



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

PABLO BRUNO PAIVA LEÃO

**ADEQUAÇÃO DO LIMITE DE ESCOAMENTO DE UM AÇO DE ALTA
RESISTÊNCIA MICRO LIGADO AO TITÂNIO, UTILIZANDO FERRAMENTAS DA
QUALIDADE ATRAVÉS DA METODOLOGIA SEIS SIGMA**

FORTALEZA

2016

PABLO BRUNO PAIVA LEÃO

ADEQUAÇÃO DO LIMITE DE ESCOAMENTO DE UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA
MICROLIGADO AO TITÂNIO, UTILIZANDO FERRAMENTAS DA QUALIDADE
ATRAVÉS DA METODOLOGIA SEIS SIGMAS

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

FORTALEZA

2016

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca de Ciências e Tecnologia

-
- L476a Leão, Pablo Bruno Paiva.
Adequação do limite de escoamento de um aço de alta resistência mecroligado ao titânio, utilizando ferramentas da qualidade através da metodologia seis sigmas. / Pablo Bruno Paiva Leão. – 2016.
95 f. : il., color.
- Monografia (Graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2015.
Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.
1. Aço. 2. Six sigma (Padrão de controle de qualidade). 3. Metalurgia. I. Título.

CDD 620.11

PABLO BRUNO PAIVA LEÃO

ADEQUAÇÃO DO LIMITE DE ESCOAMENTO DE UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA
MICROLIGADO AO TITÂNIO, UTILIZANDO FERRAMENTAS DA QUALIDADE
ATRAVÉS DA METODOLOGIA SEIS SIGMAS

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: ___/___/_____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva (Examinador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Eng^o. Dr. Luís Flávio Gaspar Herculano (Examinador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

Aos meus pais, Antonio e Ana.

AGRADECIMENTOS

A Deus pela saúde, proteção e inspiração fornecida, durante esta etapa da vida.

Aos meus pais e irmão, Antonio Barroso, Ana Maria e Thales Breno por todo o apoio fornecido, mesmo diante de todas as dificuldades, jamais exitaram em satisfazer as necessidades existentes, para que este sonho se tornasse real. Sem eles, não teria conseguido.

A Lorena, que esteve presente ao meu lado quase oito anos de minha vida, me incentivando nos momentos mais difíceis e decisivos com conselhos, amor, carinho e companheirismo. Fazendo com que superasse os diversos impedimentos e mesmo em momentos caóticos, teve a paciência de compreender a situação.

Aos amigos de infância Neto Marques e Thiago Paula, por sempre me incentivarem a seguir até o fim.

Aos amigos dos laboratórios LACAM e LEM Giovani Gonçalves, Hector Picarte, Hana Livia, Caio David, Thiago César, Ana Larissa, Wesley de Abreu, Mirela Castro e Arthur Araújo por terem me ajudado e compartilhado momentos importantes, durante a construção deste trabalho.

Aos amigos presentes durante o estágio na Companhia Siderúrgica Nacional, Alexandre Jatai, Diego Dias, Marcelo Pereira, Mariana Barbosa, Marcos Paulo, Wallison Silva e Emerson Edilson por terem acreditado em meu potencial durante o período de estágio e compartilhado experiências e conhecimentos comigo.

Aos amigos que conheço desde o primeiro ano do curso de Engenharia Metalúrgica, onde toda a batalha se iniciou; Alessandro Gums, Ângelo Bezerra, Bruno Minelly, Francisco Alberto. Emanuel Seixas, Francisco Antonio, Diego Coelho, Ivon Netto, Natan Lima e Thiago Freitas.

“Sonhos determinam o que você quer. Ação
determina o que você conquista.”

Aldo Novak

RESUMO

O presente trabalho, tem como objetivo demonstrar o ajuste dos parâmetros de produção de um aço recém-modificado, utilizando ferramentas da qualidade, afim de adequar as características do produto de acordo com as exigências do cliente. As análises foram realizadas a partir de uma linha de recozimento contínuo e em escala laboratorial, com tratamentos térmicos de recozimento, objetivando encontrar as principais influências do processo sobre o limite de escoamento e morfológicas da microestrutura do aço em estudo.

O material estudado, foi um aço HSS (*High Strength Steel*) micro ligado ao titânio, de classe 340 MPa, com microestrutura característica ferrita-perlita e tem aplicação na indústria automotiva. A modificação mencionada ocorreu na composição química do aço, devido à problemas de produtividade na laminação a frio, causadas por cargas de processamento excessivas do material antigo e pela crescente demanda do mercado para este tipo de aço. Portanto, esta mudança tem a finalidade de gerar menores cargas de processamento e conseqüentemente um aumento da produtividade na laminação a frio, processo este anterior ao recozimento contínuo.

Foi empregada a metodologia seis sigma, que em geral, foi aplicada no processo produtivo deste aço em planta industrial. Para os resultados obtidos em laboratório, foi utilizado o DOE (*Design Of Experiments*). Os principais parâmetros encontrados foram a temperatura de encharque, velocidade da tira ou tempo do material na temperatura de encharque, espessura do material e grau do aço.

Conclui-se ao fim do trabalho, que a temperatura é a variável mais importante. É apresentada uma faixa de temperatura ideal, na qual, este aço apresenta o limite de escoamento, de acordo com as especificações do cliente.

Palavras-chaves: Aço HSS, Seis Sigma, Planejamento de Experimentos, Recozimento contínuo.

ABSTRACT

The present project, has the objective to demonstrate adjusting the production parameters of a newly modified steel, using quality tools to adapt the product features according to customer requirements. The analyzes were made from a continuous annealing line and laboratory scale with annealing heat treatments, to try to find the main influences of the process on the yield strength and morphological microstructure of the steel studied.

The material studied was a HSS (High Strength Steel) titanium microalloyed, type 340MPa, with ferrite-pearlite microstructure and has application in the automotive industry. The modification mentioned occurred in the steel chemical composition due to productivity problems in cold rolling, caused by excessive workloads of the old material and the growing market demand for this type of steel. Therefore, this change has the purpose to produce smaller workloads and consequently an increase in productivity in the cold rolling, this process is prior to continuous annealing.

The six sigma methodology was applied in the steel production process on an industrial plant. For results obtained in the laboratory, the DOE (Design Of Experiments). The main parameters found were the soak temperature, strip speed or time of material in the soak temperature, material thickness and steel grade.

In conclusion, the temperature was the most important variable found. An ideal temperature range is presented, in which this steel has the yield strength, according to customer specifications.

Keywords: Steel HSS, Six Sigma, Design of experiments, Continuous annealing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	– Estrutura de um veículo elétrico	20
Figura 2	– Estrutura de um Comodoro.....	20
Figura 3	– Emissões de CO ₂ , relacionadas com o desempenho das políticas de vários países	21
Figura 4	– Classificação dos aços aplicados a indústria automobilística.....	24
Figura 5	– Elevação do limite de escoamento de um aço ferrítico baixo carbono, com a adição de vários elementos.....	26
Figura 6	– Esquema de tratamento térmico de solubilização e precipitação	28
Figura 7	– Influência da fração volumétrica e tamanho dos precipitados, sobre o aumento da resistência por precipitação	29
Figura 8	– Etapas de processamento do aço ARBL	31
Figura 9	– Conversor LD.....	35
Figura 10	– Forno panela	36
Figura 11	– Forno RH.....	36
Figura 12	– Esquema para o lingotamento contínuo	36
Figura 13	– Solubilidade dos precipitados em aços micro ligados.....	39
Figura 14	– Influência dos precipitados no tamanho de grão, em função da temperatura	39
Figura 15	– Recristalização da austenita no momento da laminação de desbaste	40
Figura 16	– Efeito retardador na recristalização da austenita pelos elemento micro ligantes	41
Figura 17	– Regiões de temperaturas e microestruturas características na laminação a quente	42
Figura 18	– Sequência de processamento na laminação à quente	43
Figura 19	– Sequência de processamento em uma linha de recozimento contínuo	44
Figura 20	– Ciclo térmico de recozimento contínuo	18

Figura 21 – Influência do teor de titânio no limite de resistência e escoamento.....	47
Figura 22 – Influência dos teores de vanádio e nióbio na temperatura de recristalização	47
Figura 23 – Navalhas	48
Figura 24 – Sistema de fornos para o revestimento	49
Figura 25 – Distribuição normal	51
Figura 26 – Modelo DMAIC.....	51
Figura 27 – Diagrama de Pareto para as reclamações dos clientes.....	53
Figura 28 – Diagrama de Pareto e gráfico de pizza para o tipo de material.....	54
Figura 29 – Diagrama de Pareto e gráfico de pizza para as possíveis causas.....	54
Figura 30 – Diagrama de Pareto da matriz causa e efeito.....	57
Figura 31 – Teste de normalidade para o Limite de Escoamento (LE).....	58
Figura 32 – Histograma	58
Figura 33 – Capacidade e capacidade do processo antes da mudança.....	60
Figura 34 – Capacidade para a estatística Z.....	62
Figura 35 – Tendência dos defeitos.....	63
Figura 36 – Gráfico de pizza dos defeitos em relação as espessuras.....	63
Figura 37 – Diagrama de dispersão para os dados sem tratamento.....	65
Figura 38 – Correlação para os dados sem tratamento.....	66
Figura 39 – Teste de normalidade para os dados de espessura.....	66
Figura 40 – Teste de normalidade para os dados de espessura e velocidade tratados.....	67
Figura 41 – Nova correlação entre velocidade e espessura.....	67
Figura 42 – Equação de regressão simples para a velocidade em função da espessura....	67
Figura 43 – Análise de resíduos para a regressão simples.....	68
Figura 44 – Diagrama de dispersão para os dados com tratamento.....	69
Figura 45 – Resultado estatístico para a regressão composta	70

Figura 46 – Análise de resíduos para a regressão composta.....	70
Figura 47 – Gráfico de contorno	71
Figura 48 – Diagrama de fases para o aço micro ligado em estudo.....	72
Figura 49 – Diagrama para a fase FCC_A1#3.....	72
Figura 50 – Amostras laminadas a frio, com um aumento de 1000x	73
Figura 51 – Dimensões do corpo de prova	73
Figura 52 – Esquema do ensaio de recozimento contínuo em laboratório.....	74
Figura 53 – Microestruturas resultantes de tratamento de recozimento para a espessura de 0,6 milímetros, aumento de 1000x.....	76
Figura 54 – Microestruturas resultantes de tratamento de recozimento para a espessura de 1,62 milímetros, aumento de 1000x.....	76
Figura 55 – Microestrutura recozida em 720°C e durante 260 s, aumento de 5000x.....	77
Figura 56 – Microestrutura recozida em 800°C e durante 120 s, aumento de 5000x	77
Figura 57 – Pareto dos efeitos padronizados.....	78
Figura 58 – Efeitos individuais para o limite de escoamento.....	79
Figura 59 – Efeitos com interações sobre o limite de escoamento.....	79
Figura 60 – Principais efeitos para o limite de escoamento, na linha de produção.....	80
Figura 61 – <i>Boxplot</i> do limite de escoamento para todas as temperaturas.....	84
Figura 62 – Teste de normalidade e calculo de capacidade para os limites de escoamento à 760°C.....	84
Figura 63 – Novo teste de normalidade e capacidade do processo.....	85
Figura 64 – Nova capacidade para a estatística Z.....	86
Figura 65 – Histograma para as novas temperaturas aplicadas	86
Figura 66 – Gráfico de controle para a temperatura.....	89

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Representação da equação da regressão simples.....	68
Gráfico 2 – Limite de escoamento e dureza em função da temperatura de encharque.....	82
Gráfico 3 – Limite de escoamento e tamanho de grão em função da temperatura de encharque	82
Gráfico 4 – Limite de resistência e alongamento em função da temperatura de encharque	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – SIPOC	55
Tabela 2 – Matriz causa e efeito.....	56
Tabela 3 – Classificação para a capacidade do processo	60
Tabela 4 – Classificação para a capacidade do processo.....	61
Tabela 5 – Estado sigma do processo.....	62
Tabela 6 – Mapa de análise estatística.....	64
Tabela 7 – Classificação para o valor de Pearson <i>correlation</i>	65
Tabela 8 – Composição química do aço em estudo	73
Tabela 9 – Medidas do corpo de prova usinado	74
Tabela 10 – Resultados dos limites de escoamento para o material menos espesso.....	75
Tabela 11 – Resultados dos limites de escoamento para o material mais espesso.....	75
Tabela 12 – Divisão dos dados de produção.....	80
Tabela 13 – Dados para o cálculo dos elementos do gráfico de controle.....	88

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

HSS	<i>High Strength Steel</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
UHSS	<i>Ultra High Strength Steels</i>
AHSS	<i>Advanced High-Strength Steel</i>
ULSAB	<i>Ultra Light Steel Autobody</i>
IF	<i>Interticial Free</i>
CMn	Carbono-Manganês
BH	<i>Bake Hardenable</i>
CP	<i>Complex Phase</i>
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
Mart	Martensítico
DMAIC	<i>Define Measure Analyse Improve Control</i>
VOC	Voz do Cliente
SIPOC	<i>Suppliers, Inputs, Process, Outputs, Customers</i>
FMEA	<i>Failure Mode and Effect Analyses</i>
DOE	<i>Design Of Experiments</i>
CEP	Controle Estatístico do Processo
IS	<i>Isotropic</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

Nb	Nióbio
Ti	Titânio
C	Vanádio
O	Oxigênio
N	Nitrogênio
P	Fósforo
Si	Silício
Zn	Zinco
Ca	Cálcio
Fe	Ferro
Al	Alumínio
F	Flúor
S	Enxofre
H	Hidrogênio
σ	Desvio padrão
Cp	Capacidade do processo
CpK	Capabilidade do processo
Mn	Manganês

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
2	OBJETIVOS	22
2.1	Objetivos Gerais	22
2.2	Objetivos Específicos	22
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1	Aços de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)	23
3.2	Mecanismos de aumento de resistência	25
3.2.1	<i>Endurecimento por Solução Sólida</i>	25
3.2.2	<i>Endurecimento por Precipitação</i>	26
3.2.3	<i>Endurecimento por Refino de Grão</i>	29
3.2.4	<i>Endurecimento pelo Aumento de Densidade de Discordâncias</i>	30
3.3	Rota de produção na siderurgia do aço ARBL	31
3.3.1	<i>Processo na aciaria</i>	32
3.3.2	<i>Processo de laminação a quente</i>	37
3.3.2.1	<i>O reaquecimento de placas</i>	38
3.3.2.2	<i>Laminador de desbaste</i>	39
3.3.2.3	<i>Laminação de acabamento</i>	40
3.3.2.4	<i>Resfriamento da tira e bobinamento</i>	41
3.3.3	<i>Processo de Laminação a frio</i>	43
3.3.4	<i>Processo de zincagem contínua por imersão a quente</i>	44
3.3.4.1	<i>Seção entrada</i>	45
3.3.4.2	<i>Seção processo</i>	45
3.3.4.3	<i>Seção intermediária</i>	49
3.3.4.4	<i>Seção saída</i>	50
3.4	Metodologia seis sigma	50
3.4.1	<i>Modelo DMAIC</i>	51
4	METODOLOGIA E RESULTADOS	52
4.1	Define (Fase Definir)	52
4.1.1	<i>VOC (Voz do Cliente)</i>	53
4.1.2	<i>SIPOC</i>	55
4.2	Mesure (Fase Medir)	55

4.2.1	<i>Matriz causa e efeito</i>	56
4.2.2	<i>Estatística descritiva</i>	57
4.2.2.1	<i>Teste de normalidade</i>	57
4.2.2.2	<i>Histograma e boxplot</i>	58
4.2.2.3	<i>Capacidade (Cp) e capacidade (CpK) do processo</i>	59
4.2.2.4	<i>Sigma do processo</i>	61
4.2.2.5	<i>Tendência</i>	62
4.3	<i>Analyse (Fase Analisar)</i>	63
4.3.1	<i>Mapa de análise estatística</i>	64
4.3.2	<i>Dispersão, correlação e análises de regressão</i>	64
4.3.2.1	<i>Dispersão e Correlação</i>	64
4.3.2.2	<i>Regressão simples</i>	66
4.3.2.3	<i>Regressão múltipla</i>	68
4.3.3	<i>Análise das fases do aço em estudo por simulação computacional (Thermocalc)</i>	71
4.3.4	<i>Resultados experimentais</i>	72
4.4	<i>Improve (Fase Melhorar)</i>	79
4.4.1	<i>Influências dos parâmetros na produção</i>	80
4.4.2	<i>Propriedades e ajuste na produção</i>	81
4.4.3	<i>Novo cálculo para a capacidade e sigma do processo</i>	85
4.5	<i>Control (Fase Controlar)</i>	87
4.5.1	<i>Gráfico de controle</i>	87
5	CONCLUSÕES	90
6	PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	91
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS	92

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, o setor automobilístico é um dos principais consumidores de aços planos, devido a facilidade de conversão em um produto final com um design desejado, através de processos como a estampagem. Ademais, este setor demanda alto grau de qualidade e de inovação, por razões das necessidades de veículos mais leves, causadas por leis ambientais mais severas, corrida pela economia de combustíveis, além de propriedades mecânicas adequadas e satisfatórias a segurança dos usuários, sem esquecer da durabilidade e um custo acessível. Todas essas exigências são desafios diários dos produtores de aço para satisfazerem seus clientes.

Devido a primeira crise do petróleo em 1973, houve uma corrida para minimizar o consumo de combustíveis nos automóveis, por meio da redução do peso dos veículos, portanto procurou-se materiais alternativos como o plástico e o alumínio, obrigando então, as usinas siderúrgicas terem necessidade de buscarem melhores opções na tecnologia metalúrgica, para aços que pudessem fabricar componentes com os mesmos níveis de resistência, porém com uma menor quantidade de material. Este foi o eventual momento em que apareceram os primeiros aços de alta resistência ou *High Strength Steel* (HSS) [1]. A partir de 1989, foram desenvolvidos e incorporados a esta classe, os aços denominados *High Strength Low Alloy* (HSLA) ou aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), que são micro ligados aos elementos Nb, Ti e/ou V [2]. No momento atual, os aços mais utilizados no setor automotivo entre os de alta resistência, são os que possuem níveis de limite de escoamento em 340/450 MPa [3].

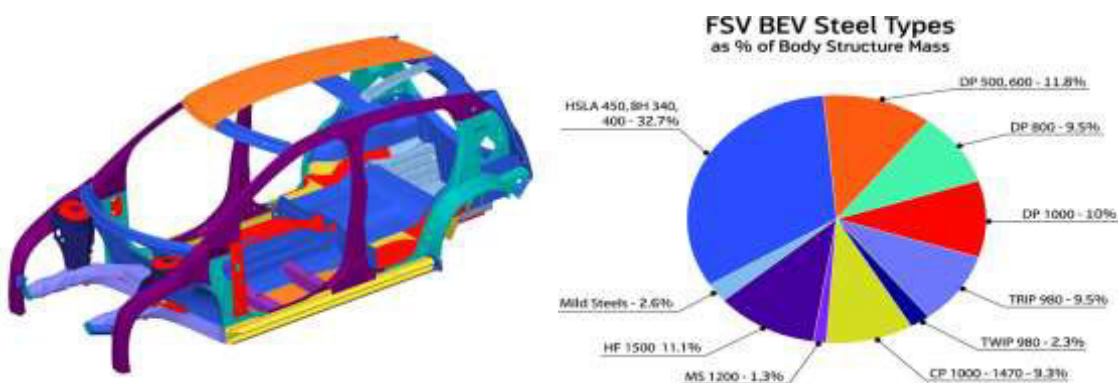
Os aços micro ligados também geram redução de custo no seu processamento, devido a eliminação de tratamentos térmicos de alto custo e as condições de processamento na laminação que geram uma considerável economia na energia utilizada nesta etapa do processo[4].

Mesmo sendo uma tecnologia desenvolvida a algumas décadas, este tipo de aço ainda é utilizado em grande escala na indústria automotiva, como por exemplo, em projetos de carros elétricos. A *Wordautosteel*, mostra que para estes veículos, aplica-se um grande volume de aços de alta resistência com cerca de quase 33% da massa estrutural total destes automóveis, como apresentado na figura 1, chegando a 97% se somado com os aços *Advanced High-Strength Steel* (AHSS) de desenvolvimento mais recente. Esta combinação chega a diminuir 39% em massa da estrutura do automóvel se comparado ao modelo de referência [5].

Para alguns automóveis que utilizam combustíveis comuns, este material é também aplicado em maior quantidade como na figura 2, apresentando os seguintes números; 36% HSS, 32% *Medium Strength Steel*, 19% *Low Carbon Steel*, 10% AHSS e 3% *Ultra High Strength Steels* (UHSS) [2].

Os aços HSLA, são principalmente aplicados em peças de assoalho, longarina, travessas, cantoneiras, peças de reforço e dependendo das exigências de segurança, design e peso do veículo podem ser aplicados também em outras regiões do automóvel.

Figura 1 - Estrutura de um veículo elétrico.



Fonte: [5]

Figura 2 - Estrutura de um Comodoro.

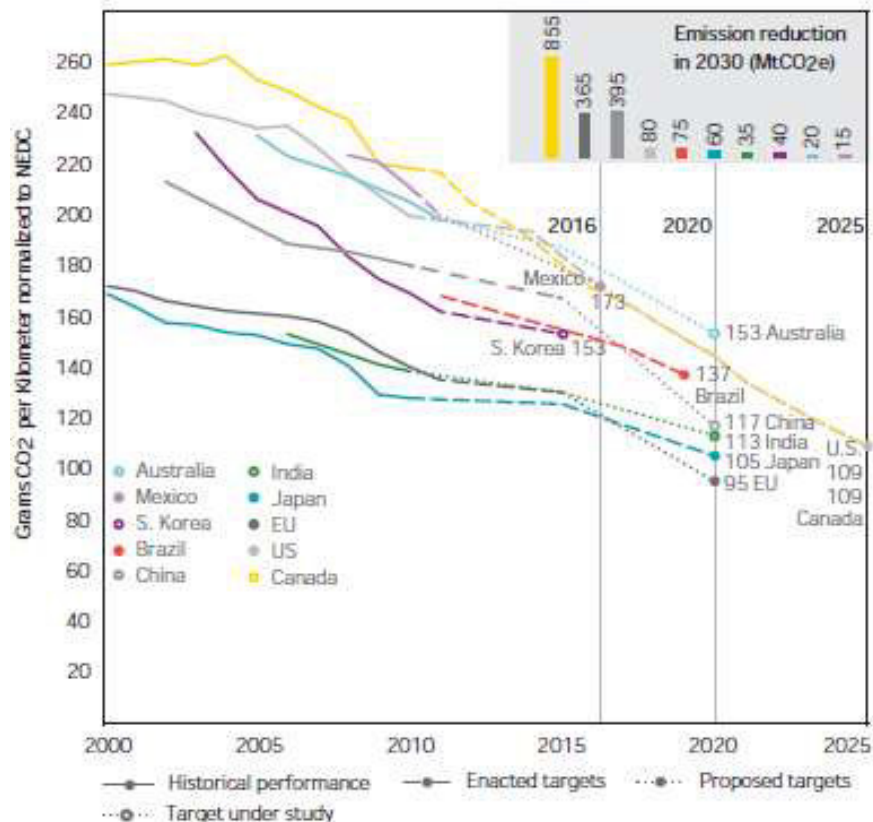


Fonte: [2]

Em geral, as tendências para as emissões de CO₂ a partir dos automóveis, está se tornando cada vez menor, por conta da introdução de novas tecnologias energeticamente eficientes, motores menores e claro veículos cada vez mais leves [6]. Na figura 3 é possível observar as tendências das emissões de CO₂ em relação aos desempenhos políticos para vários

países do mundo, tendo a China e o Estados Unidos como principais poluidores, porém é visto que, a perspectiva para 2030 é que os Estados Unidos tenha a maior redução de emissão, devido suas leis ambientais mais rígidas, mostrando assim, que a política também possui influência direta na exigência de aço cada vez mais desenvolvidos tecnologicamente.

