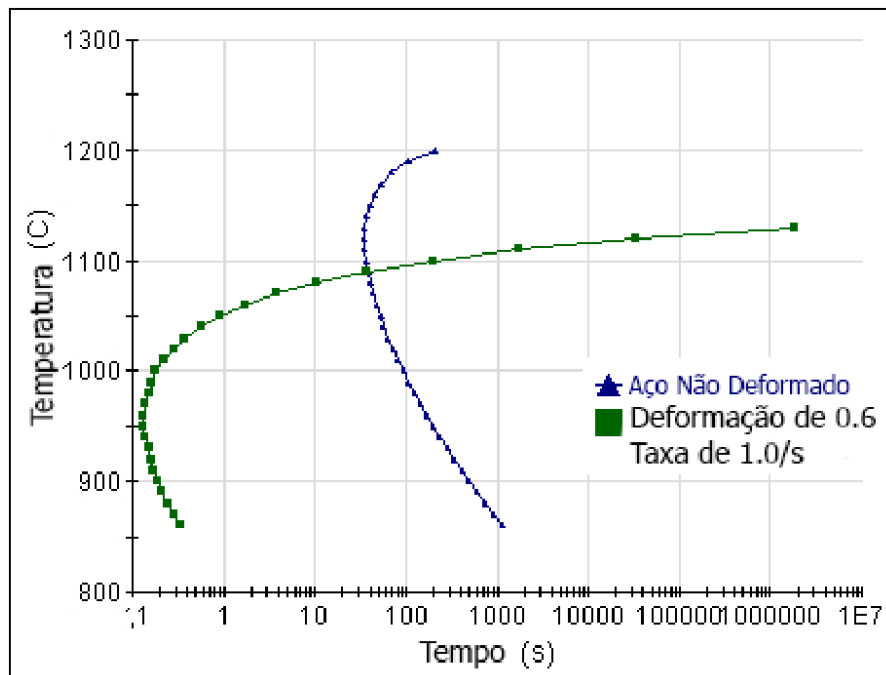
Com o novo valor de deformação, é possível plotar gráficos TTP novamente a fim de se analisar os fenômenos de deformação com os parâmetros mais próximos dos utilizados em um TMCP. As curvas estão representadas nas Figuras 28 a 30.

Figura 28 - Gráfico TTP 0.15C, 0.05N e 0.1 Nb, Deformação de 0.6



Fonte: Autoria Própria

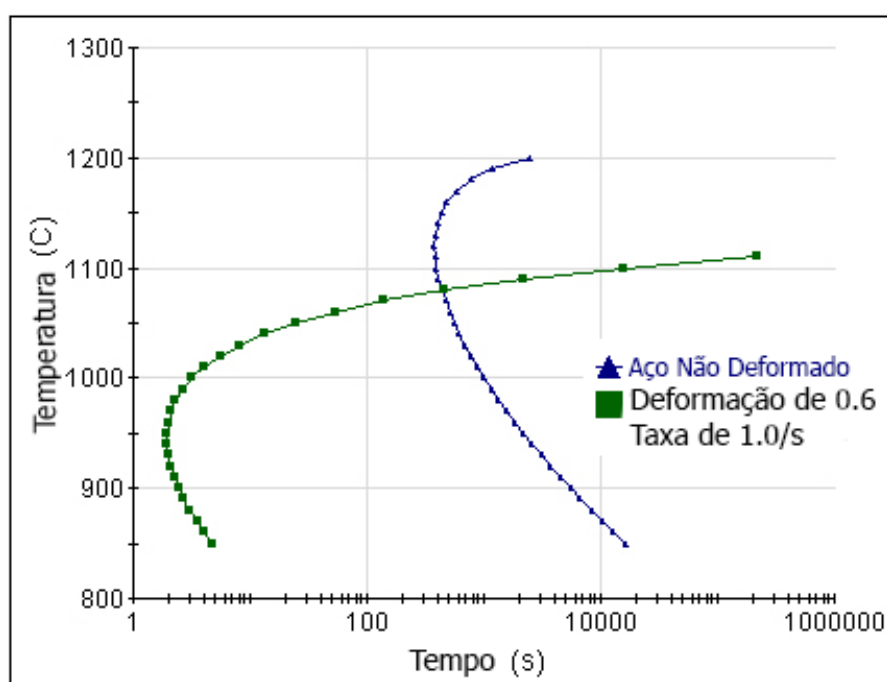
Figura 29 - Gráfico TTP 0.15C, 0.05N e 0.1Ti, Deformação de 0.6