Figura 3 - Emissões de CO₂, relacionadas com o desempenho das políticas de vários países.



Fonte: [6]

Neste contexto, o presente trabalho apresenta um breve estudo de um aço de alta resistência laminado a frio e recozido continuamente. Apresentando, as principais relações dos parâmetros de produção deste com suas propriedades mecânicas finais, através da aplicação de ferramentas seis sigma.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

- Aplicar a metodologia seis sigma, afim de ajustar o processo em função do limite de escoamento do material.

2.2 Objetivos Específicos

- Realizar simulação do processo de recozimento em laboratório, obtendo influência dos principais parâmetros sobre o limite de escoamento.
- Realizar ensaios de dureza e tração no material em planta industrial, a fim de obter relações entre as propriedades mecânicas e variadas temperaturas de encharque, durante o processamento.
- Verificar as fases do aço em estudo, a partir do software *Thermo-Calc*.
- Verificar o ajuste dos parâmetros do sistema produtivo, a fim de gerar uma especificação para o processo.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)

Os aços ARBL ou HSLA são considerados um dos aços mais importantes tecnologicamente, devido a seu baixo custo e suas propriedades que são comparáveis a outros materiais, possuindo além da indústria automotiva, aplicações bem diversificadas que incluem tubulações e plataforma de perfuração de óleo e gás, vasos de pressão, placas para indústria naval e em variados projetos na construções civil, como construções de arranha-céus, pontes, etc. Isso tornou-se possível somente a partir do entendimento das relações entre microestrutura-propriedade que foram desenvolvidas no decorrer do último século [4].

Estes aços tem como principal característica microadições de elementos que melhoram significativamente suas propriedades mecânicas. Os principais elementos são o Nb, Ti e V e por estarem presentes em concentrações muito limitadas em cerca de 0,001-0,1%, são denominados elemento microligantes [7].

Estes elementos possuem alta afinidade pelo carbono e/ou nitrogênio e tem grande efeitos sob a microestrutura do material, os principais parâmetros que podem ser controlados ou alterados por meio dos microligantes são o tamanho e a forma dos grãos, os tamanhos dos precipitados, a estrutura ferrítica, a densidade de discordâncias e a fração volumétrica de inclusões não-metálicas [8,9].

Portanto, cada microligante possui um mecanismo de ação particular, neste tipo de aço. O nióbio possui uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização, que resulta no refino de grão da ferrita, após a transformação de fase. O titânio forma carbonitretos estáveis em altas temperaturas, que tem contribuição sob o controle do crescimento de grão austenítico antes do processamento termomecânico. O vanádio é o elemento em que seus carbonitretos apresentam maior solubilidade, sendo normalmente adicionados para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação. [10]

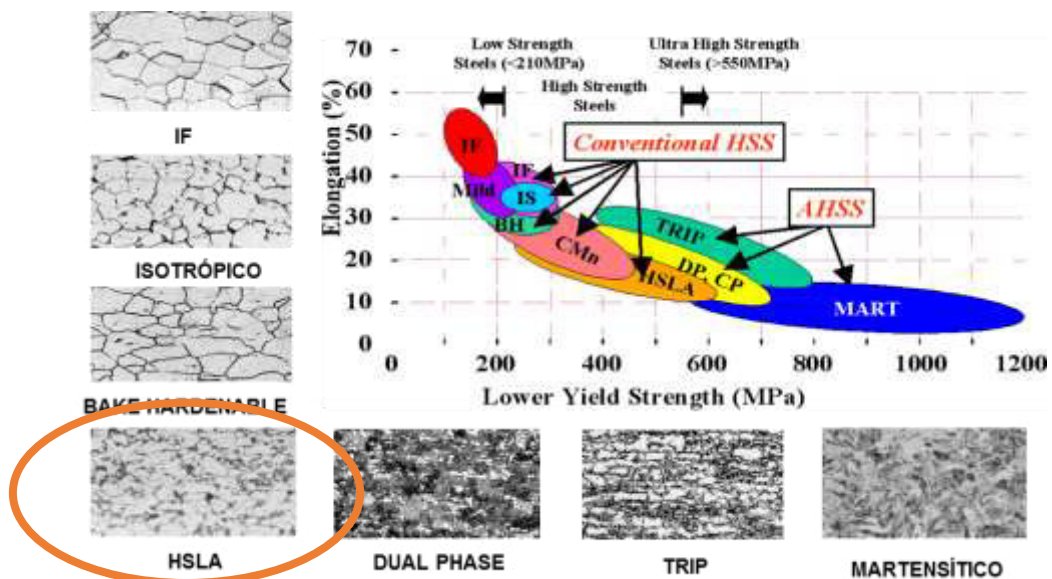
Os elementos microligantes retardam a recristalização da austenita provocando ganhos de propriedades mecânicas e de tenacidade em aços submetidos a tratamento termomecânico. Pode-se dizer que a adição de microligantes retarda a migração dos contornos de grão na austenita devido à segregação dos elementos de liga nos contornos e à precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos nos contornos de grão.” [11]

Atualmente, existem duas classes principais de aços HSLA de acordo com a sua microestrutura:

- Aços compostos de microestrutura ferrita-perlita.
- Aço compostos de uma estruturas de ferrita acicular, que podem ser considerados variantes dos aços bainíticos com carbono muito baixo, desenvolvidos no início da década de 50. Este são menos populares do que as estruturas ferrita-perlita, devido a seu custo mais elevado. Podem também serem ditos como estrutura *Dual Phase* [4].

Devido à grande variedade de aços aplicáveis a indústria automotiva e a necessidade da estruturação deste materiais para melhor atender os clientes, foi criada uma classificação dos diversos graus de aços em função de suas propriedades mecânicas, como alongamento, limite de escoamento ou limite de resistência à tração. Isto ocorreu, através de um projeto chamado *Ultra Light Steel Autobody* (ULSAB) desenvolvido por um consorcio que tem como membros várias siderúrgicas do mundo [12].

Figura 4 - Classificação dos aços aplicados a indústria automobilística.



Fonte: [12]

Dentro desta classificação, encontram-se os aço de baixa resistência que são caracterizados por terem limites de escoamento inferiores a 210 MPa. Os aços de alta resistência – HSS, que estão na faixa de 210 à 550 MPa e os de ultra alta resistência – UHSS, em que são encontrados a direita da figura 4, na qual possuem limites de escoamento superiores a 550 MPa. Portanto, diante destas classificações encontram-se os aços *Intercritical Free* (IF) e *Mild* como aços de baixa resistência; os ligados ao Carbono-Manganês (CMn),

Bake Hardenable (BH), *Isotropic* (IS), *High Strength IF* e HSLA como os aços de alta resistência convencionais e em seguida os aços avançados de alta resistência AHSS, tais como os aços *Dual Phase* (DP), *Complex Phase* (CP), *Transformation Induced Plasticity* (TRIP) e os Martensíticos (Mart) [12].

A principal diferença entre os HSS convencionais e os AHSS são suas microestruturas, na qual nos AHSS podem existir várias fases como martensita, perlita e/ou austenita retida, enquanto que nos HSS, geralmente possuem ferrita com alguma perlita, distribuída na sua matriz ou podem também existir ilhas de martensita, dependendo das condições de processamento e composição química. Este último, é o caso em que um aço HSLA pode ter estrutura *Dual Phase*.

3.2 Mecanismos de aumento de resistência

Endurecer um metal, significa aumentar a sua resistência à deformação plástica. Na prática consegue-se este efeito pela restrição à movimentação das discordâncias. [13] Para a abordagem dos aços ARBL, os principais mecanismos de aumento de resistência utilizados neste aço são a solução sólida, o refino de grão, a precipitação de segunda fase e o endurecimento por discordâncias. [14]

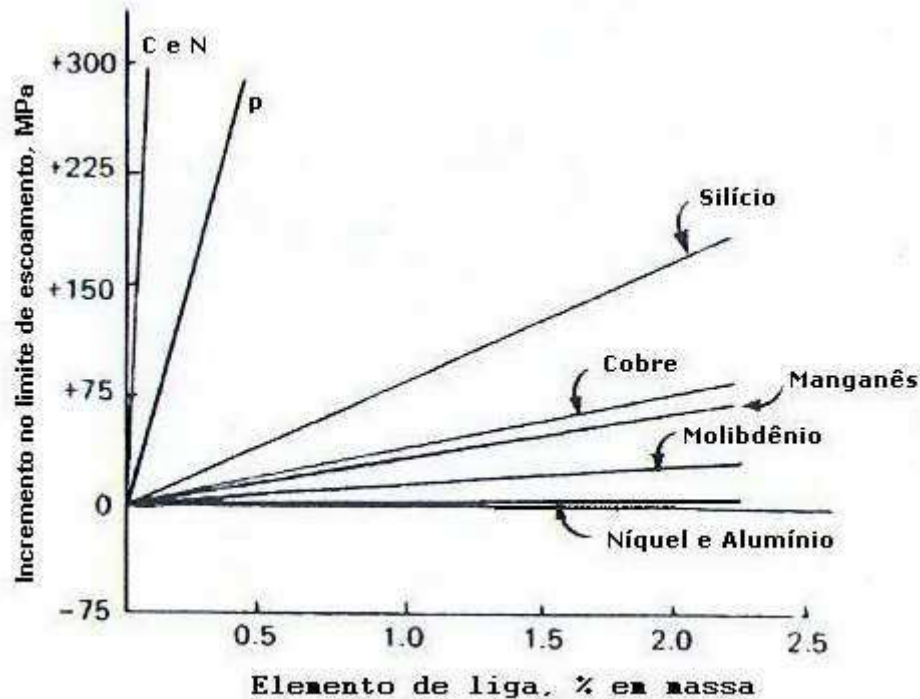
3.2.1 Endurecimento por Solução Sólida

O endurecimento por solução sólida é obtido por átomos de soluto ou impurezas, que permanecem em solução numa rede de solvente ou metal base. O aumento da concentração dos elementos de soluto resultam conseqüentemente no aumento do limite de resistência à tração e no limite de escoamento, este efeito é um função dependente da diferença de tamanho atômico entre os elementos de soluto e de solvente. [15]

O aumento das propriedades mecânicas ocorre pelo mecanismo de deformação da rede cristalina sobre os átomos hospedeiros vizinhos, causada pelos átomos de impurezas em solução sólida, então o resultado do campo de deformação da rede cristalina são as interações entre as discordâncias e os átomos de impurezas, causando a restrição dos movimentos das discordâncias. [16]

A figura 5, ilustra o efeito de endurecimento de vários elementos em um aço ferrítico de baixo carbono. Pode-se observar, o aumento do limite de escoamento causado pela adição em massa dos elementos de liga, que formam solução sólida na matriz de ferro. [15]

Figura 5 - Elevação do limite de escoamento de um aço ferrítico baixo carbono, com a adição de vários elementos.



Fonte: [15]

Podemos observar que na figura 5, os elementos que mais influenciam o aumento do limite de escoamento são o carbono (C) e nitrogênio (N), isto é possível por estes possuírem raios atômicos menores que o do ferro e por ocuparem posições intersticiais na rede cristalina. Se comparados com os solutos substitucionais que possuem raios atômicos próximos aos do ferro, os intersticiais são mais endurecedores, por causarem maior deformação na rede cristalina, no caso do C e N a deformação de tração. [15]

São utilizados também o fósforo (P), silício (Si) e manganês (Mn), entre estes o fósforo é o elemento que mais aumenta a resistência por unidade de adição, portanto é o mais comumente utilizado, porém é restrito abaixo de 0,1wt. %, para evitar problemas na soldagem e fragilização a frio, por isto sua composição é complementada pela adição de silício e manganês. [17]

3.2.2 Endurecimento por Precipitação

As partículas de segunda fase quando precipitadas e distribuídas no interior dos grãos, formam obstáculos para a movimentação das discordâncias, podendo elevar

consideravelmente o limite de escoamento. Os fatores que influenciam a elevação de propriedade mecânica por conta de precipitados de segunda fase são o tipo de precipitado, espaçamento entre estes, tamanho, forma, distribuição e localização. [18]

Para obtenção dos precipitados com os aspectos desejados é necessário processar o aço adequadamente. Inicialmente, como os precipitados encontram-se em morfologia grosseira nos contornos de grão é necessário a aplicação de um tratamento térmico para sua distribuição, na qual é constituído por duas etapas, a solubilização em uma temperatura elevada e a precipitação em uma temperatura relativamente baixa, mostrada na figura 6 . [18]

A primeira etapa tem como objetivo dissolver os precipitados na matriz que inicialmente estavam nos contornos de grão, isso é conseguido através da elevação da temperatura que irá aumentar a solubilidade dos precipitados na fase da matriz, obtendo-se uma estrutura monofásica, com os elementos dos precipitados em solução sólida. Para manter esta condição, aplica-se um resfriamento rápido. A segunda etapa, tem o objetivo de redistribuir a segunda fase no interior dos grãos de maneira homogênea e em partículas finas. A temperatura deste estágio deve ser escolhida de forma que a velocidade de nucleação seja mais eficiente que a velocidade de crescimento, porém esta deve ser baixa o suficiente para que não possibilite a difusão dos átomos que estão em solução sólida para os contornos de grão, evitando a formação da segunda fase na forma indesejada. [18]

São desejados, precipitados distribuídos no interior do grão, pois dificultam a passagem das discordâncias; com forma fina e com distribuição homogênea, isto gera um menor espaçamento entre os precipitados, conseqüentemente um maior esforço para que as discordâncias contornem estas barreiras. Por fim, são preferíveis segunda fases coerentes com a matriz, pois geram tensões internas na rede cristalina do material, neste caso para moverem, as discordâncias necessitam também vencerem estas tensões e conseqüentemente aumentando a resistência mecânica do material. [18]

Nos aços ARBL, os elementos micro ligantes nióbio, titânio e vanádio, combinam-se com o carbono e/ou nitrogênio formando carbonitretos. Estes precipitados, são os responsáveis pelo aumento do endurecimento por precipitação nesses aços.

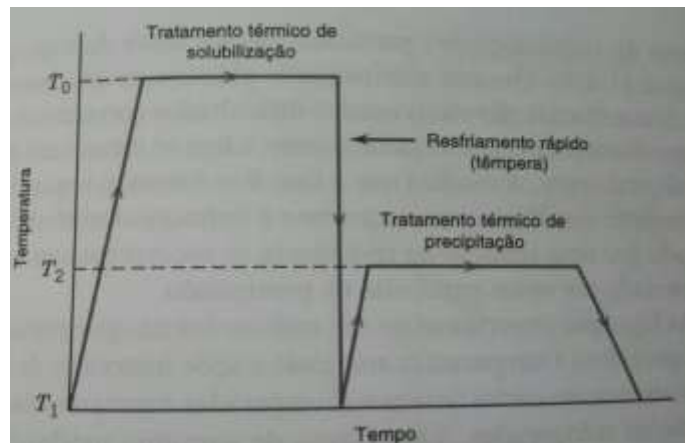
Em aços ao nióbio, o endurecimento ocorre predominantemente por precipitados de NbC, nos aços ao titânio ocorre predominantemente pelo TiC, entretanto como o TiC tem solubilidade restrita na austenita são necessárias altas adições de titânio e altas temperaturas na autenitização. O vanádio também é utilizado no aumento da resistência por precipitação, devido a alta solubilidade do VC, ademais, a solubilidade do vanádio não é limitada pelo carbono, podendo-se adicionar nitrogênio para formação de VN. [4]

Estes precipitados podem ocorrer tanto na ferrita completamente transformada, como durante a transformação de fases. [4] Neste último, eles ocorrem preferencialmente na interface austenita-ferrita. Estes precipitados interfaciais possuem como características principais o fato de se apresentarem muito finos e alinhados, além de causarem um aumento considerável no endurecimento da ferrita. [11]

A intensidade do endurecimento por precipitação, causados por elementos microligantes é mais efetivo pelo titânio, que geralmente produz precipitados de tamanho menores com uma grande fração volumétrica, isto é observado na figura 7. [4]

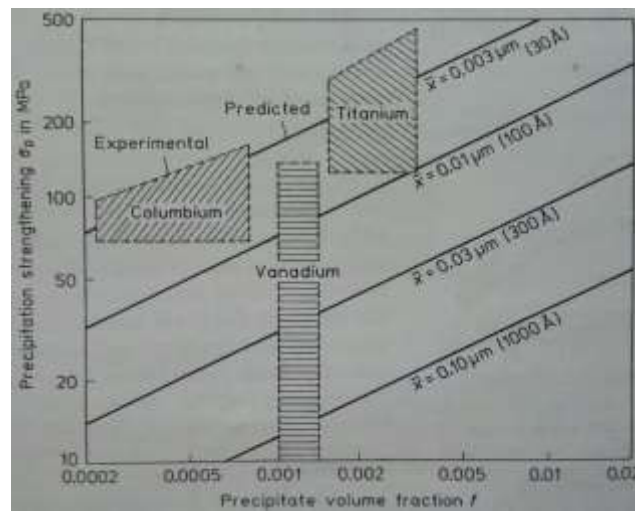
Ademais, os precipitados dos aços ARBL possuem outros efeitos benéficos como a restrição do crescimento do grão austenítico na etapa de laminação a quente resultando em grãos refinados na microestrutura final, além de diminuir a temperatura de recristalização na etapa de recozimento.

Figura 6 - Esquema de tratamento térmico de solubilização e precipitação.



Fonte: [16]

Figura 7 - Influência da fração volumétrica e tamanho dos precipitados, sobre o aumento da resistência por precipitação.



Fonte: [4]

3.2.3 Endurecimento por Refino de Grão

Para metais policristalinos, o tamanho do grão influencia significativamente suas propriedades mecânicas, isso é causado pelas dificuldades da passagem das discordâncias através dos contornos de grão, durante a deformação plástica. O embarreamento, pode ocorrer de duas formas, devido a diferença de direção cristalográfica entre dois grão e a desordem atômica nos contornos de grão, que causam uma descontinuidade de planos de escorregamento de um grão para o interior do outro. [16]

Portanto, um material de granulação refinada possui uma dureza e resistência mecânica, mais elevada que um material com grãos grosseiros. No primeiro, deve-se a maior densidade de contornos de grão que aumentam a dificuldade no movimento das discordâncias. Ademais, o refino dos grãos melhoram tanto a resistência, como também a tenacidade do metal. [16]

Para muitos materiais o limite de escoamento varia de acordo com a equação de Hall-Petch: [16]

$$\sigma = \sigma_0 + k_1 d^{-1/2} \quad (1)$$

Onde, σ_1 é o limite de escoamento, d é o diâmetro médio do grão, σ_0 e K são constantes específicas de acordo com o material.

Para obter uma refinada granulometria, deve-se evitar o crescimento dos grãos e a migração dos contornos de grão. Em aços ARBL, o refinamento pode ser obtido por dois mecanismos, o primeiro é baseado na segregação de solutos nos contornos de grão, gerando uma resistência por atrito contra o movimento destes. O segundo, baseia-se no travamento dos contornos de grão, por partículas precipitadas em torno desses. O último mecanismo, apresenta maior efeito no refinamento, sendo este o mais importante. [4]

Para as partículas de travamento terem maior desempenho, essas devem ter uma máxima fração volumétrica e terem o menor tamanho possível. Para estas condições o tamanho das partículas é o fator mais importantes, pois dependem do tempo e temperatura no processo de tratamento térmico. Por exemplo, os precipitados que se formam em baixa temperaturas na austenita sólida, são mais eficientes no refinamento dos grãos que os formados em altas temperaturas na fase líquida ou durante a solidificação, pois neste último, os precipitados se apresentaram em tamanho maior. [4]

Na laminação a quente, os aços ARBL também elevam sua resistência com o refino dos grãos ferríticos. Isso ocorre, por conta do retardo na recristalização da austenita, causado pelas partículas de precipitados que geram o impedimento no crescimento dos grãos austeníticos e por fim, resultam em grãos ferríticos refinados. Além do mais, após a laminação a frio os elementos microligantes, atuam sob os grãos recristalizados impedindo seu crescimento excessivo. [14]

3.2.4 Endurecimento pelo Aumento de Densidade de Discordâncias

Quando a tensão aplicada no material supera o limite de escoamento, inicia-se a deformação plástica que é baseado no movimento das discordâncias do material. Estes movimentos ocorrem geralmente, em planos de deslizamento preferenciais que são aqueles, no qual, possuem maior densidade atômica. [18]

Para um material policristalino, temos que as discordâncias movimentam-se até os limites dos cristais, que são os contornos de grãos. Devido as diferentes direções destes, existirá a interrupção da continuidade dos planos de deslizamento, além disso, durante a aplicação de uma deformação plástica são introduzidas novas discordâncias. Por fim, existirá a tendência das discordâncias acumularem-se nos contornos de grão e os planos de átomos que são associados as discordâncias, quando aproximados abaixo de uma certa distância tendem a repelir-se dificultando o processo de deformação necessitando de tensões cada vez maiores, ou seja, o aumento da resistência mecânica do material. [18]

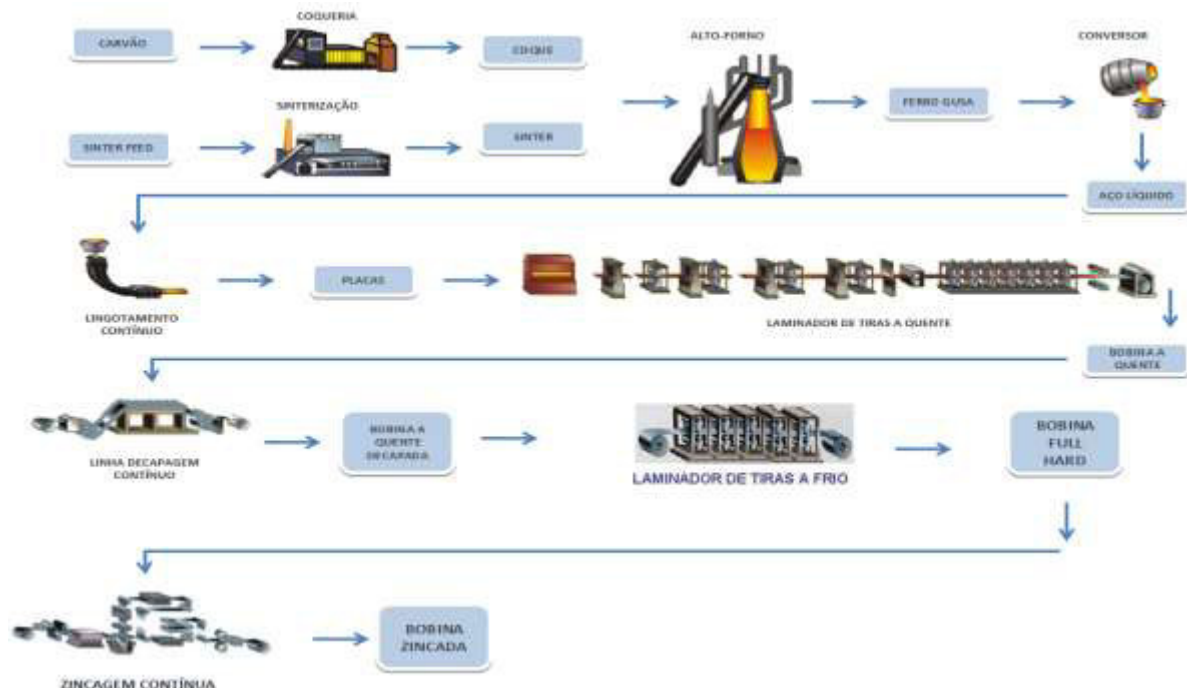
Para aços laminados a frio, que através das reduções a frio geram um material duro e com baixa ductilidade, necessitam de um processo de recozimento para recuperar propriedades importantes para processos finais como a estampagem.

A redução a frio, além de aumentar a resistência mecânica, antes dos processamento posteriores em aços ARBL, também atua junto aos elementos microligantes na redução da temperatura de recristalização, no processo de recozimento. [17]

3.3 Rota de produção na siderurgia

Na produção de aços ARBL, são necessários diversas etapas de processamento que são complexas e específicas em uma siderúrgica, como o controle de composição e tratamento termomecânicos para obtenção das propriedades exigidas pelos clientes. As etapas de produção dentro de uma siderúrgica para este aço são seguidas pelo auto forno, refino primário (Conversor Linz Donawitz), refino secundário (Forno panela e desgaseificador a vácuo), lingotamento contínuo, laminação à quente, decapagem, laminação a frio e zincagem contínua, como apresentado na figura 8. Neste contexto, serão abordados as etapas que mais influenciam as características deste material.

Figura 8 - Etapas de processamento do aço ARBL.



Fonte: CSN

3.3.1 Processo na aciaria

Inicialmente no processo de produção de ferro gusa, ocorre de forma idêntica para todos os graus de aços, que ocorre através da formação de gases redutores gerados pela queima do coque ou carvão vegetal, que reagem com o minério de ferro, obtendo-se um produto com cerca de 4% de carbono e elementos residuais como o silício, manganês, fosforo e enxofre, estes dois últimos indesejáveis. Este é utilizado como uma das principais materiais primas no refino primário. [19]

Na aciaria as etapas de refino compreendem a dois estágios de processamento, que correspondem ao refino primário e secundário. O refino primário, ocorre no conversor Linz Donawitz, tendo como matérias-primas o ferro gusa líquido, cal, sucata e durante seu processamento há a injeção de oxigênio através de uma lança de cobre, que é refrigerada à água. O refino primário, tem o objetivo de descarburização, desfosforação e a retirada de outros elementos residuais como o silício e manganês, na qual há também uma certa perda metálica pela formação do óxido de ferro. Estes podem ser eliminados na forma de gases ou escória. [20]

A lança de oxigênio possui grande influência sobre a descarburização do aço, devido a formação de emulsão que depende da maneira de utilização da lança, como a distância do banho metálico e vazão de oxigênio. A adição de cal adequada, também é necessária para formação de uma escória líquida.

Devido as várias reações de oxidação durante o refino primário, sendo estas exotérmicas, aumentando a temperatura do banho para o vazamento, não necessitando de fontes externas de aquecimento. Para ter uma boa otimização do processo, visando uma resposta rápida de temperatura de vazamento e composição química do aço, escória e gás; são realizados cálculos de energia e balanço de massa, através das composições e temperaturas das materiais primas introduzidas no início da corrida, além da quantidade de oxigênio a ser injetada.

As etapas de trabalho de um conversor são basicamente as seguintes; primeiramente faz-se o carregamento inicial com carga metálica sólida, junto a ligeiros basculamentos com o intuito de secar a carga para evitar explosões por conta da umidade, em seguida é carregado o ferro-gusa líquido. Após o carregamento, inicia-se o sopro de oxigênio, neste momento são também adicionados fundentes ou formadores de escória. Ao fim do sopro, é realizada a introdução da sublança para medição de temperatura, composição, espera e ressopro. Logo, após o ajuste dos parâmetros desejados, o aço é vazado através do furo de corrida para a

panela, na qual são adicionados ferros-ligas, desoxidantes e recarburantes. Por fim, realiza-se um *slag coating* ou *slag splashing* e o vazamento da escória remanescente para a panela de escória. Dessa forma, o aço está preparado para o refino secundário, também conhecido como metalurgia de panela. [23]

Durante o refino secundário, os aços microligados passam por dois equipamentos; o forno panela e o sistema de circulação do desgaseificador a vácuo. No forno panela, ocorre a desoxidação através da adição de Fe-Si, Fe-Mn e Al, depois ocorre a desulfuração a partir de uma escória básica, através da adição de cal, possuindo também porções de 30% Al_2O_3 , 5% CaF_2 e outros compostos, as condições redutoras do forno panela também favorece a desulfuração. Por último, faz-se a adição dos elementos de ligas e microligantes, feitas em porções para que seja possível dissolver no banho metálico. A homogeneização da composição química, é realizada por sopros de argônio ou raramente nitrogênio. [21]

A maioria das ferro ligas, ferro-vanádio, ferro-nióbio e ferro-titânio, usadas para introduzir elementos microligantes no aço, tem um ponto de fusão maior que a temperatura do aço líquido, estas adições devem dissolver-se no aço em vez de serem fundidas. Logo, para uma completa e uniforme dissolução ou homogeneização, requer tempo suficiente e agitação do metal líquido. [4]

O mecanismo de aquecimento desse forno ocorre pelo efeito joule, devido a diferença de potencial gerada entre os eletrodos e o aço líquido, no momento de contato deles sobre a superfície da escória. Portanto, a escória serve como resistência para a passagem dos elétrons, sendo necessário que esta tenha uma boa resistividade, para realizar o devido aquecimento. A figura 10, mostra o esquema de dois fornos panela.

No sistema à vácuo, ocorre basicamente a desgaseificação, na qual o aço é submetido a vácuo com a intenção de realizar reações químicas, de forma, que os gases participem destas. Os principais objetivos da desgaseificação são; a remoção dos gases dissolvidos, redução de carbono, melhorar o grau de pureza do aço e homogeneização.

A remoção dos gases dissolvidos se dá principalmente pela retirada de hidrogênio. Porém, também pode-se remover nitrogênio. A redução de carbono dissolvido no aço, é conseguida pela redução da pressão do monóxido de carbono pela atmosfera de vácuo formada no forno. Neste caso, um novo equilíbrio é estabelecido gerando baixos teores de carbono em solução e a cinética de reação da descarburação, passa a ser controlada pelo transporte de carbono ou oxigênio até a interface da reação de formação do CO. Esta, passa a não ser mais limitada pela dissolução máxima ou saturação de oxigênio no banho, com a formação de óxido de ferro, quando existir um excesso de oxigênio. Portanto, com o novo

equilíbrio obtido, os teores de oxigênio no aço são também muito baixos, gerando um alto grau de pureza no aço evitando o uso de desoxidantes que formam inclusões. Além disso, o efeito das bolhas de CO ajudam na absorção de elementos formadores de inclusão pela escória.

O sistema de desgaseificação a vácuo, funciona basicamente através da circulação contínua do metal líquido através de uma câmara de vácuo, revestida de refratários. A circulação é feita através de dois tubos ou pernas denominados *snorkels*, que são imersas ao banho metálico. Com a formação do vácuo na câmara de circulação, a pressão atmosférica que atua sobre a superfície da panela, causa a elevação do aço no vaso de tratamento, adquirindo um movimento circulatório no sistema panela/vaso. [23]

Após o processamento no sistema à vácuo, a panela é transportada para o sistema de lingotamento contínuo, na qual possui um distribuidor que mantém uma pressão metalostática constante. Depois, o aço passa por um molde de cobre que é refrigerado por água, neste momento o metal líquido é refrigerado com o objetivo de gerar um resfriamento superficial, então inicia-se a solidificação do mesmo com o aparecimento de uma casca sólida, de aproximadamente 1,5 cm de espessura. Então, o aço sai dos distribuidores com uma superfície sólida e seu centro líquido, com aproximadamente 5 à 45 °C da temperatura *líquidus*. Após a saída dos distribuidores, o aço passa por uma sequência de rolos que gera uma pressão sobre este, pois durante a solidificação existe a contração volumétrica do aço. A solidificação é heterogênea e ocorre por nucleação e crescimento. Ao decorrer do processo, o aço é resfriado pelo contato com o ar e água que é injetada por *sprays*, existindo uma região em que este estará completamente solidificado, logo a distância do início do lingotamento até este ponto é chamada de comprimento metalúrgico.

Os aços ARBL microligado não possuem grandes dificuldades na produção, porém a afinidade dos elementos microligantes com o C, N, O e S devem ser levados em consideração durante a adição na panela, lingotamento e solidificação. [4]

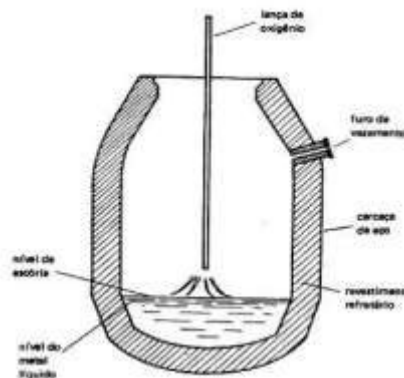
Para o nióbio, este não possui grande afinidade pelo oxigênio ou nitrogênio no aço líquido. Portanto, podem ser adicionados em aços que possuem diferentes níveis de desoxidação e solidificação. A precipitação de interdendriticos eutéticos alfa-NbC, causa perda de ductilidade em temperaturas com cerca de 750° C, podendo gerar problemas como fendas na superfície durante o lingotamento contínuo. Por fim, o nióbio não é utilizado para controle no formato da inclusão por não possuir grande afinidade pelo enxofre. [4]

O vanádio é idêntico ao nióbio, não tendo grande efeito desoxidante no aço líquido, mas devido a excelente solubilidade de seus carbonitreto, se comparado com aqueles do

nióbio, é menos susceptível a tensão induzida pela precipitação e portanto produz menos perdas severas de ductilidade a quente, do que os precipitados com nióbio, além de não gerar grandes problemas no lingotamento. Também, não tem grande afinidade pelo enxofre, não sendo útil no controle da forma de inclusões. [4]

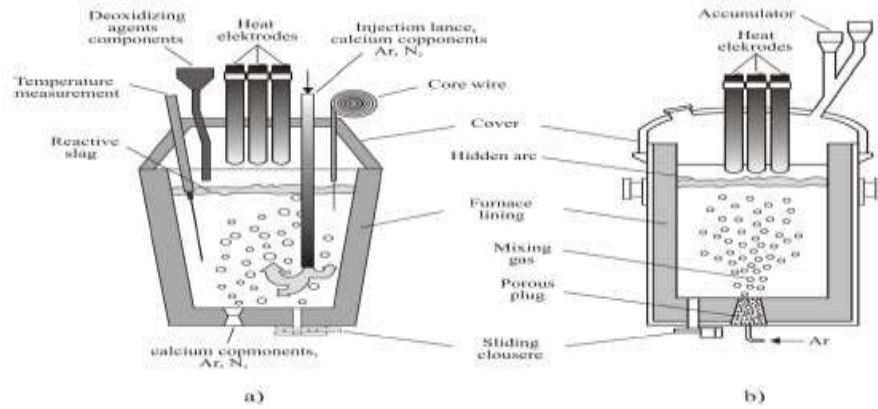
Já para o titânio, que possui grande afinidade por C, N, O e S; deve-se ser adicionado para um aço líquido bastante desoxidado, como por exemplo, por alumínio. Logo, gás inerte é necessário para evitar a oxidação do Ti pelo ar, acompanhado do seu empobrecimento. É usado para controle da forma das inclusões. Titânio é um grande formador de nitretos, para altos teores de Ti grandes partículas de TiN, podem se formar no aço líquido antes da solidificação ou durante o processo de solidificação. Estes, grande precipitados não possuem grande influência sob o refino dos grãos como também no endurecimento por precipitação e às vezes são suspeitos de prejudicar a ductilidade, tenacidade e usinabilidade. Estes precipitados, podem ser formados também com baixos teores de Ti, se houver uma baixa taxa de resfriamento na solidificação, portanto grandes taxas de resfriamento são necessárias durante o lingotamento contínuo, para que formem-se finos precipitados de TiN, resultando em finos grãos de austenita e uma maior temperatura para que exista o crescimento dos grãos. [4]

Figura 9 - Conversor LD.



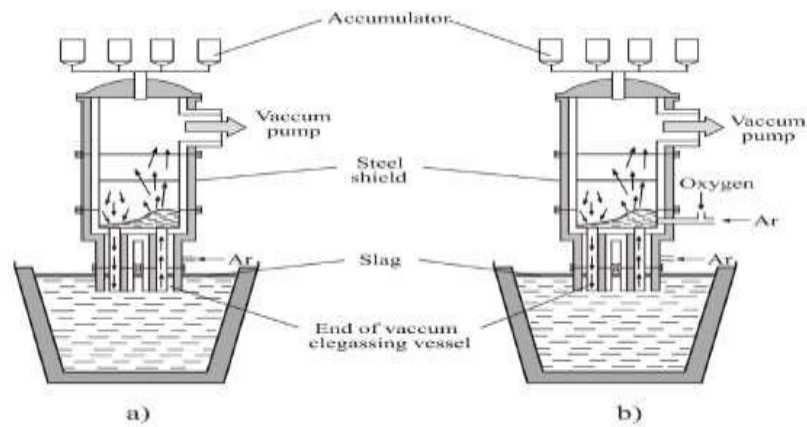
Fonte: [22]

Figura 10 – Forno panela.



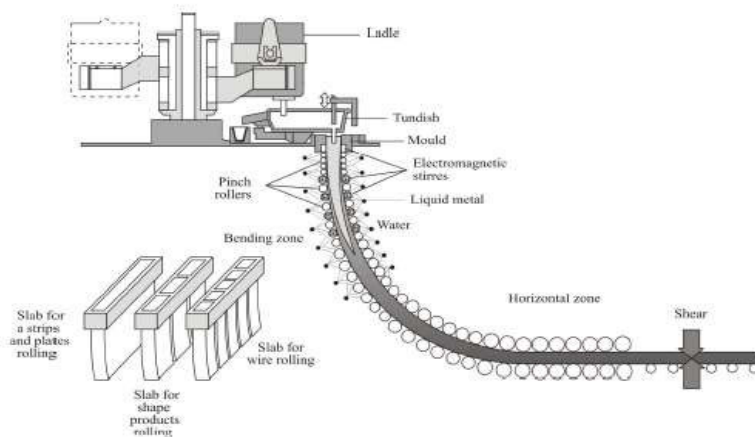
Fonte: [21]

Figura 11 – Forno RH.



Fonte: [21]

Figura 12 – Esquema para o lingotamento contínuo.



Fonte: [21]

3.3.2 Processo de laminação a quente

Um dos processos mais importante e de extrema complexidade é o processamento dos aços ARBL na laminação a quente, onde são utilizados métodos diferenciados na chamada laminação controlada, na qual é definida como o processo onde a temperatura final de laminação é bem definida ao mesmo tempo que a composição química dos aços é alterada com micro adições de elementos refinadores, além de se pré-determinar a redução da espessura a cada passe de laminação. [25]

Para laminar a quente os aços ARBL, são visadas as condições de austenitização, que possibilitem o mais fino grão ferrítico, alcançando um melhor limite de escoamento com um ótima tenacidade e ductilidade. Para alcançar um fino grão de ferrita é necessário produzir um fino grão de austenita ou grãos alongados não recristalizado, pois estes fornecem uma excelente área de contorno de grão austenítico, para nucleação da ferrita, que pode nuclear também nas bandas de deformação da austenita não recristalizada e em partículas de carbonitreto não dissolvidos. Porém, os dois principais mecanismos ocorrem através da obtenção do grão austenítico recristalizado mais fino possível e a forte deformação da austenita não recristalizada. [4]

Portanto, é necessário que ocorra a recristalização dinâmica da austenita durante a redução a quente. Porém, se não houver elementos microligantes como o Ti, Nb e V, o impedimento do crescimento dos grãos austeníticos em altas temperaturas não ocorrerá, gerando grão ferríticos grosseiros. Para o aço que possuem estes elementos, são necessários que estes precipitados na forma de compostos, não dissolvam na austenita nas altas temperaturas de laminação e que estes, sejam precipitados de forma fina no resfriamento. [25]

A austenita pode ser recristalizada várias vezes no processo de laminação a quente, formando grãos mais finos, até atingir a temperatura de transformação austenita-ferrita. Para temperaturas mais baixas nas etapas subsequentes da laminação, pode não haver recristalização e devido a deformação os grãos austeníticos tornarem-se alongados e achatados podem transformarem-se diretamente em ferrita. [25]

A laminação a quente, pode ocorrer em três intervalos de temperatura, gerando resultados diferentes na microestrutura do material. Para altas temperaturas de laminação, o material está totalmente austenitizado e a cada passe ocorre a recristalização da austenita promovendo refino de grão. Em temperaturas intermediárias na qual não existe recristalização a austenita durante os passes, esta é deformada e concentra-se um encruamento residual, além da formação de bandas de deformação que divide o grão em vários sub grãos, isto aumenta o

número de sítios disponíveis para nucleação posterior da ferrita, gerando um aumento da temperatura de transformação austenita-ferrita. Por fim, a laminação a quente também ocorre abaixo de A_{r3} , onde existe ferrita e austenita, neste caso a ferrita é encruada aumentando a resistência do material e para a austenita ocorre o mesmo, resultando no aumento dos sítios de nucleação de ferrita, produzindo grão ferríticos ainda mais refinados que a laminação em temperaturas intermediárias. Na figura 17, é possível observar as várias regiões para as diferentes temperaturas de laminação. [25]

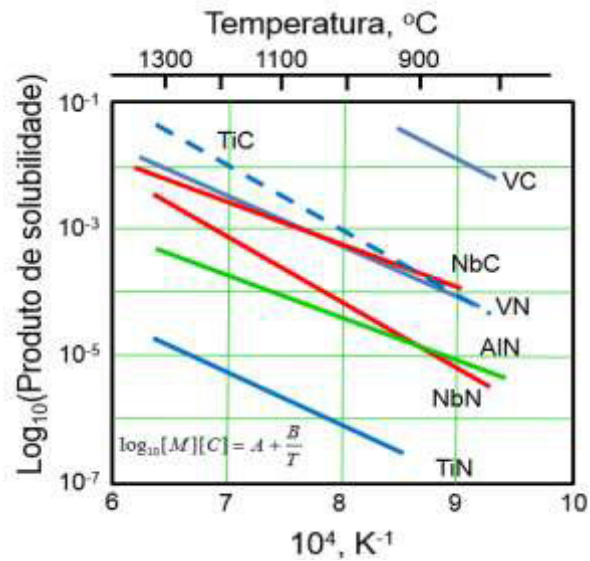
Nesta etapa do processo, o aço passa pelas seguintes etapas; o reaquecimento de placas, reduções sucessivas de espessura no laminador (laminação de desbaste), laminação de acabamento, resfriamento da tira e bobinamento. Com estas etapas, torna-se possível obter uma microestrutura adequada, um aço com propriedades mecânicas requeridas e material com espessura ideal para laminação a frio. No entanto, os parâmetros principais durante a etapa de laminação a quente são temperatura de reaquecimento, temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento. Na figura 18, é possível observar uma ilustração básica da sequência de laminação a quente. [26]

3.3.2.1 O reaquecimento de placas

O reaquecimento de placas tem o objetivo de tornar o aço produzido no lingotamento contínuo, macio o suficiente para a redução de espessura no laminador de desbaste, neste momento ocorre a austenitização completa do aço e dissolução de nitretos e carbonetos. Neste caso, torna-se de extrema importância conhecer a solubilidade dos compostos, pois estes dispersos finamente na matriz da austenita, geram efeitos de ancoramento no crescimento dos grãos austeníticos. Portanto, é possível observar na figura 13, que o nitreto de titânio é o menos solúvel na austenita e o carboneto de vanádio é facilmente dissolvido. Logo, a figura 14 apresenta que o titânio é o elemento que gera o menor tamanho de grãos em elevadas temperaturas, se comparado com os outros elementos microligantes. Isto ocorre, devido sua baixa solubilidade e alta estabilidade em altas temperaturas.

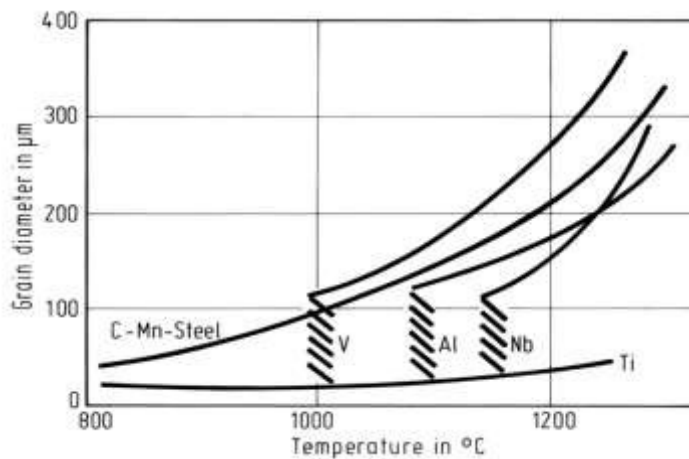
A estabilidade e solubilidade para os vários elementos microligantes na forma de carbonetos e nitretos são bem diferentes. Os nitretos são mais estáveis do que os carbonetos e a estabilidade aumenta ou a solubilidade diminui na ordem V, Nb, Ti. [4]

Figura 13 – Solubilidade dos precipitados em aços micro ligados.