Fonte: Autoria Própria

Nos parâmetros analisados neste trabalho, o V apresentou uma curva TTP bem similar aos outros elementos, porém com uma cinética mais lenta. Essa condição pode ser resultante do salto em deformação utilizado no processo, que acabou desestabilizando o componente que anteriormente possuía uma solubilidade elevada na fase austenítica. Nessa faixa de deformação, o Ti ainda apresentou a cinética de precipitação mais veloz dentre os ML analisados.

Figura 30 - Gráfico TTP 0.15C, 0.05N e 0.1V, Deformação de 0.6



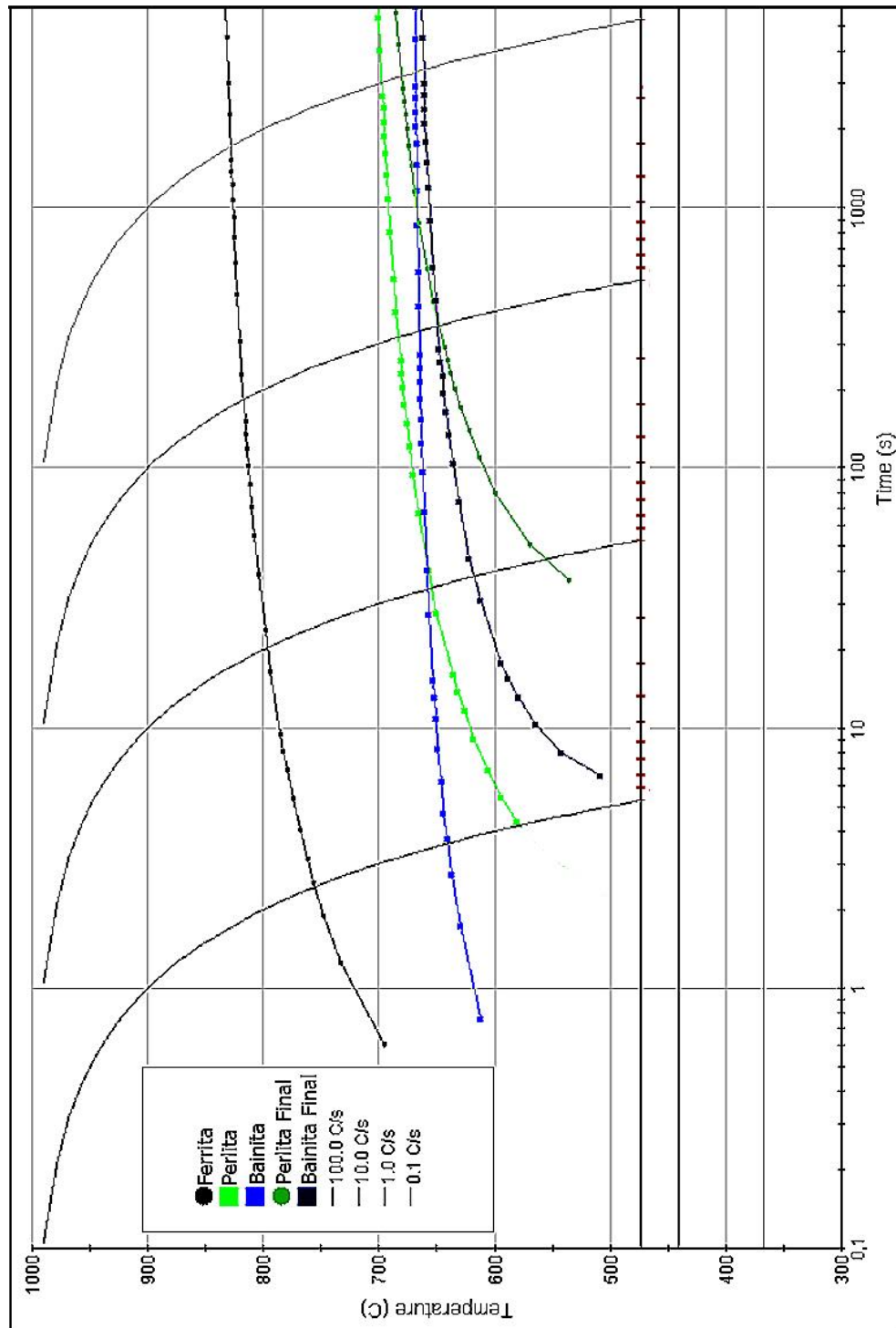
Fonte: Autoria Própria

6.3 Avaliação dos Parâmetros de Resfriamento no TMCP

Durante o processo de TMCP, a precipitação dos ML idealmente deve ocorrer durante a fase austenítica na etapa de