Fonte: [24]

Figura 14 – Influência dos precipitados no tamanho de grão, em função da temperatura

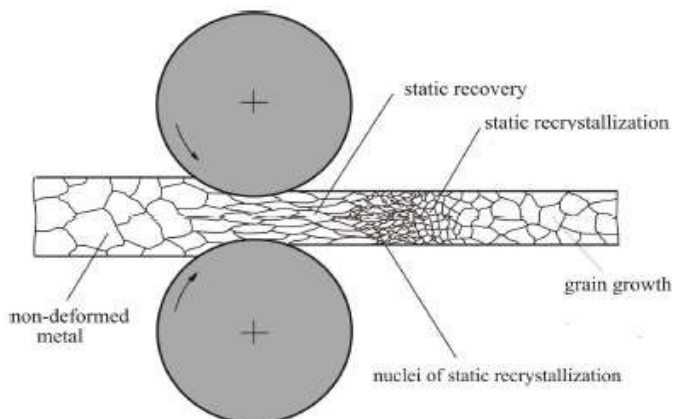


Fonte: [24]

3.3.2.2 Laminador de desgaste

No laminador de desgaste, ocorre a primeira redução da espessura da placa, junto a eliminação da estrutura inicial, causada principalmente pela recristalização da austenita no momento da redução do material, resultando no refinamento dos grãos, além da eliminação de vazios da placa, este processo ocorre por volta de 1200 °C. A recristalização da austenita é ilustrada na figura 15. [26]

Figura 15 – Recristalização da austenita no momento da laminação de desbaste.



Fonte: [21]

3.3.2.3 Laminação de acabamento

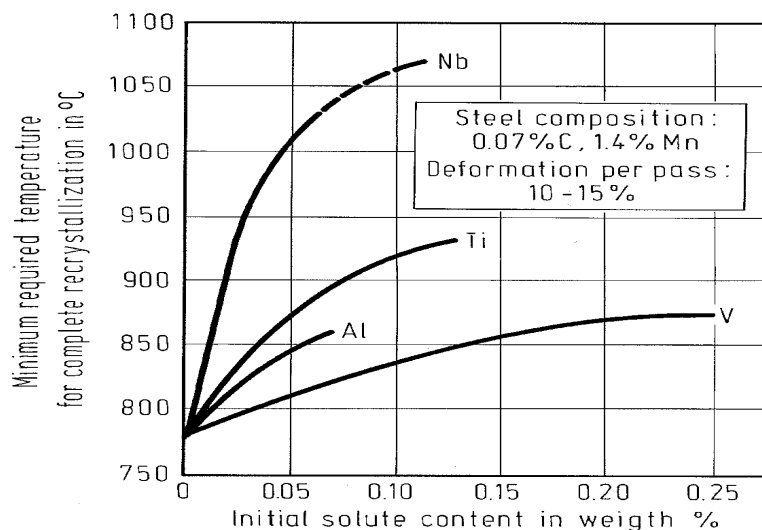
Durante a laminação de acabamento ocorre a redução da espessura até a desejada para laminação a frio, o processamento ocorre por volta de 980°C. [26] A temperatura durante este processo deve ser controlada devido a sua influência no tamanho do grão austenítico e na precipitação de carbonitretos. Se o procedimento é realizado em temperaturas bastante elevadas, teremos elementos formadores de carbonetos, nitretos ou carbonitretos em solução sólida e devido a temperatura elevada ocorrerá a produção de grandes grãos austeníticos. Porém, em temperatura mais próximas de A_{r3} (faixa de transformação austenita-ferrita), resultará na formação de finos precipitados na austenita, causado pela redução da solubilidade dos elementos refinadores. Estes precipitados, desta vez, podem atuar de duas maneiras pela inibição novamente do crescimento dos grãos ou pelo atraso da recristalização da austenita [27,28].

É reconhecido que os sítios de nucleação para a recristalização, é preferencial nos contornos de grãos da austenita deformados, porém a recristalização também pode nuclear em interfaces, entre os grãos recristalizados e não recristalizados, em bandas de deformação em grão grosseiros deformados e em grandes partículas de nitretos ou carbonetos formados pelos elementos microligantes. Evidências mostram que átomos de solutos dissolvidos podem retardar tanto a recuperação como a recristalização, mas o maior efeito é produzido por precipitação na austenita não recristalizada. Esta precipitação induzida por deformação da austenita não recristalizada, inibe a recristalização. Porém, a precipitação induzida por deformação deve ocorrer antes de qualquer recristalização substancial. [4]

Portanto, o retardo da recristalização atua de forma a gerar tempo, para que haja um 2º passe na austenita somente recuperada, gerando dessa maneira uma concentração residual de tensões e bandas de deformação, conseqüentemente aumentando os sítios de nucleação para ferrita, resultando em uma microestrutura final de ferrita mais refinada. Um exemplo é o nióbio que tem maior efeito no retardo da recristalização da austenita (figura 16), provavelmente por ter uma solubilidade adequada a temperatura de processamento no laminador de acabamento.

O retardo da recristalização durante o laminação controlada, também torna-se importante para a utilização de uma menor temperatura final de laminação, para produzir grãos austeníticos não recristalizados e alongados que podem produzir uma finíssima ferrita poligonal. [4]

Figura 16 – Efeito retardador na recristalização da austenita pelos elemento micro ligantes.



Fonte: [24]

3.3.2.4 Resfriamento da tira e bobinamento

Após o processamento termomecânico, ocorre o resfriamento da tira para que haja o bobinamento, de maneira a manter a microestrutura produzida na etapa anterior. Portanto, o bobinamento é realizado após a tira ser resfriada até a cerca de 600°C. [26]

A temperatura de bobinamento, tem importância fundamental na etapa de recozimento, pois se o bobinamento for realizado a uma baixa temperatura irá existir precipitados finos e aleatoriamente dispersos, que elevam a temperatura de recristalização no recozimento, gerando um produto final com maior resistência. [29] Caso contrário, uma temperatura elevada de bobinamento, diminuirá a fração volumétrica dos carbonetos e neste caso, no qual

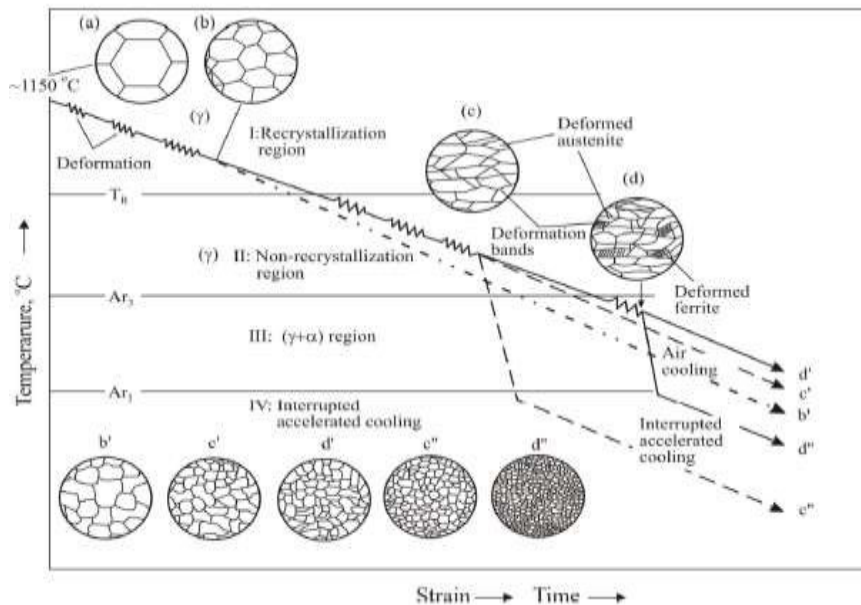
os precipitados tornam-se grosseiros e acabam atrasando a dissolução dos mesmos, ocasionando em uma menor temperatura de recristalização. [14]

Em outras palavras, a temperatura de recristalização na linha de recozimento diminui com o aumento da temperatura de bobinamento, causado pelo tipo de precipitado formado. [17]

Portanto, pode-se utilizar uma combinação de elementos microligantes, devido as suas diferentes solubilidades na austenita.

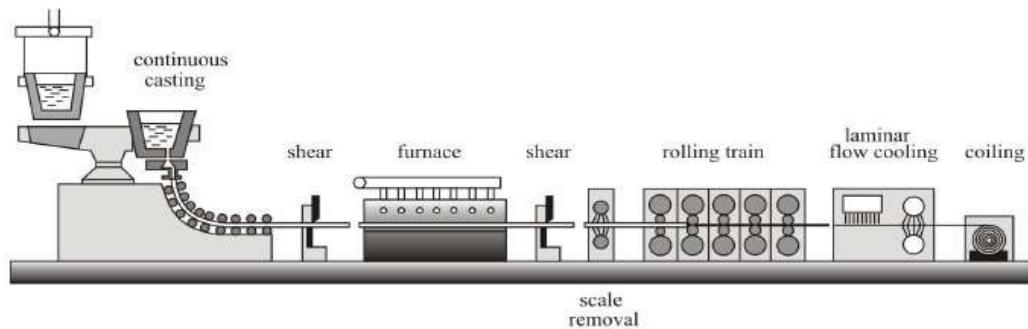
A geração anterior de aços HSLA, utilizavam geralmente simples adições de combinações de Nb-V. Onde o NbC ou VN, tem o efeito inibidor de crescimento de grãos, enquanto que o VC que é mais solúvel é usado para endurecimento por precipitação na ferrita. Mais recentemente, iniciou-se a utilização de combinações de Ti e V, devido as vantagens como maior estabilidade do TiN e suas mais lentas taxas de crescimento que fornece a ele a capacidade de agir como inibidor de crescimento de grãos em temperaturas muito elevadas de reaquecimento, na laminação a quente. Os teores de Ti devem ser pequenos, caso contrário, irão precipitar grandes partículas de TiN e não terão grande efeito na inibição do crescimento de grão da austenita. [4]

Figura 17 - Regiões de temperaturas e microestruturas características na laminação a quente.



Fonte: [21]

Figura 18 - Sequência de processamento na laminação à quente.



Fonte: [21]

3.3.3 Processo de Laminação a frio

Antes da laminação a frio propriamente dita, o aço passa por um processo chamado decapagem, que tem o objetivo de retirar as camadas de óxidos geradas na laminação a quente.

Durante a laminação a frio, o material ganha melhor qualidade superficial e é reduzido a espessura final desejada, aumentando a resistência e deteriorando a ductilidade do aço, obtendo dessa forma um material extremamente duro, sendo necessário tratamentos térmicos posteriores de recozimento, para adequar as propriedades mecânicas deste material as aplicações finais, melhorando a relação entre resistência e plasticidade. [4]

A deformação a frio causada pela laminação a temperatura ambiente, fornece energia ao material, fazendo com que a temperatura de recristalização decresça, basicamente quanto maior a taxa de redução a frio menor será a temperatura de recristalização. [4]

Por exemplo, o efeito no aumento da redução a frio de 50 para 70%, será diminuir a temperatura de recristalização na etapa de recozimento em cerca de 50 °C, como na figura 19. Este fenômeno, ocorre de maneira idêntica para aços contendo micro adições de Ti ou Nb [17]. Isto ocorre, devido ao acréscimo de defeitos ou densidade de discordâncias no aço, que aumenta a energia interna facilitando a recristalização em temperaturas menores. [13]

Outro objetivo é a formação das primeiras orientações de textura nos planos (111), (100) e (112), que aumentam com o aumento da redução a frio, porém ocorre o inverso para o plano (110), que decrescem com esta taxa de redução. [4]

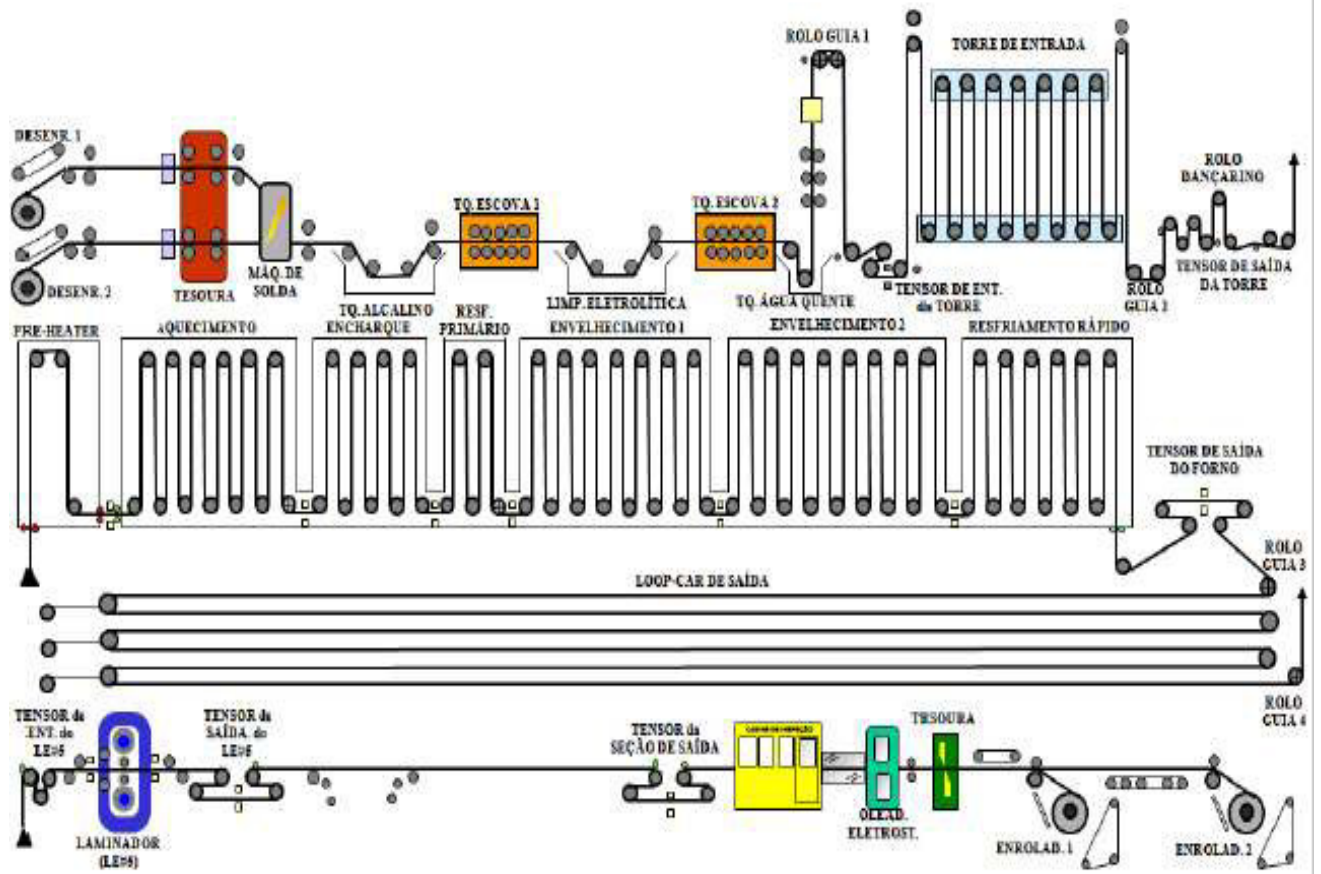
3.3.4 Processo de zincagem contínua por imersão a quente

Atualmente, o processo de recozimento mais utilizado e rentável produtivamente é o recozimento contínuo, em que o ciclo total do tratamento térmico se passa em questão de alguns minutos, gerando excelentes propriedades mecânicas requeridas pelo cliente, boa planicidade, superfície limpa e menores custos se comparado com o recozimento em caixa ou batelada. [4]

Em geral, o processo de galvanização por imersão a quente, envolve a recuperação da propriedade de ductilidade e o fornecimento de uma durabilidade ao aço, devido a formação de uma camada de zinco, que gera uma excelente resistência a corrosão do mesmo.

Durante este processamento, deve-se ter um bom controle da qualidade do material, pois é nesta etapa em que ocorre as últimas mudanças metalúrgicas no material, antes da chegada ao cliente. Por isso, deve-se ter muita cautela, devido a dependência de uma sequência bem ajustada de todo o processo que é apresentado na figura 19.

Figura 19 – Sequência de processamento em uma linha de recozimento contínuo.



Fonte: [33]

3.3.4.1 *Seção entrada*

O processo inicia-se com a alimentação da material prima, na qual é a bobina de aço laminada a frio, conhecida como *Full Hard*. A alimentação, ocorre no início da linha com o auxílio de desenroladeiras, para que haja o enfiamento adequado do material. É necessário descartar as pontas da bobina, denominadas de cabeça e cauda, devido a espessura a mais que é inconveniente do processo de laminação a quente. Então, é realizada a soldagem entre as duas bobinas, através de uma soldagem por resistência, o que permite a passagem contínua do material no processo de zincagem. Após realização de testes para averiguar a segurança da solda, a tira de aço é submetida a um tratamento de limpeza alcalina, mecânica e eletrolítica para a retirada de finos de ferro, óleos e outras sujeiras geradas nos processos anteriores, esta etapa possui grande importância para que evite problemas de aderência do revestimento de zinco, impedindo a proteção contra corrosão. [30, 31]

Na seção de limpeza, a tira passa primeiramente por um tanque de solução alcalina, na qual deve ter os parâmetros de temperatura e condutividade bem controlados para uma limpeza efetiva do material, em seguida, ocorre uma limpeza mecânica, através de rolos de escovação, que retiram as sujeiras desprendidas, porém estas ainda continuam na superfície da chapa. Para os finos de ferro é necessário utilizar a aplicação de uma corrente elétrica na solução, gerando uma limpeza eletrolítica, no qual o mecanismo de limpeza, ocorre através de bolhas de O_2 e H_2 , formados pela eletrolise que levam os finos de ferro para a superfície da solução. [31]

Ainda para limpeza, a tira passa novamente por um seção de escovação e logo após, uma seção de enxague, para eliminar a solução alcalina. Por fim, uma última seção é a de secagem. As regiões citadas, podem ser visualizadas na figura 19.

3.3.4.2 *Seção processo*

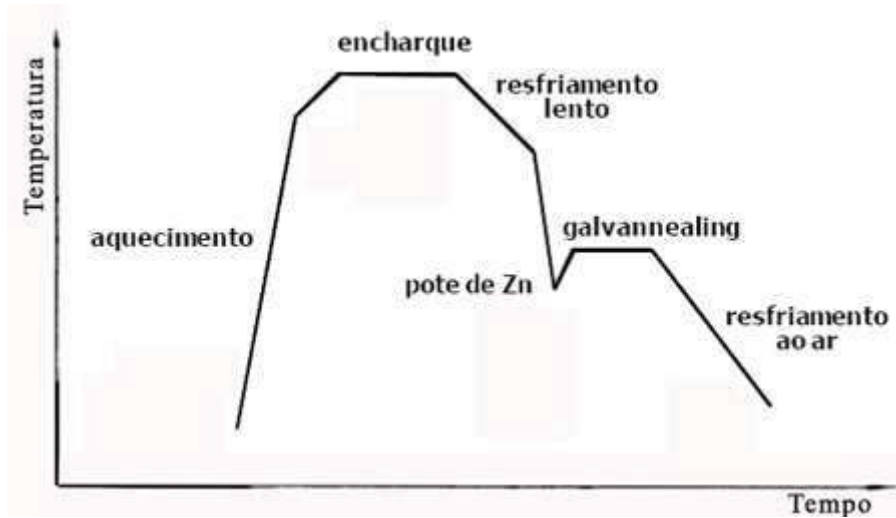
Na seção processo, a chapa de aço passa através do forno de recozimento e do banho de zinco. Nesta etapa, são introduzidas ao aço novas propriedades.

Após a limpeza e secagem, a tira é guiada para o forno de recozimento. Como o aço está laminado a frio com grãos encruado, não possui propriedades adequadas para conformação e este tratamento térmico em uma atmosfera controlada (mistura de H_2 e N_2), visa recuperar ductilidade para aplicação no processo de estampagem, com a formação de

uma estrutura recozida (com grãos equiaxiais). [31] Durante o processamento no recozimento, alguns fenômenos metalúrgicos ocorrem como a recuperação, recristalização, formação e crescimento de grãos e ainda podem ocorrer crescimento ou dissolução de precipitados. Portanto, estes fenômenos que influenciam diretamente as propriedades finais do material, são dependentes da composição química e da forma de processamento. [4]

O recozimento contínuo, consiste basicamente nas etapas de aquecimento, encharque e resfriamento, na qual o resfriamento pode conter etapas de resfriamento rápido, lento e superenvelhecimento. Na figura 20 é apresentado um clássico ciclo térmico do tratamento térmico citado. [33]

Figura 20 – Ciclo térmico de recozimento contínuo.



Fonte: [33]

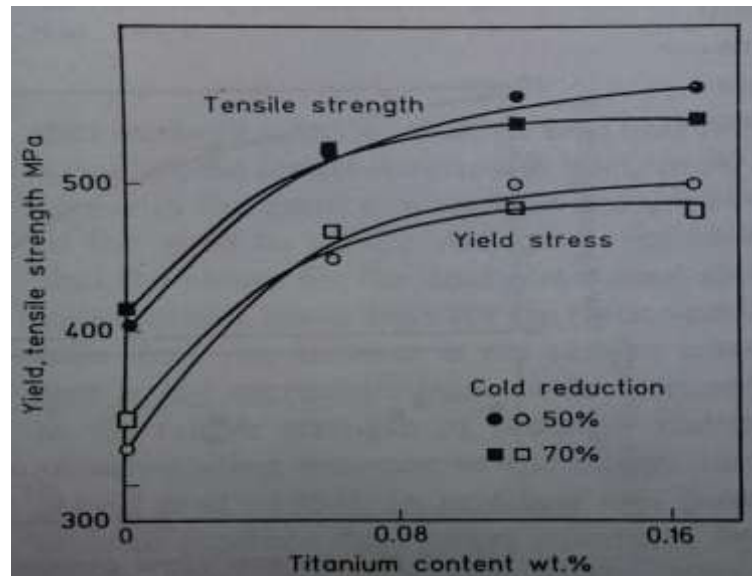
O forno deve possuir atmosfera controlada, devido as altas temperaturas do ciclo térmico, com o objetivo de evitar a oxidação do aço, mais uma vez isto pode ocasionar a não aderência da superfície de zinco na tira metálica. A composição da atmosfera é controlada pelo *dew point*, que é definida como a temperatura necessária para precipitação da primeira gota de orvalho.