laminação, porém, mesmo que o processo seja designado visando que isso ocorra, a maior parte dos MLs irá precipitar durante o resfriamento da chapa metálica abaixo da temperatura de austenitização. Como um resfriamento mais lento gera grãos de ferrita mais

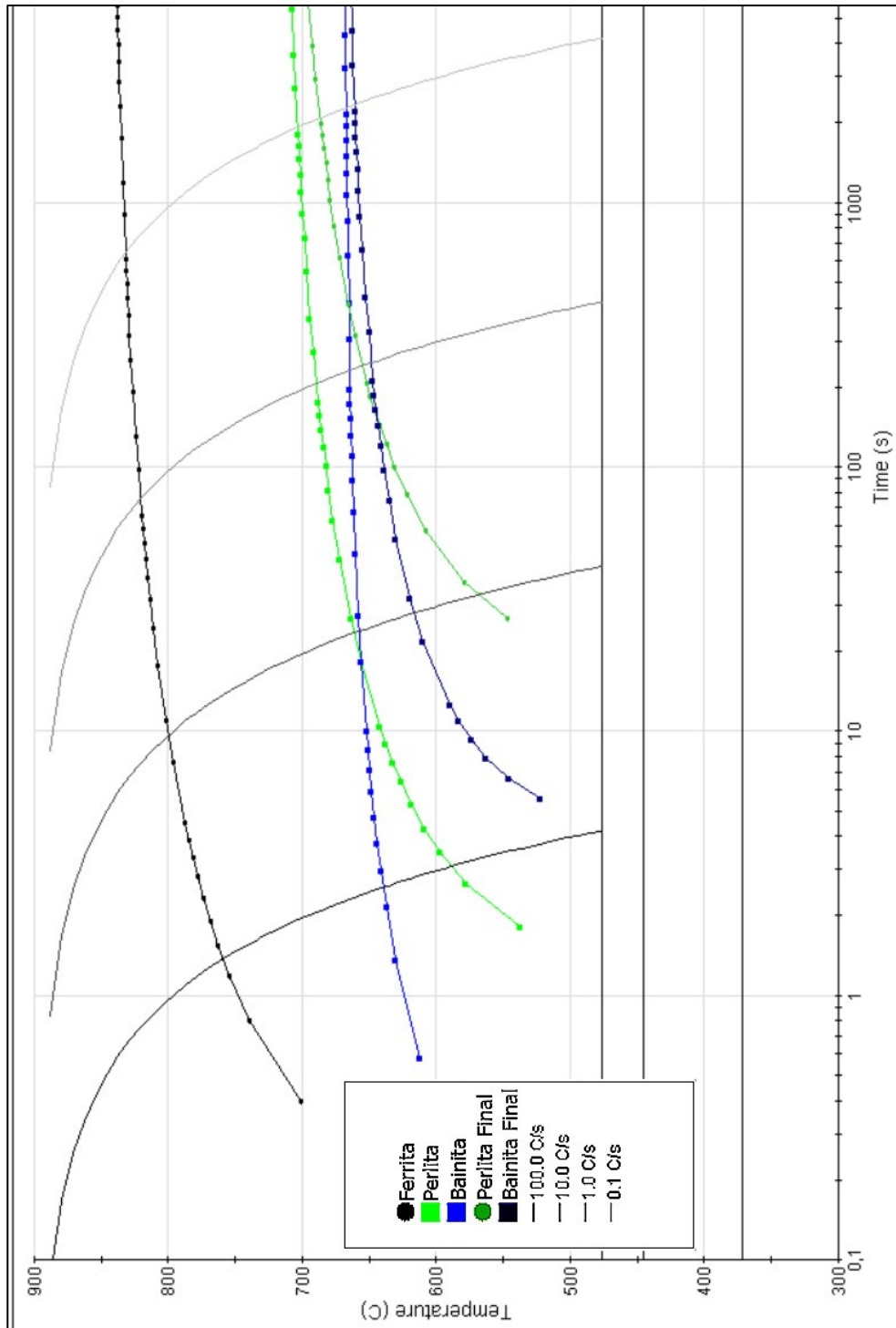
grosseiros, que são prejudiciais para as propriedades mecânicas do aço, uma temperatura de resfriamento alta deve ser aplicada para o refinamento da microestrutura do aço. Porém existe um certo limite para a temperatura de resfriamento no processo de TMCP já que a morfologia final visada é a da ferrita acicular. Para a determinação da taxa de resfriamento, é possível utilizar as curvas CCT calculadas nas Figuras 31, 32 e 33 para traçar um caminho de resfriamento para o TMCP.

Figura 31 - Curva CCT para um aço com 0.15C, 0.05N e 0.1Nb plotada através do JmatPro.



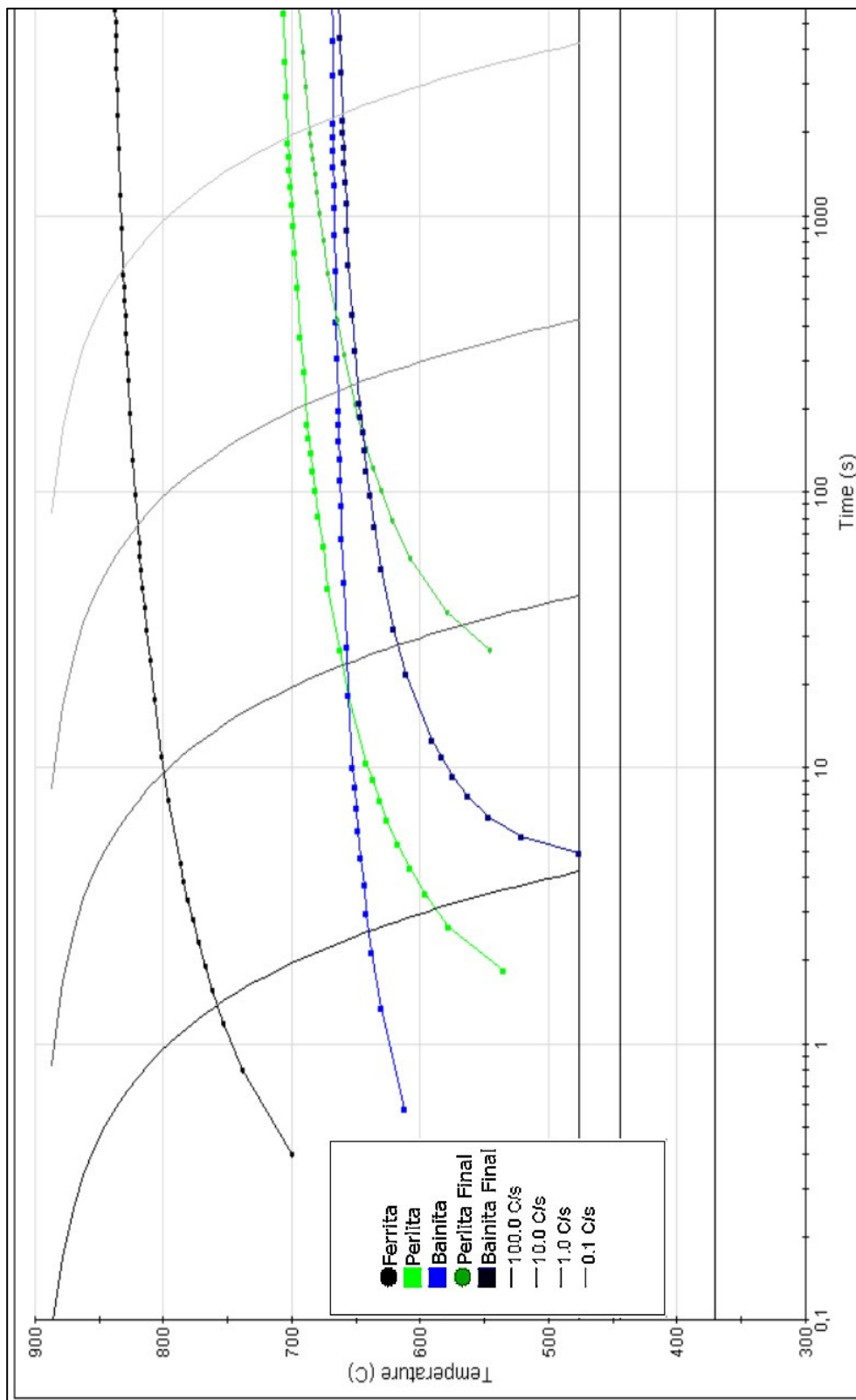
Fonte: Autoria Própria

Figura 32 - Curva CCT para um aço com 0.15C, 0.05N e 0.1Ti plotada através do JmatPro.



Fonte: Autoria Própria

Figura 33 - Curva CCT para um aço com 0.15C, 0.05N e 0.1V plotada através do JmatPro.



Fonte: Autoria Própria

Curvas CCT seguem o mesmo princípio das curvas TTT, e, similar a elas, a alteração da composição do ML nos aços utilizados não apresentou mudanças em seu comportamento. O componente principal formado em todas as faixas de resfriamento investigadas foi a ferrita. Taxas de resfriamento acima de 6 °C/s favorecem a formação de bainita e taxas menores que 6 °C/s favorecem a formação de perlita. Taxas de resfriamento acima de 10 °C/s favorecem a formação de bainita sobre a ferrita.

Manter a quantidade de ferrita a maior possível é um dos objetivos do tratamento térmico, taxas de resfriamento abaixo de 10 °C/s seria o ideal, porém a bainita é um componente que aumenta a dureza e reduz a ductilidade do aço, propriedades não desejáveis para a maioria da aplicação dos HSLA, por tanto, a taxa de resfriamento continua ideal pela curva analisada seria de 6°C/s.

O resfriamento contínuo não é o único método que pode ser empregado. Após a faixa de temperatura de 650°C, se inicia a formação de bainita, após essa etapa, é possível aplicar um resfriamento maior, restringindo o tamanho dos grãos e a transformação de bainita, refinando ainda mais a microestrutura do aço.

6.4 Investigação para um TMCP ideal

Nas discussões anteriores, os parâmetros principais que afetam a qualidade do TMCP foram discutidos. Conhecendo esses parâmetros, é possível definir o caminho mais efetivo para o processo., porém, também é preciso considerar as desvantagens do processo. Uma das desvantagens do TMCP é seu alto custo. Sendo este custo derivado do tempo de processamento, principalmente durante o tempo de permanência e resfriamento, além do custo energético envolvido no processo. Com o intuito de otimizar o processo em relação ao seu custo, é possível investigar melhorias quanto à composição de ligas utilizadas, e, ciclo térmico do TMCP.