No ponto de vista de composição química, o aumento dos elementos microligantes como V, Nb e Ti, aumentam o limite de escoamento do material no recozimento contínuo. Na figura 21, podemos ver o aumento do limite de escoamento e de resistência, com o aumento do teor de Ti. [17]

Outro efeito dos elementos micro ligantes é a elevação da temperatura do fim da recristalização durante o recozimento contínuo. Consequentemente, a temperatura de

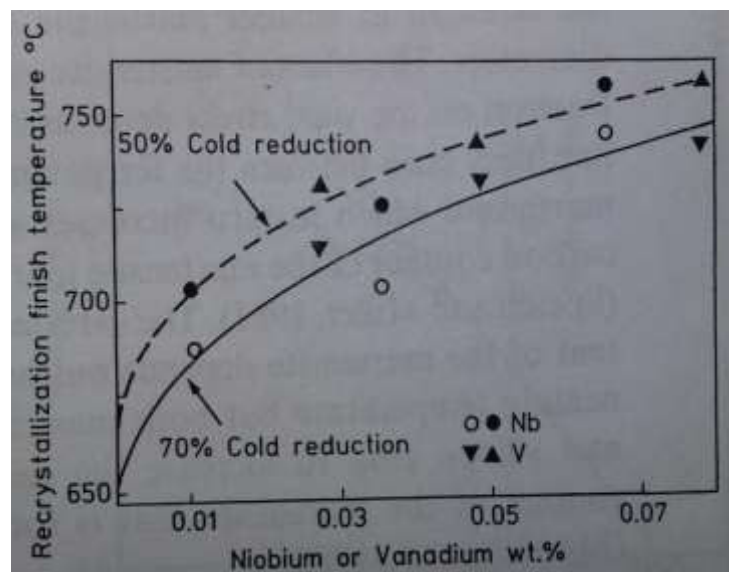
encharque, também deve ser elevada, ocasionando a diminuição progressiva do limite de resistência e o aumento do alongamento, devido a maior porcentagem de recristalização. Na figura 22 é possível observar, a elevação da temperatura do fim de recristalização com o aumento dos teores de Nb ou V, este fenômeno também ocorre no caso do Ti. [17]

Figura 21 – Influência do teor de titânio no limite de resistência e escoamento.



Fonte: [17]

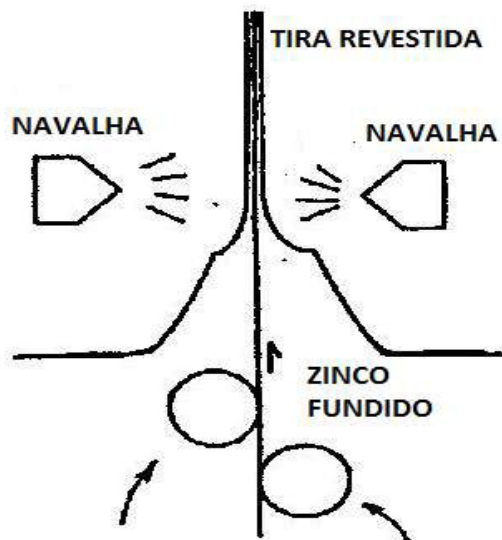
Figura 22 – Influência dos teores de vanádio e nióbio na temperatura de recristalização.



Fonte: [17]

Após o resfriamento adequado para a passagem no pote de zinco, a tira é imersa em um banho de zinco fundido, ocasionando na formação da camada de zinco na chapa metálica. A espessura da camada é controlada por um sistema chamado de navalhas, que opera com sopros de ar/nitrogênio, no momento em que a chapa sai do banho de zinco. Os parâmetros em que este equipamento trabalha são; a velocidade do processo, a pressão e a distância do sopro de ar/nitrogênio. A figura abaixo, apresenta o esquema representativo das navalhas.

Figura 23 – Navalhas.

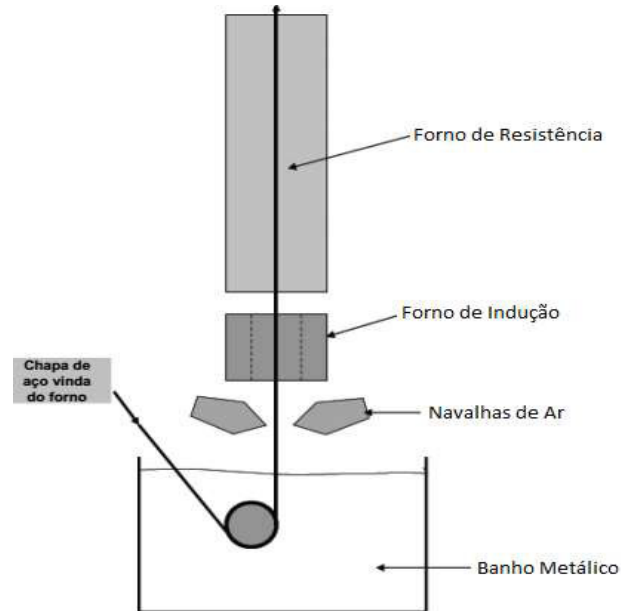


Fonte: [34]

Através da imersão a quente, pode-se produzir dois tipos de revestimento. Isto dependerá da composição do banho de zinco e do tratamento térmico, para a camada depositada na tira metálica. Para obter um revestimento de zinco puro, o zinco fundido no pote deve conter um teor de alumínio entre 0,12% e 0,20% e após a passagem das navalhas o revestimento deve ser resfriado, em uma torre com ar e nevoa de água até aproximadamente 320°C, permitindo a solidificação da camada de zinco. O segundo tipo de revestimento, consiste em Zn-Fe, no qual o banho de zinco deve possuir uma menor quantidade de alumínio de 0,06% à 0,12% e em seguida, a passagem no pote é submetido ao aquecimento de um forno de indução vertical e posteriormente, um forno de aquecimento elétrico com temperaturas na faixa de 470°C à 570°C, onde se quebra a barreira de inibição e há a difusão de ferro do aço para a camada de zinco, formando a liga de Zn-Fe com cerca de 7% à 16% de

ferro. O resfriamento ocorre da mesma forma do material revestido com zinco puro. [32] A figura 24, ilustra a posição dos fornos, após o pote de zinco.

Figura 24 – Sistema de fornos para o revestimento.



Fonte: GavaInfoNote

3.3.4.3 Seção intermediária

Nesta seção, ocorre a passagem da tira pelo laminador de encruamento e é realizada a aplicação de tratamento químico no material.

Na laminação de encruamento é realizado um passe em temperatura ambiente, onde provoca-se uma pequena deformação no material, de aproximadamente 0,5% a 2%, dependendo do material. Esta laminação, tem como objetivo imprimir rugosidade na superfície do material, melhorar o acabamento superficial e o aplainamento, além de gerar um ajuste na propriedade do material e a eliminação do patamar de escoamento. [35]

O tratamento químico, consiste na aplicação de cromo ou fosfato, onde cada um tem objetivos específicos. Aplica-se cromo, quando se quer melhorar a resistência a ferrugem branca do material, durante o envio e/ou estocagem de bobinas. [36] Já a aplicação de fosfato, é realizada quando deseja-se melhorar a aderência da pintura ao substrato, melhorar a proteção contra corrosão durante o tempo de vida do produto e reduzir o atrito durante o processo de estampagem entre as superfícies metálicas da ferramenta e da chapa a ser conformada, servindo como lubrificante. Após a aplicação do tratamento químico, é realizado

uma secagem convectiva para retirada da umidade do material, na qual é realizada a passagem de um gás quente, através da tira trocando calor e retirando a umidade da mesma. [31]

3.3.4.4 *Seção saída*

Por fim, o aço já galvanizado é oleado e rebobinado. O oleamento, ocorre antes da etapa de bobinamento e é introduzido ao material por meio de um aplicador eletrostático. As principais funções dos óleos, em aços galvanizados são basicamente melhorar a resistência contra manchas de estocagem e auxiliar na estampagem. Porém, possui também efeito benéfico na proteção contra escorificação, arranhões e fraturas durante a fabricação. [31]

Em seguida, o bobinamento é realizado por meio de um mandril expansível, auxiliado por uma correia transportadora que é utilizada para guiar o início da bobina. Utiliza-se também, luvas de borracha no mandril para prevenir defeitos superficiais no material, pois clientes da indústria automotiva e de linha branca, são extremamente rigoroso quanto aos aspectos visuais. Porém, deve-se também ter total cuidado com outros parâmetros de bobinamento, como a velocidade de rotação do mandril, tensão de enrolamento e oleamento ou coeficiente de atrito da superfície do material galvanizado. Se estes não forem levados em conta, podem gerar defeito de bobinamento como o telescópio, deslizamento interno, cotovelo e assentamento de bobina, gerando a necessidade de retrabalho ou até mesmo, em casos extremos a perda completa da bobina. [31]

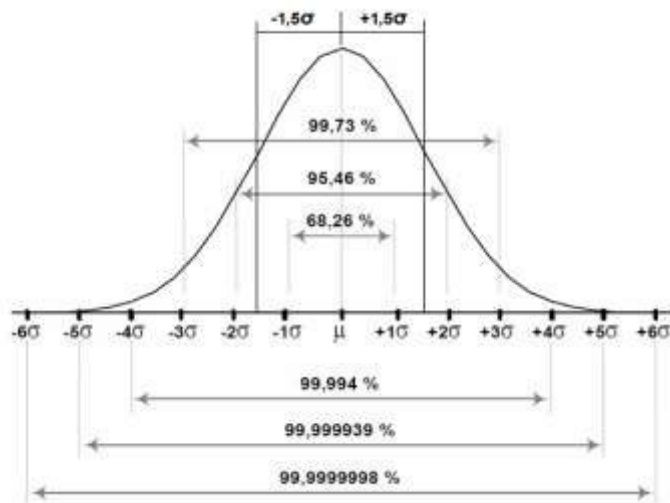
3.4 Metodologia seis sigma

Esta metodologia é considerada o modelo de gestão de qualidade mais recente e foi desenvolvida na empresa norte-americana Motorola em 1987. [39]

Seis sigma, pode ser definida como uma estratégia de gestão bem disciplinada e extremamente quantitativa, possuindo um objetivo principal de aumentar a lucratividade dos negócios, por meio da melhoria da qualidade do produtos e da melhor satisfação dos clientes e consumidores. [37]

O nome seis sigma, foi definido por conta da estatística, na qual, a letra grega σ é representada na estatística, como o desvio padrão do valor visado. Portanto, seis sigma vem da distribuição normal, em que é possível encontrar seis desvios padrões entre a média e o limite inferior de especificação e mais seis, da média até o limite superior de especificação. Uma distribuição normal é apresentada abaixo. [40]

Figura 25 – Distribuição normal.



Fonte: [40]

Esta metodologia é aplicada através de um conjunto de ferramentas de qualidade e/ou estatística, sendo estas divididas e organizadas em etapas do projeto, baseada no modelo *Define Measure Analyse Improve Control* (DMAIC).

3.4.1 Modelo DMAIC

O estrutura DMAIC utilizada nos projetos seis sigmas são divididos em cinco etapas como na figura abaixo.

Figura 26 – Modelo DMAIC.



Fonte: [38]

- D – *Define* (Definir)
 Função: Definir o escopo do projeto. [38]
 Principais ferramentas: Utiliza-se a observação da Voz do Cliente (VOC) com o auxílio de gráficos de pareto, o *Suppliers, Inputs, Process, Outputs e Customers* (SIPOC) e também são realizados o contrato e o cronograma do projeto.

- M – *Mesure* (Medir)
 Função: Determinar a localização e medir o impacto do problema. [38]
 Principais ferramentas: Mapa de processo, espinha de peixe, matriz de priorização, matriz esforço e impacto, box plot, gráficos de pareto, diagrama de dispersão, gráfico de tendência, planos de coletas de dados, análise do sistema de medição, capacidade, capacidade e nível sigma do processo.

- A – *Analyse* (Analisar)
 Função: Determinar as causas do problema preferenciais. [38]
 Principais ferramentas: *Failure Mode and Effect Analyses* (FMEA), mapa de análise estatística, teste de hipótese, testes estatísticos (1-Sample-T, 2-Sample-T e ANOVA), análise de regressão e teste Qui-quadrado.

- I – *Improve* (Melhorar)
 Função: Propor, avaliar e implementar soluções para cada problema preferencial. [38]
 Principais ferramentas: Plano de ação 5W2H ou 5W1H, *Design Of Experiments* (DOE), ferramentas de aceleração de mudança, eventos *Kaizen* e 5S.

- C – *Control* (Controlar)
 Função: Controlar a meta e garantir que esta seja mantida a longo prazo. [38]
 Principais ferramentas: Plano de controle, *pokayoke*, padronização do processo, sistema de controle do processo e Controle Estatístico do Processo (CEP).

4 METODOLOGIA E RESULTADOS

4.1 *Define* (Fase Definir)

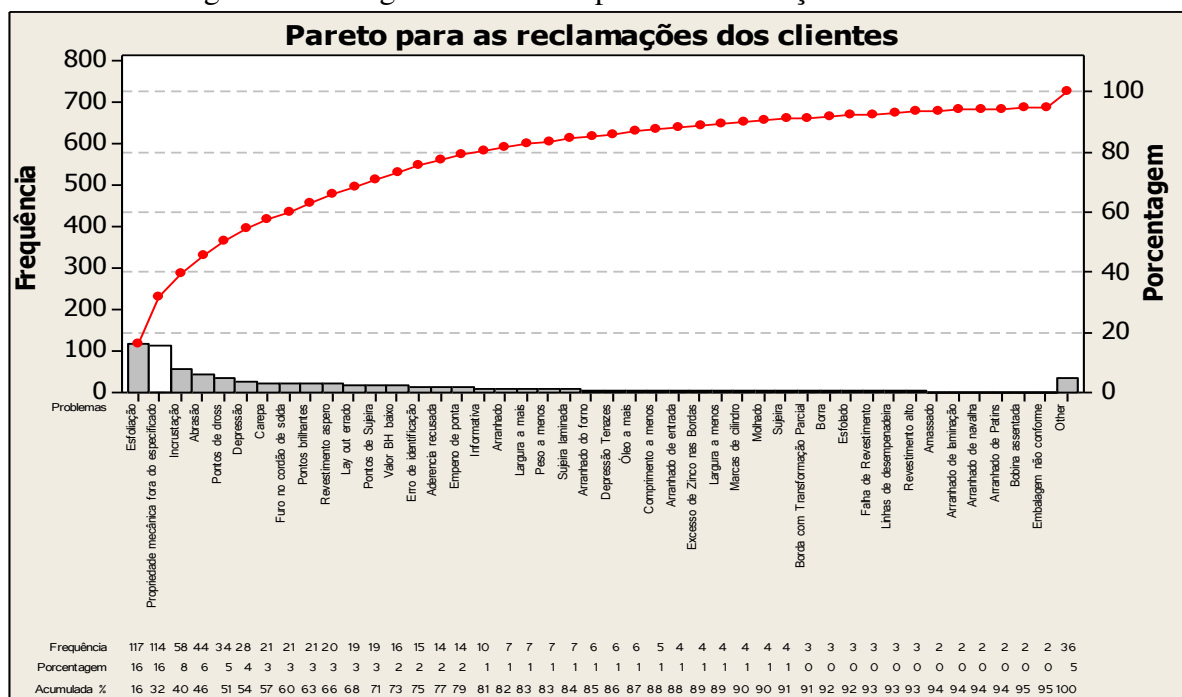
Nesta fase, ocorre a declaração do problema que deve ser solucionado, as metas a serem alcançadas, o cronograma e a funcionalidade da equipe. Porém, no trabalho

desenvolvido foram utilizadas apenas as ferramentas VOC e a SIPOC, com o intuito de encontrar apenas o problema para o trabalho.

4.1.1 VOC

Esta ferramenta é importante para localização dos principais problemas, através do alerta dos clientes. Portanto, foi aplicado um diagrama de Pareto, no qual, baseia-se na lei chamada 20/80. Esta significa que 80% das consequências, advêm de 20% das causas. Portanto, este diagrama foi utilizado em um banco de dados de reclamações dos principais clientes, na qual, foram obtidos os seguintes resultados.

Figura 27 – Diagrama de Pareto para as reclamações dos clientes.



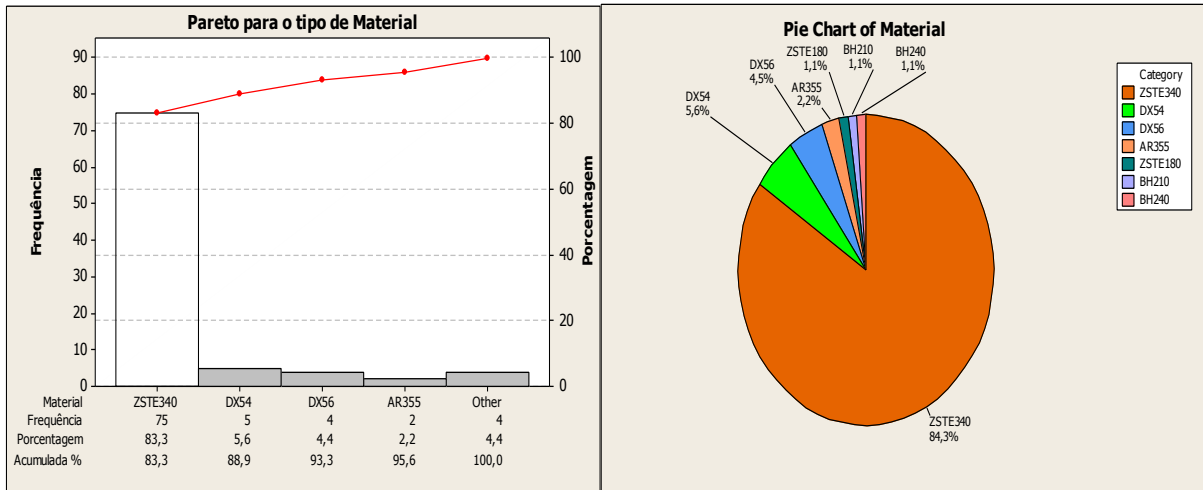
Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

No diagrama de Pareto, foram obtidos como resultado que os principais problemas foram esfoliação (com 117 de frequência e 16% do total reclamado) e propriedade mecânica fora do especificado (com 114 de frequência e 16% do total reclamado). Porém, esfoliação é um defeito de matéria prima, que não é produzido na linha de zincagem, este é gerado em um processo anterior a linha de zincagem a laminação a quente. Esfoliação é basicamente a laminação de óxidos na superfície do aço, gerando fragilidade do material. Logo, propriedade mecânica fora do especificado, será o foco deste trabalho, pois é causado pelo processamento na linha de zincagem.

Diante do banco de dados das reclamações, foram realizadas análises para o levantamento de um novo banco de dados dos materiais e possíveis causas, que estão relacionadas com as reclamações de propriedade mecânica. Portanto, neste novo banco de dados, foram realizados outros dois Paretos, como também, gráficos de pizza apenas para

visualização geral das quantidades. Estes novos Paretos, foram realizado no intuito de encontrar o material que está com mais problemas, além de uma possível causa no processamento.

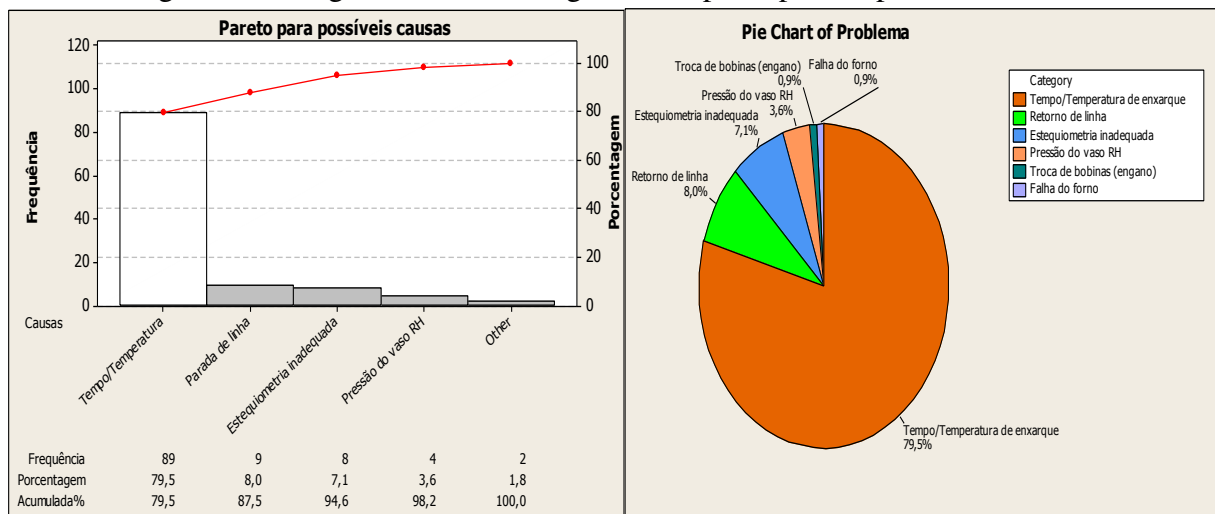
Figura 28 – Diagrama de Pareto e gráfico de pizza para o tipo de material.



Fonte: Minitab 16 Statistical Software

Para o material foi encontrado que a classificação ZSTE 340 resultou na maior porcentagem com 83,3%, onde este foi analisado internamente na empresa descobrindo desta forma, que se trata de um aço microligado ao titânio, que teve sua composição modificada recentemente, devido à problemas de produtividade na laminação a frio que estava baixa devido as elevadas cargas de processamento do material antigo e também pelo aumento da demanda no mercado para este tipo de aço. Portanto, este novo material necessita de novos ajustes na linha de zincagem para gerar propriedades mecânicas adequadas para os clientes.

Figura 29 - Diagrama de Pareto e gráfico de pizza para as possíveis causas.



Fonte: Minitab 16 Statistical Software

Por fim, para as causas possíveis, a que teve maior porcentagem diante das reclamações de propriedade mecânica, foi tempo e/ou temperatura de processamento do

material com 79,5%. Porém, esta é apenas uma possível causa, pois mais adiante serão apresentadas outras ferramentas que ajudarão a encontrar as causas principais do problema.

4.1.2 SIPOC

O SIPOC é utilizado basicamente para a visualização das relações e variáveis do processo a ser estudado. Abaixo apresenta o significado de cada letra da sigla:

- S - *Suppliers* (Fornecedores) – Alimentam o processo;
- I - *Inputs* (Entradas do processo) - São recursos que são aplicados e necessários para a realização do processo;
- P - *Process* (Processo) – É a atividade que tem o objetivo de transformação das entradas visando gerar uma determinada saída;
- O - *Outputs* (Saídas do processo) – Resultado do processo de transformação;
- C - *Consumers/customers* (Clientes) – Clientes do processo.