Essas desvantagens podem ser parcialmente amenizadas utilizando o Ti como elemento ML. Segundo as análises sobre os fenômenos precipitação na curva 31, na concentração de 0.1%, o Ti apresenta a menor temperatura de solubilização de seus precipitados em comparação com Nb, além de apresentar a maior cinética de precipitação entre os ML analisados. Durante o processo de reaquecimento, é ideal que os precipitados sejam solubilizados o máximo possível na fase austenítica para que haja precipitação mais homogênea durante a laminação. Esse processo seria mais difícil para o Nb devido a maior estabilidade de seus precipitados.

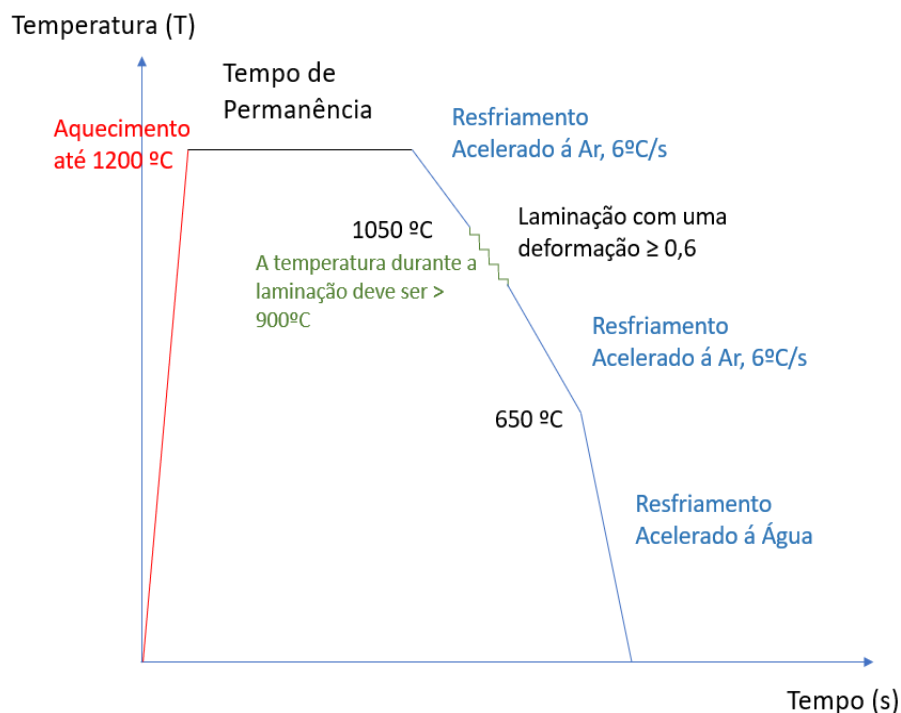
Considerando o Ti como ML, o processo ideal seria:

- Reaquecimento até uma temperatura de 1250°C, a fim de solubilizar completamente o TiC na fase austenítica. O período em que o metal necessitaria se manter aquecido é dependente das dimensões iniciais da chapa a ser laminada;
- Resfriar as chapas de maneira controlada até que elas alcancem a T5%, no caso da adição de 0,1% de Ti, essa temperatura seria de 1045°C. Um método de resfriamento acelerado via ar deve ser aplicado para a redução do tempo de espera para a laminação;
- Após alcançar a temperatura T5%, as chapas devem passar pelo processo de laminação. Com base nas análises nas curvas TTP, a taxa de deformação durante o processo não é muito relevante para o refino da estrutura, porém, ela deve ser alta o suficiente para garantir que as chapas não resfriem para uma temperatura inferior a temperatura de austenitização, por volta de 900°C. A deformação aplicada deve ser superior a 0.6;
- Assim que o processo de laminação for finalizado, as chapas devem voltar a ser resfriadas aceleradamente. Uma taxa de resfriamento por volta de 6°C/s deve ser alcançada para garantir um controle microestrutural de ferrita sem comprometer a ductilidade do material;

- Após alcançar temperaturas inferiores a 650°C, as chapas podem ser resfriadas mais rapidamente, utilizando métodos de resfriamento a água ou óleo;

O TMCP ideal para o uso de Ti a 0,1% está exemplificado na Figura 34.