Portanto, para o processo em estudo foi obtido o SIPOC abaixo:

Tabela 1 – SIPOC.

SIPOC				
TÍTULO DO PROJETO: Adequação da propriedade mecânica de um aço de um aço de alta resistência microligado ao titânio.				
RESPONSÁVEL: Pablo Bruno Paiva Leão				
FORNECEDORES (S)	ENTRADAS (I)	PROCESSO (P)	SAÍDAS (O)	CLIENTES (C)
Usina Presidente Vargas	1. Temperatura de enxarque. 2. Temperatura de pré-aquecimento. 3. Temperatura de resfriamento 4. Velocidade da tira. 5. Espessura da tira. 6. Largura da tira. 7. Grau do aço. 8. Alinhamento da tira. 9. Limpeza da tira. 10. Pressão dos gases de proteção. 11. Composição do gás de proteção. 12. Estado da superfície da tira (suja/limpa). 13. Tensão da tira.	Tratamento térmico de recozimento, na qual, gera a recuperação e a recristalização do material processado, resultando no ganho de propriedades mecânicas adequadas para sua aplicação.	Propriedades mecânicas. Microestruturas.	Industria automobilística. Centro de Serviços - CSN.
Quem entrega as entradas?	Quais as entradas necessárias para a execução do processo?	Como o processo é desenvolvido?	Quais as saídas que são entregues pelo processo?	Quem são os beneficiários destas saídas?

Fonte: CSN

4.2 Measure (Fase Medir)

Na fase medir, temos o objetivo de avaliar o estado do processo no início da implantação da metodologia seis sigma, além das possíveis causas de variação do mesmo. As ferramentas utilizadas nesta etapa, foram a matriz causa e efeito e a estatística descritiva.

4.2.1 Matriz causa e efeito

Através desta ferramenta da qualidade, foi possível priorizar e definir as causas significativas sobre as saídas do processo. Estas, serão as variáveis abordadas durante o trabalho. Primeiramente, foi feito uma pesquisa com profissionais da área, já que essa ferramenta necessita do conhecimento de pessoas experientes no assunto em estudo. Cada um dos participantes poderiam dar notas de 0 à 10 de acordo com a correlação/influência das entradas (causa) do processo sobre as saídas (efeito), utilizando-se os dados já adquiridos na SIPOC.

Cada saída (Propriedade Mecânica e Microestrutura) do processo, também possui um peso de 0 à 10, que é escolhido pelo autor da matriz causa e efeito. Tal peso é multiplicado pela nota indicada por cada participante e, ao fim, estas são somadas. Por exemplo, para a entrada X1 (Temperatura de encharque), na tabela 2, temos que todas as notas dadas pelos avaliados, foram de correlação forte, ou seja, 10. Logo, o cálculo foi realizado da seguinte forma: $10 \times 10 + 9 \times 10 + 10 \times 10 + 9 \times 10 + 10 \times 10 + 9 \times 10 = 570$. Na tabela 2, encontram-se todos os resultados para as 13 variáveis.

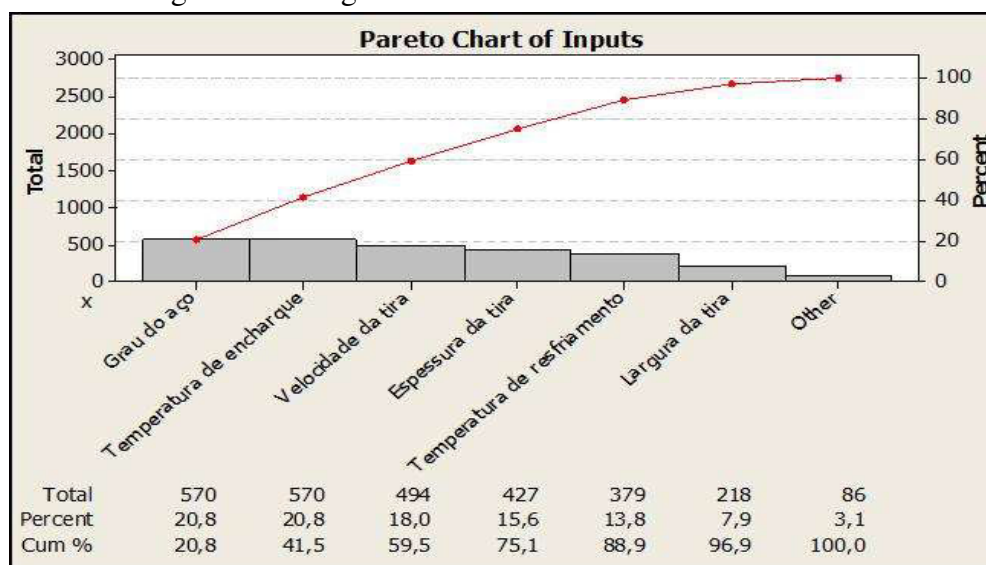
Tabela 2 – Matriz causa e efeito.

MATRIZ CAUSA E EFEITO								
10 - 9 - 8: Forte Correlação		7 - 6 - 5 - 4: Média Correlação		3 - 2 - 1: Baixa Correlação		0: Não há correlação		
Índice de Importância	10	9	10	9	10	9		
Função:	Engenheiro da qualidade		Gerente da qualidade		Gerente da linha de zincagem			
X's do Processo	Propriedade mecânica	Microestrutura	Propriedade mecânica	Microestrutura	Propriedade mecânica	Microestrutura	TOTAL	Esforço de Eliminação da Variável de Entrada
X ₁ Temperatura de encharque	10	10	10	10	10	10	570	Alto
X ₂ Temperatura de pré-aquecimento	1	1	1	1	0	0	38	Baixo
X ₃ Temperatura de resfriamento	6	8	6	6	7	7	379	Baixo
X ₄ Velocidade da tira	9	9	9	9	8	8	494	Alto
X ₅ Espessura da tira	6	7	8	8	8	8	427	Alto
X ₆ Largura da tira	6	7	5	5	0	0	218	Baixo
X ₇ Grau do aço	10	10	10	10	10	10	570	Alto
X ₈ Alinhamento da tira	0	0	0	0	0	0	0	Baixo
X ₉ Limpeza da tira	0	0	0	0	0	0	0	Baixo
X ₁₀ Pressão dos gases de proteção	0	0	0	0	0	0	0	Baixo
X ₁₁ Composição do gás de proteção	0	0	1	1	0	0	19	Baixo
X ₁₂ Estado da superfície da tira. (Suja/limpa).	0	0	0	0	0	0	0	Baixo
X ₁₃ Tensão da tira.	2	1	0	0	0	0	29	Baixo

Fonte: CSN

Para facilitar a indicação das causas que possuem mais influência nas saídas do processo, foi realizado um diagrama de Pareto, sob os resultados obtidos na matriz causa e efeito, estes são apresentado na figura 30.

Figura 30 - Diagrama de Pareto da matriz causa e efeito.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Mesmo possuindo um percentual relativamente significativo, o grau do aço não influenciará o desenvolvimento do estudo, pois será abordado apenas um tipo de aço. Dessa forma, foram interpretados que as causas principais que deverão ser avaliadas, serão as três que possuem os maiores percentuais no diagrama de Pareto (temperatura de encharque, velocidade da tira e espessura da tira), contando com a eliminação do grau de aço.

4.2.2 Estatística descritiva

4.2.2.1 Teste de normalidade

No processo de produção da linha de zincagem contínua, para cada bobina processada, foi retirada uma amostra de tração para avaliar o limite de escoamento. Os dados foram tratados, com base no teorema do limite central, na qual, os resultados foram divididos em subgrupo de quatro amostras aleatórias, sendo destes, obtido a média para cada subgrupo.

O teorema do limite central, informalmente pode ser descrito da seguinte forma: para uma distribuição qualquer, discreta ou contínua, adquirindo amostras aleatórias desta e de tamanho x , podemos soma-las ou calcular suas médias. Então, teremos respectivamente, a soma e a média amostral. Logo, se as somas e médias amostrais forem colocadas em um gráfico de frequência, este tenderá a uma distribuição normal, quanto maior a quantidade de somas e médias amostrais obtidas.

Para sabermos se os dados possuem uma distribuição normal, foi utilizado o teste de normalidade nas médias amostrais. Serão testadas duas hipóteses:

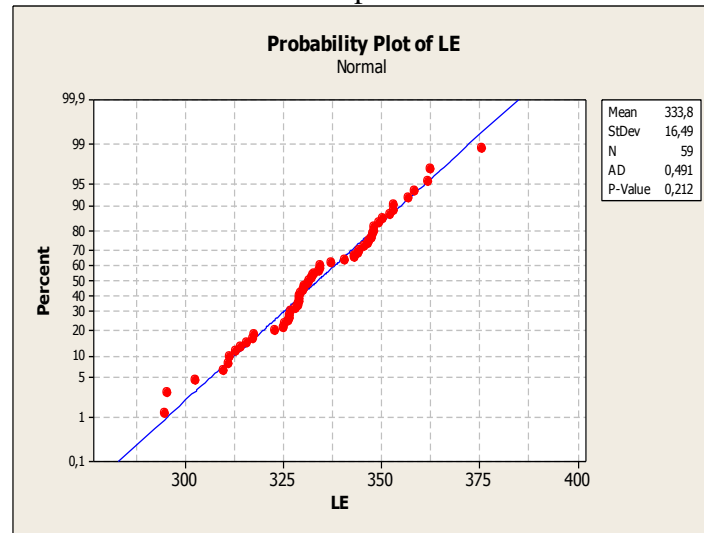
- H_0 : Os dados seguem uma distribuição normal.
- H_1 : Os dados não seguem uma distribuição normal.

Na figura 31, é apresentado o teste de normalidade. O eixo vertical, é correspondente à escala vertical encontrada na probabilidade normal, ou seja, são valores esperados caso a variável tenha distribuição normal. No eixo horizontal, encontra-se em uma escala linear e a reta de referência (linha azul), representa uma estimativa de uma função de distribuição

acumulada para a população, a partir dos dados selecionados. Portanto, se há uma boa probabilidade dos dados à uma distribuição normal, os pontos estarão próximos a reta de referência. [42]

Neste caso, foi considerado um nível de significância de 5%, ou seja, esta é a máxima quantidade de erros que estamos disposto a aceitar e será a referência do *P-value*. Valor de P ou *P-value* é a probabilidade encontrada para o teste de hipótese. Logo, para um *P-value* maior ou igual à 0.05, aceitaremos a hipótese nula, ou seja, a distribuição será normal. Caso contrário, rejeitamos a hipótese nula e aceitaremos que a distribuição não é normal.

Figura 31 - Teste de normalidade para o Limite de Escoamento (LE).



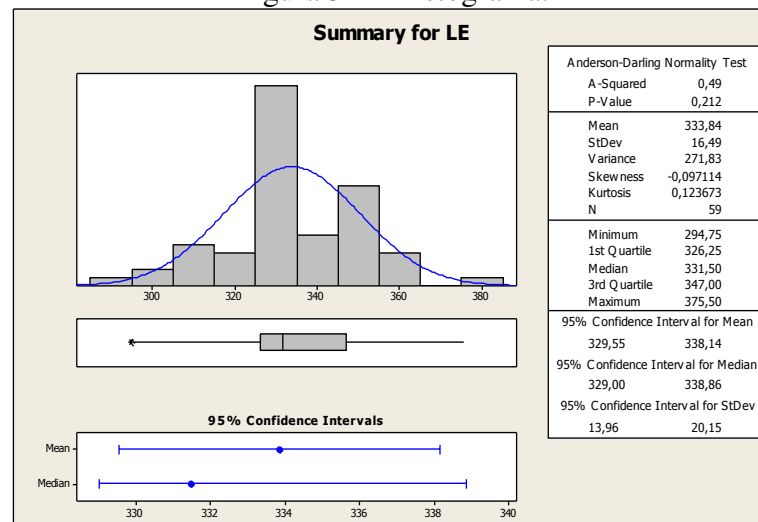
Fonte: Minitab 16 Statistical Software

Por fim, *P-value* encontrado foi igual à 0.212, ou seja, aceitaremos H_0 e a distribuição é normal.

4.2.2.2 Histograma e boxplot

Um histograma representa uma distribuição de frequência da variação de uma amostra de dados, tornando possível a visualização de um valor central e da dispersão dos dados em torno deste valor.

Figura 32 – Histograma.



Fonte: Minitab 16 Statistical Software

A partir da figura 32, que apresenta um histograma com um polígono de frequência (linha azul sob o histograma), um *boxplot* e um intervalo de confiança, foram obtidas informações descritivas da amostragem como a média, a variância e o desvio padrão, que são respectivamente 333,84 MPa, 271,83 MPa e 16,49. As equações para os cálculos destes valores são expressos abaixo.

$$\bar{x} = \frac{x_1 + x_2 + \dots + x_n}{n} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i}{n}, \quad (2)$$

$$s^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n - 1} = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i^2) - n\bar{x}^2}{(n - 1)}. \quad (3)$$

$$DP(S) = \sqrt{(S^2)}, \quad (4)$$

Onde, n é o número de observações, \bar{x} é a média aritmética, S^2 é a variância e $DP(S)$ é o desvio padrão.

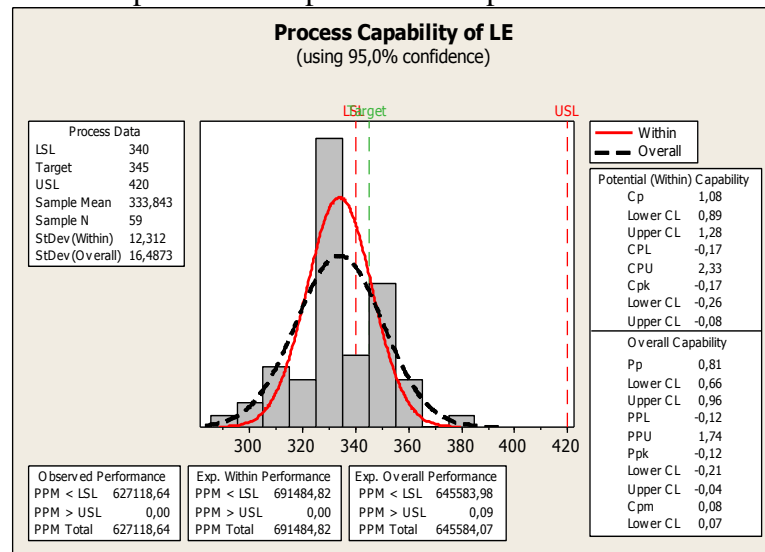
Já o *boxplot* ou diagramas de caixa, nos dá uma ideia sobre a localização e dispersão dos dados. Através do *boxplot*, localizado abaixo do histograma, podemos obter o valor mínimo dos dados que é 294,75 MPa, na qual, se localiza na ponta da linha a esquerda da caixa e o máximo valor de 375,5 MPa, que se encontra na ponta da linha oposta. A caixa é representada pelo 1º, 2º (ou mediana) e 3º quartil, que significam respectivamente que 25%, 50% e 75% dos dados, são menores ou iguais a estes valores. O 1º, 2º e 3º quartil estão localizados respectivamente na borda esquerda da caixa, na linha que corta a caixa e na borda direita da caixa. Por fim, apresentam valores discrepantes ou anormais que são chamados *outliers*, no qual, são representados por asteriscos.

Por último, temos o intervalo de confiança, que é basicamente a faixa onde encontram-se 95% das chances de termos a média da população na média amostrada.

4.2.2.3 Capacidade (C_p) e capacidade (C_pK) do processo

Para estimar o desempenho do processo é necessário utilizar os resultados da média e do desvio padrão, já obtidos no histograma. As especificações do cliente eram que, os valores dos limites de escoamento estivessem entre 340 à 420 MPa. Portanto, temos que o Limite Superior de Especificação (LSE) é 420 MPa e o Limite Inferior de Especificação (LIE) é 340 MPa. Com estas informações, foram calculados o C_p e o C_{pk} do processo.

Figura 33 - Capacidade e capacidade do processo antes da mudança.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Logo, podemos observar a partir da figura 33, que a C_p foi 1,08, no qual, este pode ser calculado a partir da equação 5 e classificado de acordo com a tabela 3:

$$C_p = (LSE - LIE) / 6 \sigma \quad (5)$$

Onde, σ é o desvio padrão.

Tabela 3 - Classificação para a capacidade do processo.

Classificação	Valor do C_p
Capaz e adequado	$C_p \geq 1,33$
Aceitável	$1 \leq C_p \leq 1,33$
Incapaz e inadequado	$C_p < 1$

Fonte: Autor

Em relação a capacidade, o processo encontra-se em um estado aceitável, porém, como a capacidade leva em conta apenas o desvio padrão e desconsidera a centralização do processo, faz-se necessário o cálculo da capacidade, para um ajuste central do processo. É visto, na figura 33 que C_{pk} inferior e C_{pk} superior, são respectivamente -0,17 e 2,33. Sendo uma regra geral, escolher o menor dos C_{pk} 's, portanto, C_{pk} é -0,17. A capacidade do processo, pode ser calculada a partir da equação 6 e classificada através da tabela 4.

$$C_{pK} = \text{MIN} [(LSE - \text{média}) / 3 \sigma , (\text{média} - LIE) / 3 \sigma] \quad (6)$$

Onde, σ é o desvio padrão.

Tabela 4 - Classificação para a capacidade do processo.

Classificação	Valor do Cpk
Capaz e adequado	$Cpk \geq 1,33$
Aceitável	$1 \leq Cpk < 1,33$
Incapaz e inadequado	$Cpk < 1$

Fonte: Autor

Por fim, pode-se concluir que no início da aplicação da metodologia seis sigma, o processo estava incapaz e inadequado.

4.2.2.4 Sigma do processo

Através dos resultados da estatística descritiva, pode-se calcular o nível sigma do processo, com o intuito de obter o estado do processo em relação ao nível máximo que é seis sigma. Seis sigma, significa a menor quantidade de Defeitos por Milhão de Oportunidade (DPMO).

Se tivéssemos um processo altamente centralizado teríamos a sua média 6σ (desvios padrão) dos limites de especificação. Mas empiricamente, notou-se que o processo jamais permanece fixo, variando não mais que $1,5\sigma$ (desvios padrão) para esquerda ou direita.

Neste trabalho foi usado a estatística Z, para o cálculo do sigma do processo. Z representa a distância entre a média e o limite de especificação mais próximo, em desvios padrão e é representado pela equação 7.

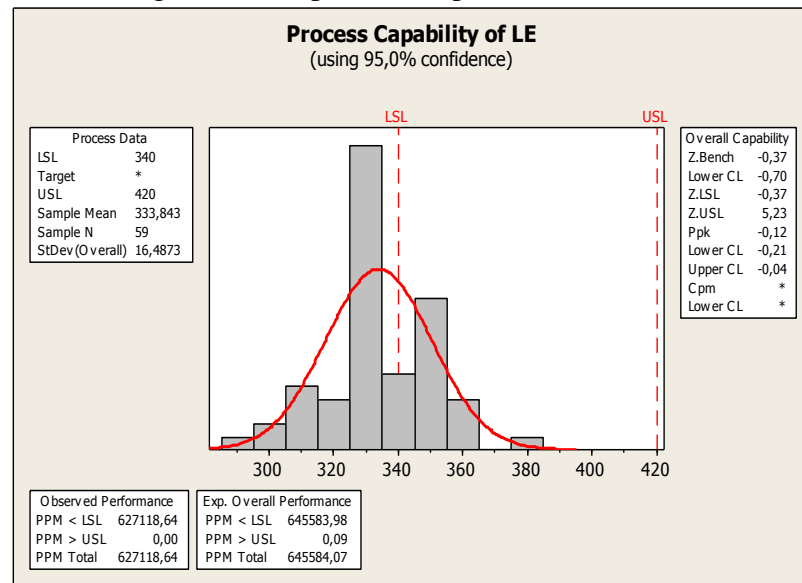
$$Z = \text{MIN} [(LIE - \text{Média})/\text{Desvio padrão}, (\text{Média} - LSE)/\text{Desvio padrão}] \quad (7)$$

Deve-se escolher o menor valor de Z ou “Z mínimo”. Devido a variação de $1,5\sigma$, explicada anteriormente, o cálculo do sigma ou capacidade σ é representado pela equação abaixo:

$$\text{Capacidade } \sigma = Z_{\text{min}} + 1,5 \quad (8)$$

A partir da figura 34, obtemos Z mínimo igual à -0,37, assim temos que a capacidade σ é igual à 1,13. Então, observando a tabela 5 é possível ver que o processo está com um DPMO e um rendimento de aproximadamente e respectivamente 579.259,7 e 42,07%. Outra informação importante, gerada pela figura 34 é a estatística da quantidade de não conformidade podem ocorrer em um milhão, baseados nos limites de especificação exigidas. Temos que, o Partes Por Milhão (PPM) possui 645.583,98 limites de escoamento abaixo do limite inferior, para um milhão de bobinas produzidas.

Figura 34 - Capabilidade para a estatística Z.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Concluimos, que o processo está bastante longe dos 6σ ou 3,4 DPMO, possuindo um rendimento extremamente baixo de produção.

Tabela 5 - Estado sigma do processo.