Figura 34 - Processo de TMCP ideal para um aço com 0.15%C, 0.1%Ti



Fonte: Aatoria Própria

O processo ideal para o Nb e V seriam semelhantes, apenas mudando as faixas de temperaturas de trabalho. Para o Nb as chapas iriam precisar ser aquecidas até 1450°C para garantir a homogeneização dos precipitados na austenita e a temperatura na qual a laminação poderia ocorrer seria de 1350 °C até 900°C.

7 CONCLUSÕES

Na maioria das referências bibliográficas consultadas, o Nb apresentava-se como o elemento ML mais vantajoso para o processo de TMCP, porém, no escopo abordado por este trabalho, o Ti apresentou maiores vantagens sobre o Nb, tais como:

- Temperatura de solubilização de TiC relativamente baixa;
- Maior Cinética de precipitação;
- Tamanho de grãos menores devido a menor temperatura de processamento e maior quantidade de precipitados;
- Processo mais rápido, resultante das menores temperaturas envolvidas no TMCP, juntamente com maiores taxas de resfriamento em relação aos demais elementos estudados.

A maior popularidade do Nb no processo pode ser relacionada a maior faixa de temperatura em que o processo pode ser realizado, tornando-o mais fácil e consistente de ser executado.

O vanádio não apresentou uma grande afinidade para o processo, o que condiz com escassez de material bibliográfico utilizando o elemento como ML. Isso pode ser relacionado à baixa concentração de N utilizada durante as simulações neste trabalho, o Vanádio pode se apresentar vantajoso em ligas de alto N.

7.1 Recomendações para Trabalho Futuros

A presente dissertação teve como objetivo avaliar empiricamente parâmetros do TMCP. Em função da natureza das hipóteses levantadas, recomenda-se para trabalhos futuras a análise prática dos resultados obtidos

neste trabalho. Recomenda-se também que seja avaliado a viabilidade do uso do vanádio como microligante para aços com alto teor de N produzidos via TMCP.

REFERÊNCIAS

- ANNAN, K. A.; *et al.* Austenite Grain Growth Kinetics after Isothermal Deformation in Microalloyed Steels with Varying Nb Concentrations. **ISIJ International**, v. 58, nº 2, p. 333–39. feb 2018.
- BU, F. Z.; *et al.* Influence of Cooling Rate on the Precipitation Behavior in Ti–Nb–Mo Microalloyed Steels during Continuous Cooling and Relationship to Strength. **Materials Characterization**, v. 102, p. 146–55, abr. 2015.
- CASTRO, R. S. **Aspectos microestruturais e cristalográficos da ferrita acicular obtida por meio de sequências termomecânicas em aço API 5L X-80**. 2012. Dissertação (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Pernambuco, 2012.
- CHEN, S.; *et al.* Strain-Induced Precipitation in Ti Microalloyed Steel by Two-Stage Controlled Rolling Process. **Journal of Materials Research and Technology**, vol. 9, no 6, p. 15759–15770, nov. 2020.
- CUI, Z. **Thermomechanical Processing of Structural Steels with Dilute Niobium Additions**. 2016. Dissertação (Doutorado em Ciência dos Materiais e Engenharia), Universidade de Sheffield, Sheffield, 2016.
- DINIZ, G. G.; *et al.* **Influência da temperatura final de laminação nas propriedades mecânicas de aço da classe 500 Mpa de limite de resistência processado por TMCP**. Belo Horizonte, 2019. 52 folhas. Tese (Mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, 2019.
- FRAGA, R. A.; MAIA, G. A.; BARBOSA, R. **IMPLANTAÇÃO DA TECNOLOGIA DE RESFRIAMENTO ACELERADO NA LINHA DE CHAPAS GROSSAS DA USINA DE IPATINGA DA USIMINAS**, p. 367-376. In: 50º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, São Paulo, 2013. ISSN: 2594-5297, DOI 10.5151/2594-5297-24015.
- FUJIYAMA, N.; *et al.* Austenite Grain Growth Simulation Considering the Solute-Drag Effect and Pinning Effect. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 18, no 1, p. 88–95, dez. 2017.
- GAVRILIUK, V. G.; BERNS, H. 1999. **High Nitrogen Steels: Structure Properties Manufacture Applications**. New York: Springer.
- Golden C. O. **EFFECT OF MICROALLOYING ON THE STRENGTH OF HIGH CARBON WIRE STEELS**. 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Tecnologia, Escola de Mineração, Colorado 2013.