Nível Sigma	DPMO	Rendimento	Nível Sigma	DPMO	Rendimento
6	3,4	99,99966%	3,4	28.716,5	97,12835%
5,9	5,4	99,99946%	3,3	35.930,3	96,40697%
5,8	8,5	99,99915%	3,2	44.565,4	95,54346%
5,7	13,4	99,99866%	3,1	54.799,3	94,52007%
5,6	20,7	99,99793%	3	66.807,2	93,31928%
5,5	31,7	99,99683%	2,9	80.756,7	91,92433%
5,4	48,1	99,99519%	2,8	96.800,5	90,31995%
5,3	72,4	99,99276%	2,7	115.069,7	88,49303%
5,2	107,8	99,98922%	2,6	135.666,1	86,43339%
5,1	159,1	99,98409%	2,5	158.655,3	84,13447%
5	232,7	99,97673%	2,4	184.060,1	81,59399%
4,9	337,0	99,96630%	2,3	211.855,3	78,81447%
4,8	483,5	99,95165%	2,2	241.963,6	75,80364%
4,7	687,2	99,93128%	2,1	274.253,1	72,57469%
4,6	967,7	99,90323%	2	308.537,5	69,14625%
4,5	1.350,0	99,86500%	1,9	344.578,3	65,54217%
4,4	1.865,9	99,81341%	1,8	382.088,6	61,79114%
4,3	2.555,2	99,74448%	1,7	420.740,3	57,92597%
4,2	3.467,0	99,65330%	1,6	460.172,1	53,98279%
4,1	4.661,2	99,53388%	1,5	500.000,0	50,00000%
4	6.209,7	99,37903%	1,4	539.827,9	46,01721%
3,9	8.197,5	99,18025%	1,3	579.259,7	42,07403%
3,8	10.724,1	98,92759%	1,2	617.911,4	38,20886%
3,7	13.903,4	98,60966%	1,1	655.421,7	34,45783%
3,6	17.864,4	98,21356%	1	691.462,5	30,85375%
3,5	22.750,1	97,72499%			

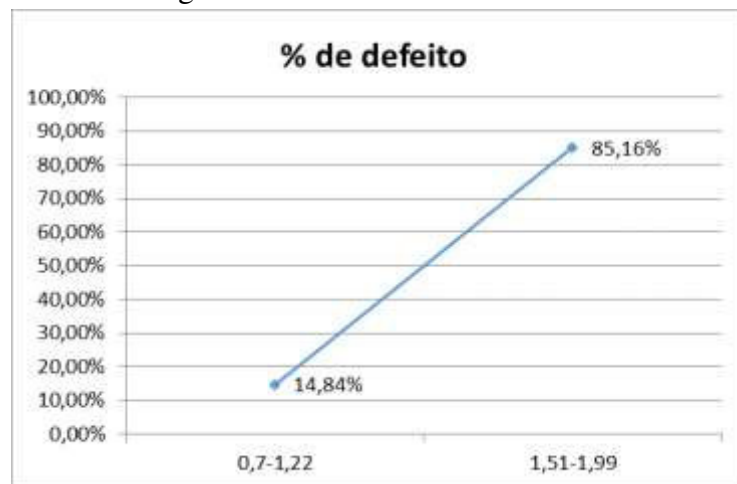
Fonte: [43]

4.2.2.5 Tendência

Através da estratificação dos dados baseados na espessura das bobinas, foi visto que há uma tendência do limite de escoamento está fora do especificado, para materiais mais

esessos. A figura 35, mostra que 85,16% das não conformidades ocorreram para espessuras de 1,51 à 1,99 milímetros e na figura 36 é apresentado um gráfico de pizza, no qual, observa-se que 37% das não conformidades foram encontrados nas bobinas de espessura de 1,51 milímetros. Esta tendência nos conduz a realizar análises no material, que possui espessura em faixas maiores.

Figura 35 - Tendência dos defeitos.



Fonte: Autor

Figura 36 - Gráfico de pizza dos defeitos em relação as espessuras.



Fonte: Minitab 16 Statistical Software

4.3 Analyse (Fase Analisar)

Como as possíveis causas foram identificadas na etapa anterior, neste trabalho não será utilizado o FMEA de processo, uma ferramenta que auxilia a identificação dos possíveis modo de falha do processo e suas causas. Assim, a fase analisar será composta pelo estudo da influência das causas já encontradas, sobre a propriedade que se deseja melhorar. Foram utilizados algumas ferramentas estatísticas, como regressão simples e múltipla.

Para a análise dos aspectos metalúrgicos, foi realizado uma simulação computacional, para observar as fases que existem neste aço em diferentes temperaturas e foram realizados

estudos experimentais em laboratório, para simular a influência das variáveis que existem na linha de produção, sobre o limite de escoamento.

4.3.1 Mapa de análise estatística

O mapa de análise é uma ferramenta que ajuda na escolha do tipo de análise que será realizada, a partir da relação de características entre os dados de entrada (X) e saída (Y). Estes podem ser contínuos (dados de medida) ou discretos (dados de contagem ou de atributos).

Como os dados de tempo, velocidade, espessura (X's) e o limite de escoamento (Y) são todos classificados como dados contínuos. Podemos observar a partir da tabela 6 que as ferramentas ideais para analisar estes dados são a dispersão e regressão.

Tabela 6 - Mapa de análise estatística.

		X (Fonte de variação) tratado como:	
		Contínuo	Discreto (atributo)
Y (Variável Resposta) Tratado como:	Contínuo	Diagrama de dispersão e Regressão	Box Plot Teste de Hipótese ANOVA Mood's Median Test
	Discreto (atributo)	Regressão Logística	Pareto Tabela análise de contingência Chi quadrado: Independência

Fonte: Autor

4.3.2 Dispersão, correlação e análises de regressão

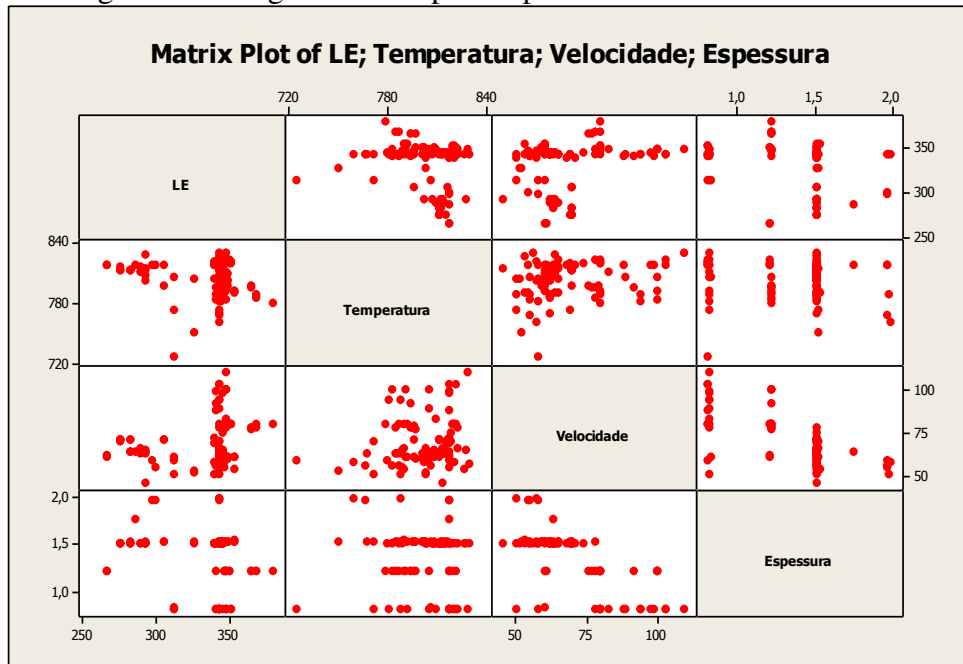
Através das análises de regressão, foi possível observar a influência das variáveis do processo, sobre a propriedade de Limite de Escoamento (LE), facilitando tomadas de decisão para o ajuste a adequação desta propriedade. Foram realizados dois tipos de análises, uma de regressão simples para a influência da espessura sobre a velocidade e uma de regressão composta para observa a influência conjunta da velocidade e temperatura sobre o LE. Assim teremos a noção das tendência dos três parâmetros sobre a propriedade em estudo.

4.3.2.1 Dispersão e Correlação

Inicialmente, foram realizadas análises de dispersão e correlação para os dados sem qualquer tratamento, relacionando todos os parâmetros. Através da dispersão é possível obter resultados visuais e da correlação resultados com base estatística. Na figura 37, a dispersão mostra que vários parâmetros para estes dados apresentam uma tendência relativamente baixa, tendo uma melhor relação de influência apenas entre os parâmetros Limite de Escoamento –

Temperatura, Limite de Escoamento – Velocidade, Temperatura – Velocidade e Velocidade – Espessura.

Figura 37 - Diagrama de dispersão para os dados sem tratamento.



Fonte: Minitab 16 Statistical Software

Os resultados de correlação são apresentados na figura 38. Para cada relação, são baseados em dois valores Pearson *correlation* e *P-value*. O primeiro valor representa a força de correlação (quanto mais próximo de 1 mais forte é a correlação) e o tipo de influência (negativa ou positiva). A classificação para estes valores é apresentado na tabela 7. No caso de *P-value* é avaliado se existe linearidade entre as variáveis. Se *P-value* é menor que 0,05 é aceita a hipótese de que a linearidade é significativa entre as variáveis.

Tabela 7 - Classificação para o valor de Pearson *correlation*.

Valor Pearson <i>correlation</i>	Tipo de correlação
+1	Correlação forte e positiva
-1	Correlação forte e negativa
0	Não existe correlação
$0,6 \leq \text{pearson correlation} \leq 1$	Boa correlação
$0,3 \leq \text{pearson correlation} < 0,6$	Fraca correlação
$\text{pearson correlation} < 0,3$	Nenhuma correlação

Fonte: Autor

Por fim, temos que espessura e velocidade possui o melhor valor de correlação enquadrando-se na seguinte definição; possui influência negativa ou seja quanto maior a espessura menor a velocidade, possui boa correlação e a linearidade é significativa. Portanto torna-se possível realizar a regressão linear para estas duas variáveis.

Figura 38 - Correlação para os dados sem tratamento.

Correlations: LE; Temperatura; Velocidade; Espessura

	LE	Temperatura	Velocidade
Temperatura	-0,229 0,019		
Velocidade	0,233 0,017	0,154 0,117	
Espessura	-0,194 0,047	-0,037 0,707	-0,690 0,000

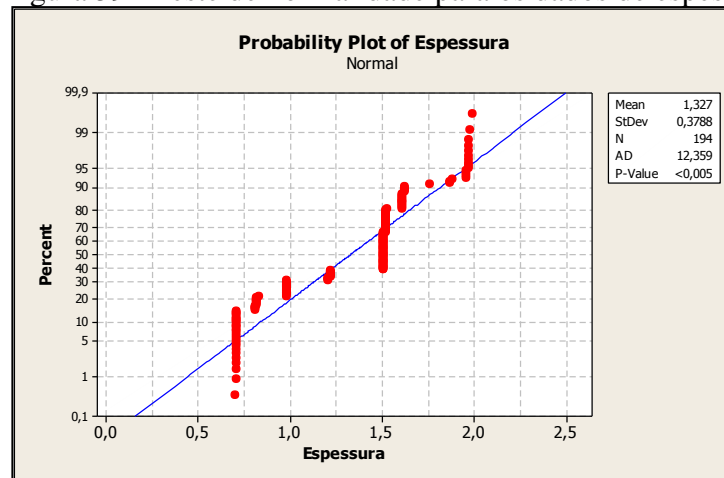
Cell Contents: Pearson correlation
P-Value

Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

4.3.2.2 Regressão simples

A figura 39, mostra que os dados de espessura não são normais. Isso ocorre devido uma certa faixa de variação da velocidade para uma mesma espessura. Portanto, estes dados necessitam de um tratamento.

Figura 39 - Teste de normalidade para os dados de espessura.

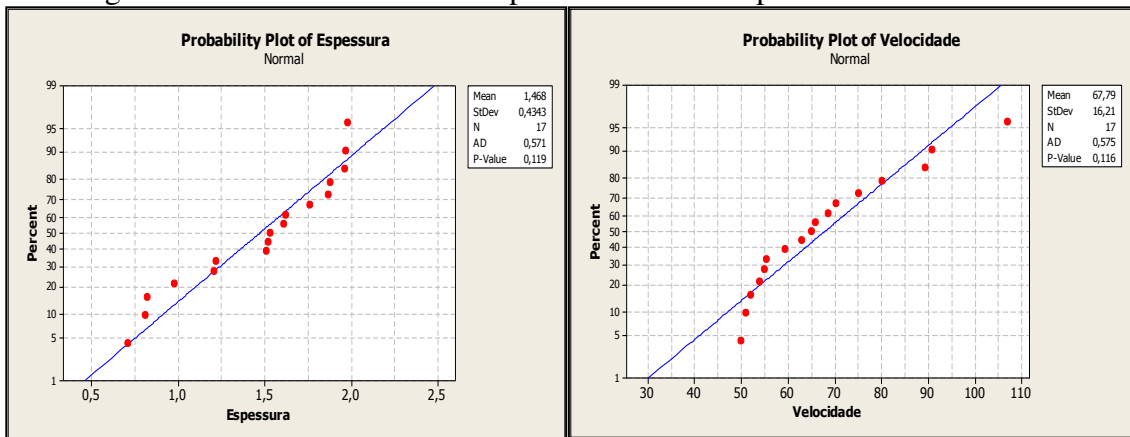


Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Neste caso, como a faixa de variação de velocidade é bem diferente para cada espessura, foram retirados as médias destas variações de velocidades para cada espessura. No entanto, para adquirir cada média, foram eliminados os *outliers*, através de diagramas de caixa para cada faixa de velocidade em função de uma determinada espessura. Isso é importante, pois o *outliers* representam uma condição não usual e podem ser excluídos dos cálculos do gráfico de controle de regressão. Nesta etapa, o interesse está em encontrar os limites de controle para o gráfico de regressão que revele uma situação de estabilidade do sistema. Dessa maneira, utiliza-se apenas o processo considerado estável para se encontrar os limites de controle que servirão para monitorar o processo futuro.

O resultado para os dados tratados, encontram-se na figura 40 e 41, sendo estes agora dados normais que possuem uma correlação mais forte.

Figura 40 - Teste de normalidade para os dados de espessura e velocidade tratados.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Figura 41 - Nova correlação entre velocidade e espessura.

Correlations: Velocidade; Espessura

Pearson correlation of Velocidade and Espessura = -0,896
P-Value = 0,000

Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

A equação encontrada pelo software é apresentada na figura 42 e a sua representação está no gráfico 1. Este resultado está bem condizente com a realidade, pois metalurgicamente chapas laminadas contendo uma espessura maior ou uma maior massa, necessitam de um maior tempo de permanência no forno de recozimento da linha de zincagem. A necessidade ocorre para que o material recristalize-se adequadamente, isto para uma temperatura constante.

Figura 42 - Equação de regressão simples para a velocidade em função da espessura.

The regression equation is
Velocidade = 261 - 352 Espessura + 216 Espessura² - 45,9 Espessura³

Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

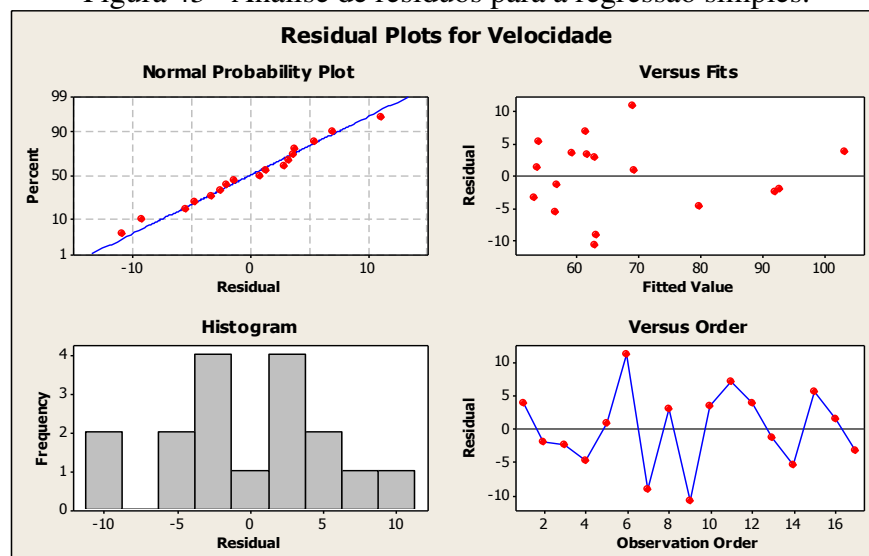
Gráfico 1 - Representação da equação da regressão simples.



Fonte: Autor

Para validar o modelo de regressão é necessário que os resíduos sejam analisados. Estes devem seguir uma distribuição normal e apresentarem-se com uma variância homogênea. Na figura 43, encontra-se a análise dos resíduos, na qual são normais apresentando um P-value de 0,946. Nos dois gráficos a esquerda da figura 43, estão plotados os resíduos versus os valores de X (velocidade) e o último de forma temporal (sequencial). Estes mostram que não há inadequações no modelo de regressão, como a homocedasticidade, ou seja, a variância dos resíduos encontra-se estáveis.

Figura 43 - Análise de resíduos para a regressão simples.

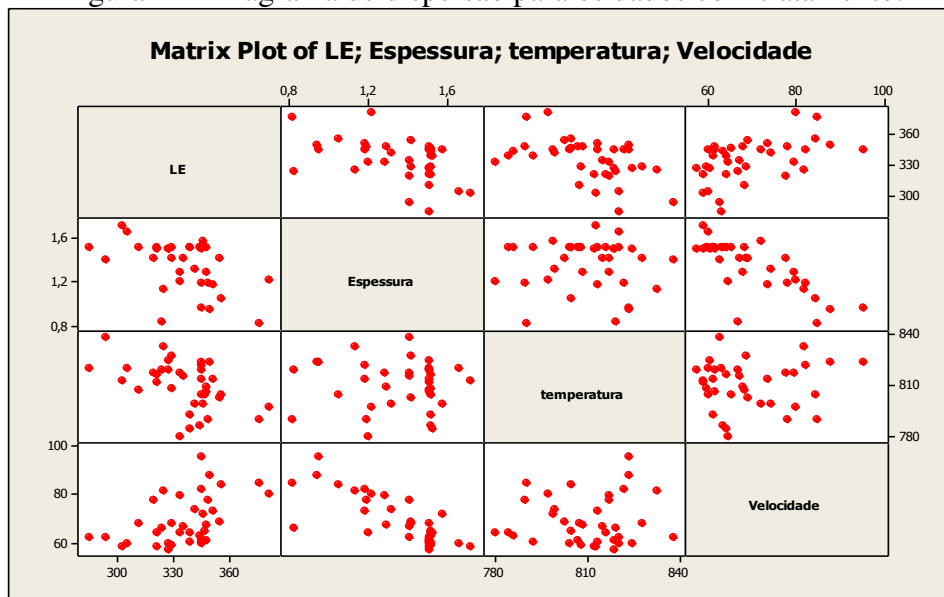
Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

4.3.2.3 Regressão múltipla

A regressão múltipla, foi utilizada para se obter a influência da temperatura e velocidade simultaneamente sobre o limite de escoamento. Inicialmente, foram realizados dois tipos de tratamentos de dados, pois alguns destes possuíam influências de variáveis que não temos o interesse de abordar no estudo e outros gerados durante uma instabilidade do processo.

O primeiro tratamento ocorreu na seleção dos mesmos. Os dados selecionados para a nova regressão foram escolhidos de forma a terem somente passes de laminação de 0.9, 1 e 1.1. A escolha desta pequena faixa foi realizada para minimizar a influência do laminador nas variáveis principais em estudo. Por fim, foram excluídos todos os dados que tinham velocidades iguais à zero, isto é, causadas por paradas de linha. Ocorreu o mesmo para as temperaturas muito abaixo da requerida, causas de desarme do forno. Nestes casos, os dados se originaram do processo em um estado não padrão, o que é desnecessário para o estudo da regressão. A partir dos dados tratados temos uma nova dispersão apresentada na figura 44, apresentando uma relativa influência da temperatura e velocidade sob o limite de escoamento.

Figura 44 - Diagrama de dispersão para os dados com tratamento.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

O segundo tratamento, ocorreu através da análise de resíduos. Os dados que tinham uma discrepância muito elevada entre os valores observados e os valores ajustados pelo modelo, foram investigados com o intuito de encontrar alguma causa especial do processo, gerado ou pela temperatura ou velocidade. Isto, pode oferecer problemas ao modelo. Logo, dados desta natureza foram excluídos.

Os resultados obtidos para a regressão composta estão contidos na figura 45 e 46. Na figura 45, os resultados estatísticos nos indicam que podemos aceitar a hipótese de que o modelo é significativo, isto é confirmado a partir do *P-value* de velocidade e temperatura, que devem ser menor que 0,05. Porém, o resultado apresenta um *R-quadrado* ajustado de 46.7%, o que não é bom para o modelo, pois este valor representa a porcentagem da variação explicada, através da equação ajustada sobre os dados utilizados, no qual, o ideal é acima de 70%. Isso significa, que provavelmente o modelo necessita de uma outra variável explicativa. Dessa forma, a equação não servirá para prever exatamente o limite de escoamento com as variáveis em estudo. No entanto, poderá dar informações de tendências das duas variáveis em questão sobre a propriedade mecânica analisada.

A figura 46, apresenta apenas os resultados dos resíduos para o modelo proposto na regressão composta. Estes apresentam novamente uma distribuição normal com *P-value* de 0,373 e uma variância estável.

Figura 45 - Resultado estatístico para a regressão composta.
General Regression Analysis: LE versus Velocidade; temperatura

Regression Equation

$$LE = 795,339 + 0,747731 \text{ Velocidade} - 0,629396 \text{ temperatura}$$

Coefficients

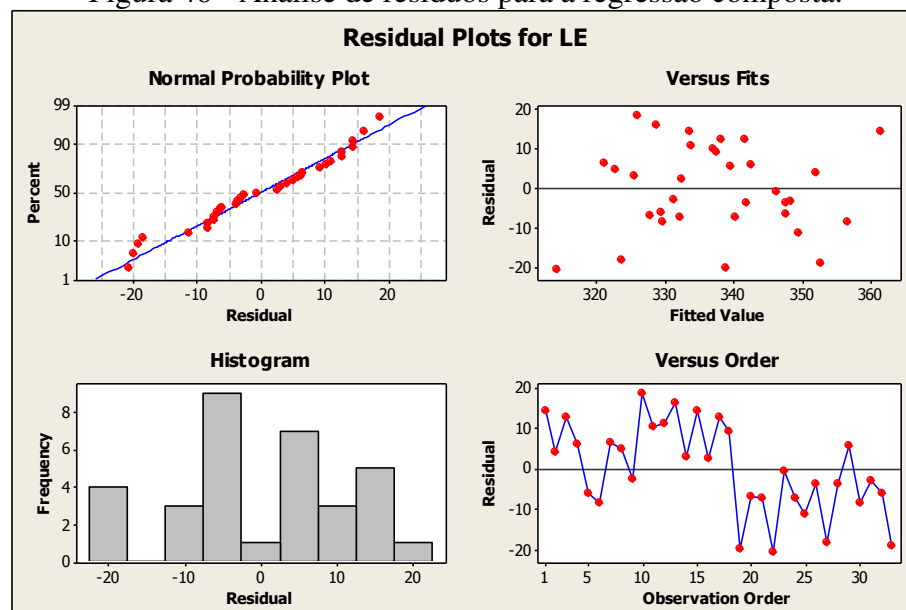
Term	Coef	SE Coef	T	P
Constant	795,339	114,169	6,96631	0,000
Velocidade	0,748	0,203	3,68667	0,001
temperatura	-0,629	0,142	-4,43904	0,000

Summary of Model

S = 11,4137 R-Sq = 50,03% R-Sq(adj) = 46,70%
 PRESS = 4837,00 R-Sq(pred) = 38,15%

Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

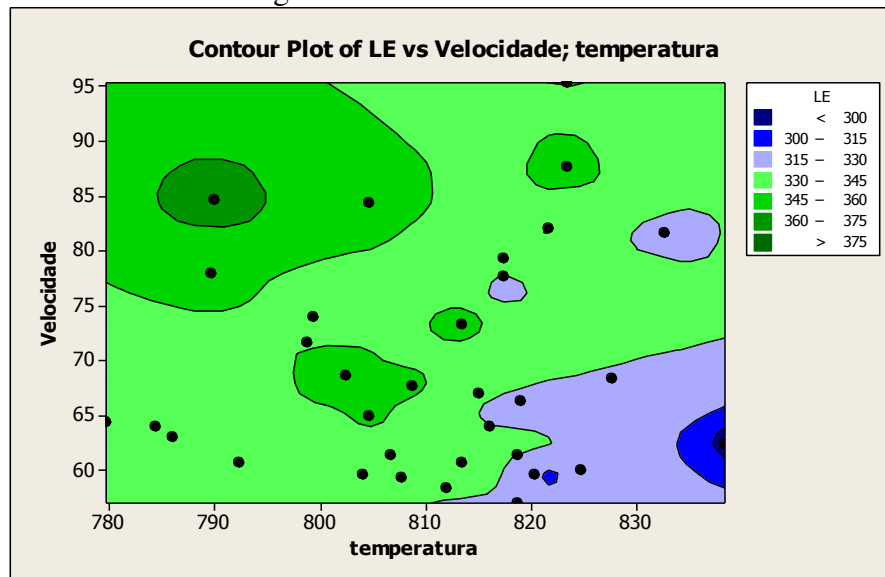
Figura 46 - Análise de resíduos para a regressão composta.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

As informações das tendências, foram adquiridas a partir de um gráfico de contorno, mostrado na figura 47. A imagem mostra que para temperaturas elevadas em baixas velocidades, obtemos limites de escoamento baixos e altos se o oposto ocorrer. Os resultados estão coerentes com a realidade e podem ser explicados por efeitos metalúrgicos, que ocorrem durante o processamento do aço. Por exemplo, se o processo está ocorrendo a uma temperatura elevada e a uma velocidade baixa, as condições estão favoráveis para que ocorra a recristalização do material, porém com um crescimento de grão excessivo, resultando em um limite de escoamento baixo.