JIA, J.; *et al.* Comparative study on the stress corrosion cracking of a new Ni-advanced high strength steel prepared by TMCP, direct quenching, and quenching & tempering. **Materials Science and Engineering: A**, v. 825, p. 141854-141869, set. 2021.

JUN, H.; *et al.* Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 607, p. 122-131, jun. 2014.

JUNIOR, J. A. C. **Desenvolvimento do aço alto C-Si e Cr com matriz nanoestruturada de martensita e bainita**. 2011. Dissertação (Mestrado em Metalurgia Física) – Faculdade de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011

LAGNEBORG, R.; *et al.* The Role of Vanadium in Microalloyed Steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 28, p. 186-241. Jun 2014.

LAZZARINI, R.; BELAN, G.; MARTINS, L. M. Desenvolvimento de Rolos de Aço Austemperado para Indústria de Embalagem. *In: LXI CONGRESSO ANUAL DA ABM*, Rio de Janeiro, 2006. **ABM Mechanical Engineering Proceedings**. Rio de Janeiro: ABM, 2006. p. 919-926.

NISHIOKA, K.; ICHIKAWA, K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 13, p. 230-250, apr. 2012.

PALMIERE, E. J.; PATEL, J.; RAKSHE, B. Effect of Niobium Supersaturation in Austenite on the Static Recrystallization Behavior of Carbon Structural Steels. **Metallurgical and Materials Transactions: A**, v. 53, p. 3143-3157, ago. 2022.

RAINFORTH, M. W.; PALMIERE, E. J.; GONG, E. J. Dissolution and precipitation behavior in steels microalloyed with niobium during thermomechanical processing. **Acta Materialia**, v. 97, p. 392-403, jul. 2015.

RAMI, A. A.; DEARDO, J. A. Rational Alloy Design of Niobium-Bearing HSLA Steels. **Metals**, v. 10, p. 413-428, mar. 2020.

RANIERI, A. **Efeitos das microestruturas bainíticas e multifásicas nas propriedades mecânicas de um aço AISI 4340**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

REBECHI, J. G. **Correlações numéricas entre taxas de resfriamento, microestruturas e propriedades mecânicas para o tratamento térmico do aço AISI/SAE 4140**. 2011. Dissertação (Mestrado em Processos de Fabricação de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

ROCCISANO, A.; *et al.* Effect of TMCP rolling schedules on the microstructure and performance of X70 steel. **Materials Characterization**, v. 178, p. 207-227, ago. 2021.

SILVA, C. A. L.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. Ed. Sumaré: ELETROMETAL Metais Especiais, 1988.

SKOBIR, A. Danijela. HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY (HSLA) STEELS. **Materials and Technologies**, v. 45, p. 295-301, jul. 2011.

STEIN, C. R.; *et al.* Efeito da rápida austenitização sobre as propriedades mecânicas de um aço SAE1045. **Revista Escola de Minas**, v. 58, p. 51-56, nov. 2005.

TOTTEN G. **Steels Heat Treatment Handbook**. 2. ed. Londres: Taylor & Francis Group, 2006.

WU, K.; JEPPSSON, J.; MASON, P. Mean Field Modeling of Grain Growth and Zener Pinning. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 43, p. 866–875, nov.2022.

XIAO, B. **Multipass Laboratory Simulation of Steel Plate Hot Rolling for Improved Productivity**. Dissertação (Doutorado em Ciências dos Materiais e Engenharia), University of Sheffield, Sheffield, 2013.

XU, K. **MULTIPHASE PARTICLE-SIZE-GROUPING MODEL OF PRECIPITATION AND ITS APPLICATION TO THERMAL PROCESSING OF MICROALLOYED STEEL**. Dissertação (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade de Illinois, Illinois, 2012