Figura 47 - Gráfico de contorno.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

4.3.2.4 Análise das fases do aço em estudo por simulação computacional (Thermo-calc)

Foi feito um diagrama de fases para observar em que temperaturas as fases do aço em estudo, podem existir. Foram utilizadas como entradas os teores de Ti, Nb, C, N, Mn e S da tabela 8. Foram excluídas as fases diamante e grafita, pois são fases estáveis que não existem a partir da forma de processamento deste material.

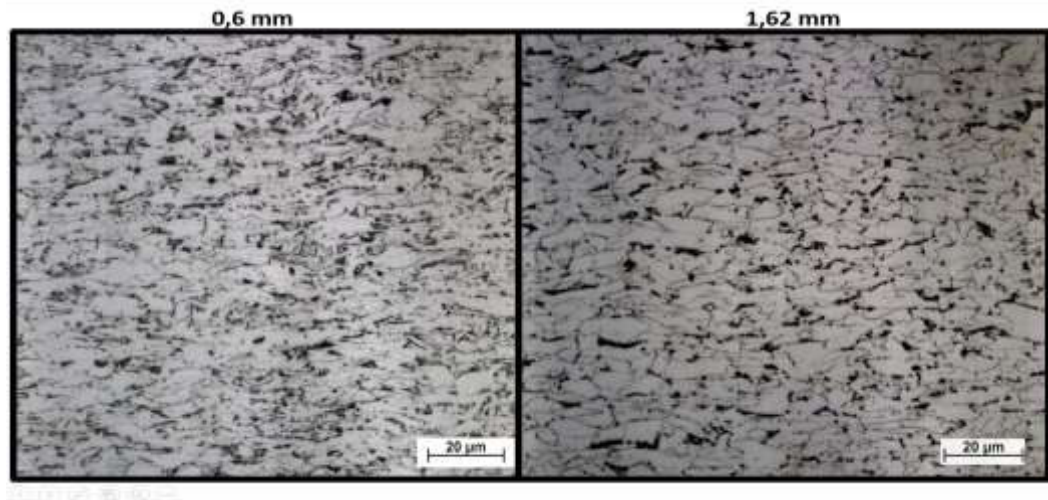
A figura 48, mostra que em altas temperaturas até aproximadamente 1500 °C, teremos a fase líquida em azul escuro. Tem-se o início da nucleação da primeira ferrita em aproximadamente 1550 °C em vermelho e é nomeada pelo software de BCC_A2, na qual por volta de 1400 °C desaparece, transformando-se em austenita na cor azul claro e com o nome de FCC_A1. O reaparecimento da ferrita ocorre em aproximadamente 850 °C. A austenita desaparece totalmente quando há o aparecimento da cementita, essa por sua vez, acaba transformando-se em um outro tipo de carboneto classificado como M7C3 em temperaturas mais baixas.

Por fim, existem ainda duas fases de extrema importância para este aço, que aparecem como FCC_A1#2 e FCC_A1#3. Bem próximo da linha de temperaturas do diagrama de fases, temos o aparecimento da fase FCC_A1#2, por volta de 1550 °C, ou seja, ainda existe aço líquido quando esta surge. Esta fase é rica em nitrogênio e titânio, sendo assim um nitreto de titânio apresentando estrutura cúbica de face centrada. Como nucleiam em altas temperaturas, o nitreto de titânio é um precipitado relativamente grande, dependendo do teor de titânio. Este é importante para evitar o crescimento dos grãos austeníticos, durante a laminação a quente em altas temperaturas, principalmente na etapa de reaquecimento de placas, devido a sua solubilidade na austenita.

Devido à pouca quantidade da fase FCC_A1#3, não é possível vê-la no digrama da figura 48. Logo, a figura 49 apresenta um diagrama com a fase FCC_A1#3, em escala elevada. Observar-se que esta surge em cerca de 930 °C, o que convém com seu processamento na laminação a quente, evitando o crescimento de grãos e impedindo a

Os ensaios foram compostos por simulação de recozimento contínuo em laboratório e após o tratamento de cada amostra, foram realizados testes de tração, para obtenção do limite de escoamento. Por fim, a microestrutura do material foi analisada para cada condição de recozimento, com o intuito de observar a variação do tamanho de grãos.

Figura 50 - Amostras laminadas a frio, com um aumento de 1000x.



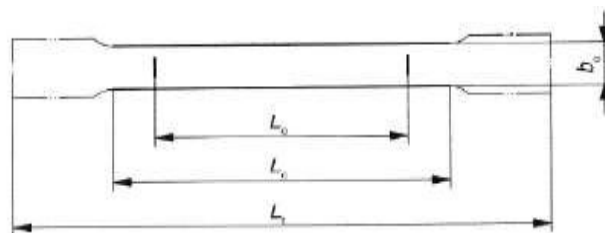
Fonte: Autor

Tabela 8 - Composição química do aço em estudo.

C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	Sn	Al	N	Ti	Nb	B	V	Espessura (mm)
0,059	0,495	0,012	0,008	0,007	0,01	0,004	0,014	0,003	0,002	0,065	0,0046	0,033	0,003	0,0002	0,003	0,6
0,049	0,548	0,018	0,007	0,005	0,004	0,005	0,012	0,003	0,001	0,059	0,0043	0,03	0,003	0,0001	0,002	1,62

Fonte: CSN

Figura 51 - Dimensões do corpo de prova.



Fonte: NBR ISSO 6892-1

Tabela 9 - Medidas do corpo de prova usinado.

Dimensão	Valor (cm)
b ₀	2
L ₀	10
L _c	12,5
L _t	25

Fonte: Autor

Os tratamentos de recozimento em escala laboratorial, ocorreram em um forno mufla, com a ajuda de um cabo de aço inox e uma espécie de presilha, que sustentavam o corpo de prova, de dimensões já fornecidas. Assim, foi possível mover a amostra no sentido vertical, com o controle da permanência da mesma no centro do forno. O resfriamento, foi realizado por um ventilador potente, durante a saída do corpo de prova do forno. O esquema da estrutura utilizada é ilustrada na figura 52.

Figura 52 - Esquema do ensaio de recozimento contínuo em laboratório.



Fonte: Autor

Os ensaios foram realizadas nas temperaturas de encharque de 720, 760, 800 e 840 °C, variando o tempo de permanência nestas em 120, 260 e 600 segundos. Cada ensaio foi realizado duas vezes e nas condições citadas para duas espessuras, gerando um total de 48 corpos de prova. As informações dos tratamentos, junto aos valores dos limite de escoamento obtidos nos ensaios de tração, são apresentados nas tabelas 10 e 11.

Tabela 10 - Resultados dos limites de escoamento para o material menos espesso.

	Espessura 0,6 mm					
	120s		260s		600s	
720 °C	586 MPa	619 MPa	569 MPa	511 MPa	511 MPa	510 MPa
760 °C	523 MPa	534 MPa	477 MPa	425 MPa	344 MPa	418 MPa
800 °C	504 MPa	492 MPa	498 MPa	447 MPa	469 MPa	370 MPa
840 °C	532 MPa	430 MPa	475 MPa	535 MPa	358 MPa	381 MPa

Fonte: Autor

Tabela 11 - Resultados dos limites de escoamento para o material mais espesso.

	Espessura 1,62 mm					
	120s		260s		600s	
720 °C	644 MPa	623 MPa	410 MPa	418 MPa	391 MPa	412 MPa
760 °C	514 MPa	522 MPa	397 MPa	387 MPa	387 MPa	385 MPa
800 °C	394 MPa	395 MPa	384 MPa	389 MPa	383 MPa	381 MPa
840 °C	389 MPa	394 MPa	373 MPa	378 MPa	382 MPa	364 MPa

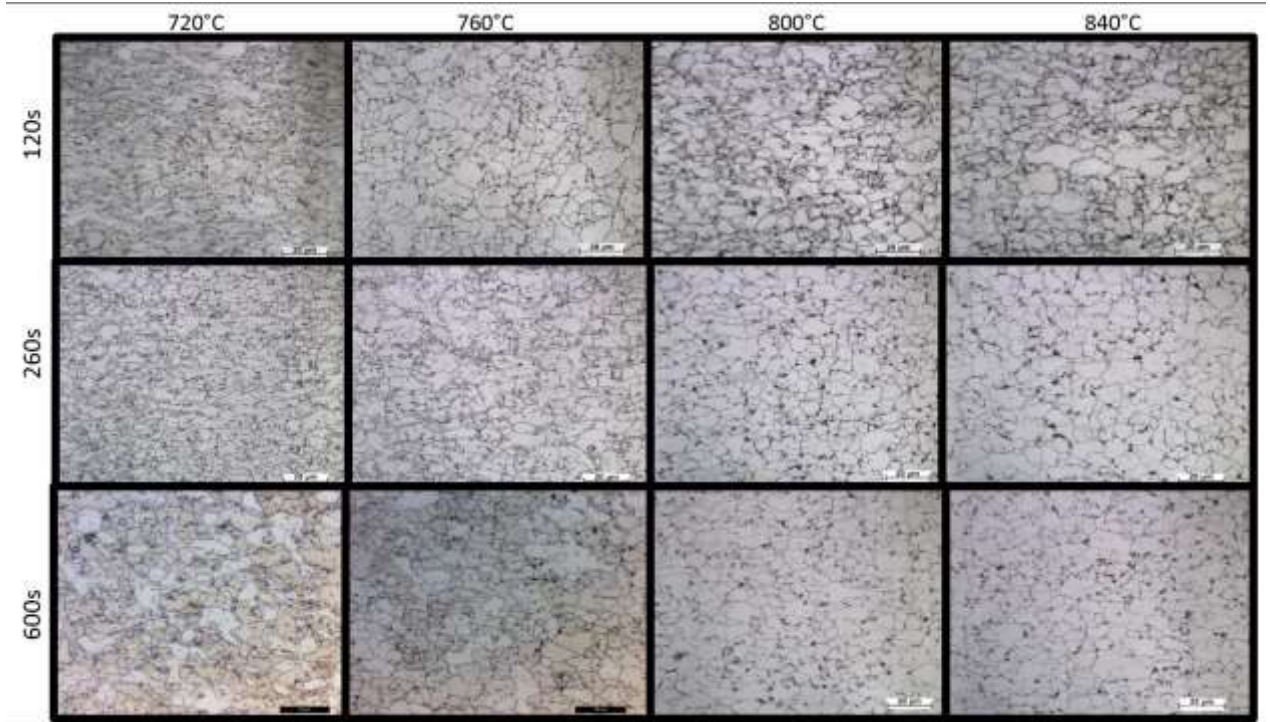
Fonte: Autor

Os resultados microestruturais para cada condição de tempo e temperatura, são apresentados na figura 53 e 54. Observa-se, para as duas espessuras a temperatura de 720 °C, mesmo com o tempo de 600 segundos, os grãos recristalizados são bem pequenos e ainda na mesma temperatura, para o tempo de 120 segundos, existe pouca ou nenhuma recristalização, tendo ainda grãos alongados. Por este motivo, as microestruturas que foram modificadas parcialmente, apresentam os maiores limites de escoamento.

É visto que, o aumento da temperatura, mesmo para o menor tempo, aumenta o tamanho dos grãos recristalizados. Se compararmos as duas espessuras, podemos ver que para tempos e temperaturas elevadas, o tamanho dos grãos na amostra mais espessa é maior se comparado com a menos espessa, isso pode ser decorrência do resfriamento das mesmas. Por fim, é confirmado que os maiores tamanhos de grãos possuem o limite de escoamento menor, devido a menor quantidade de barreiras que impedem o movimento das discordâncias, neste caso contornos de grão.

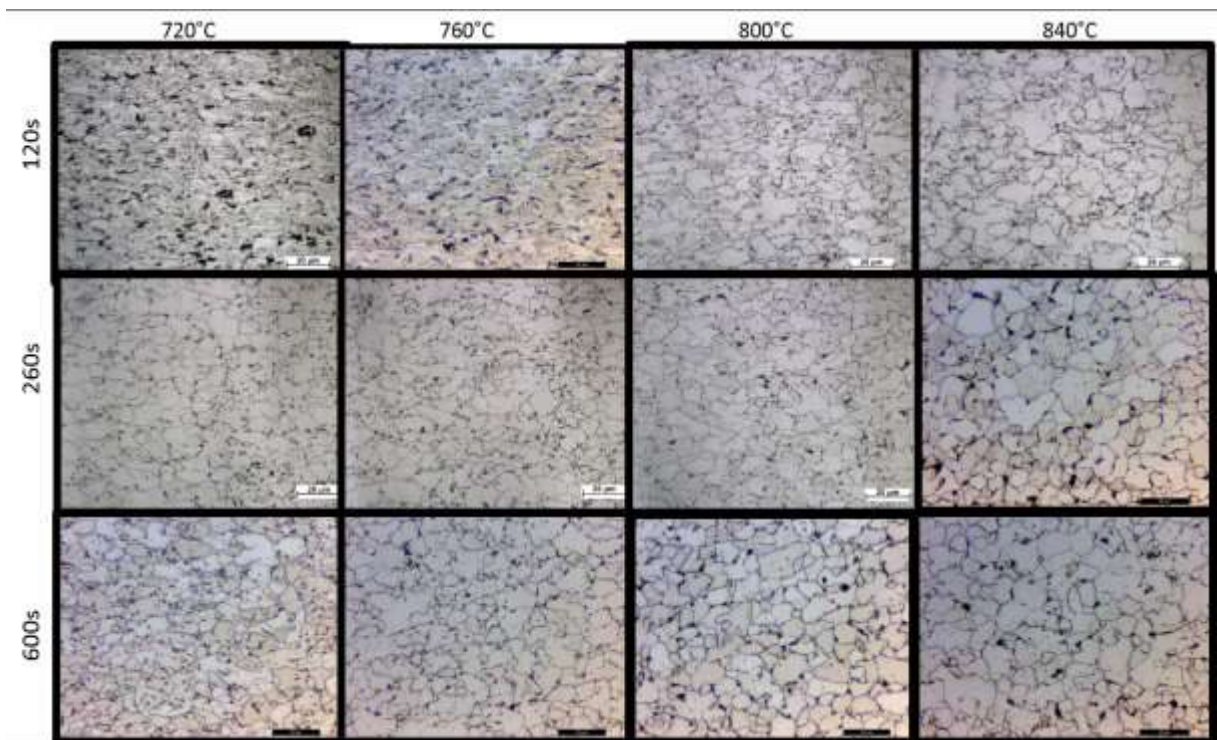
A figura 55 e 56, mostram imagens produzidas a partir de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Estas foram realizadas, para observar a morfologia dos carbonetos formados a partir de altas e baixas temperaturas. As imagens realizadas em MEV, junto as realizadas em Microscópio Óptico (MOP), mostram que em temperaturas mais baixas a tendência é a formação de glóbulos de carbonetos uniformemente distribuídos na matriz de ferrita. E para altas temperaturas, podemos observar que não há uma grande dispersão dos precipitados e o MEV mostra, que a morfologia desta estrutura são lamelas intercaladas, o que provavelmente venha ser perlita. Os precipitados de carbonitretos não são possíveis de visualizar, pois são muito pequenos, sendo necessário a utilização de Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET).

Figura 53 - Microestruturas resultantes de tratamento de recozimento para a espessura de 0,6 milímetros, aumento de 1000x



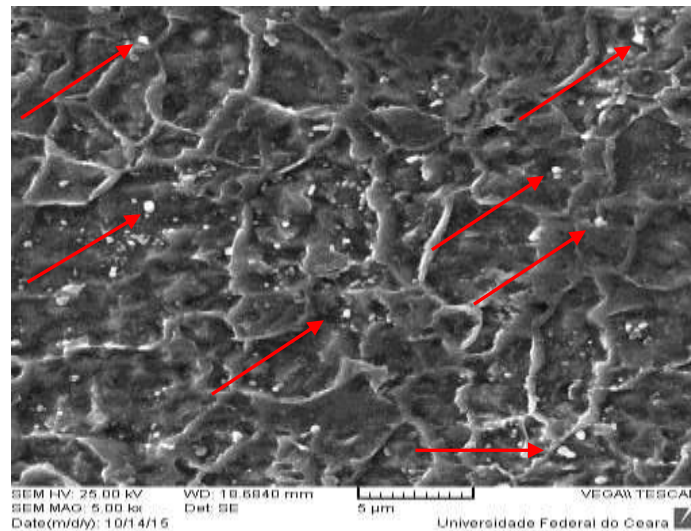
Fonte: Autor

Figura 54 - Microestruturas resultantes de tratamento de recozimento para a espessura de 1,62 milímetros, aumento de 1000x



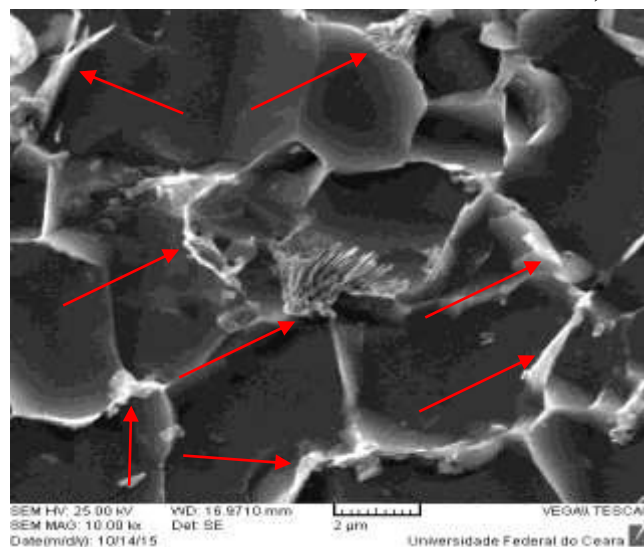
Fonte: Autor

Figura 55 – Microestrutura recozida em 720°C e durante 260 s, aumento de 5000x.



Fonte: Autor

Figura 56 - Microestrutura recozida em 800°C e durante 120 s, aumento de 10000x.



Fonte: Autor

Para o estudo dos parâmetros estabelecido nos ensaios em laboratório, foi utilizado o método de planejamento de experimentos, também conhecido como DOE. Através da ferramenta citada, podemos obter informações das influências das variáveis isoladas, influências com interações entre os fatores e os parâmetros mais significativos sobre a variável resposta. Foram utilizados como fatores, três variáveis quantitativas de forma alternada no experimento. Os fatores utilizados foram os mesmos já mencionados; espessura, tempo e temperatura de encharque. Um nível igual a dois foi utilizado, colocando em evidência apenas os pontos extremos dos fatores. Por fim, foi utilizado o fatorial completo e duas replicações.

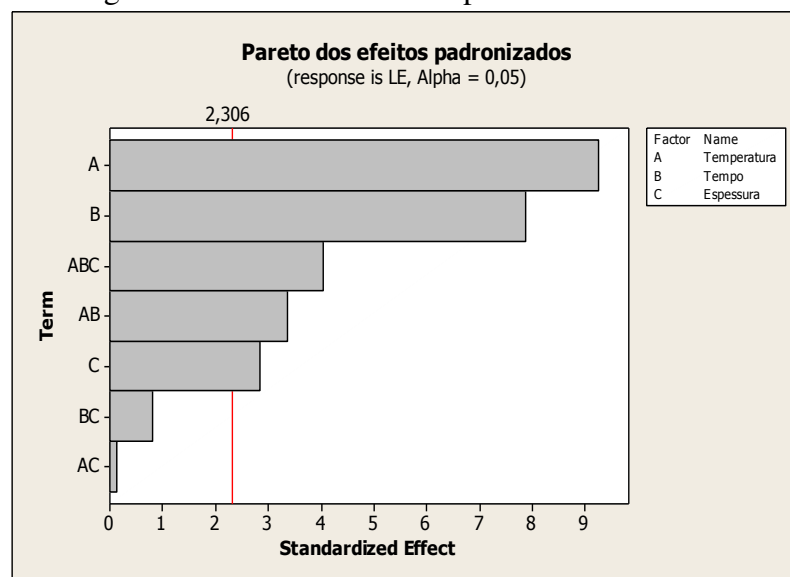
As figuras 57, 58 e 59 ilustram as interações dos fatores sob a variável resposta (Limite de Escoamento). É identificado que o fator temperatura e tempo possuem as maiores correlações com o limite de escoamento. Isto era previsto, por conta dos mecanismos de

recristalização e crescimento de grão, serem totalmente dependentes termodinamicamente destes fatores. Portanto, quanto maior a temperatura ou o tempo, mais facilmente o aço recristaliza e tende a crescer os grãos, gerando a queda do limite de escoamento.

No caso da espessura, com o seu aumento há uma leve queda o limite de escoamento. Isto é causado no momento do resfriamento, já que espessuras mais grossas são mais difíceis de resfriarem, para um mesmo tempo de resfriamento e considerando também o mesmo tempo e temperatura de ensaio. Portanto, o material mais espesso permanece por mais tempo em temperaturas altas, gerando um crescimento relativamente maior dos grãos, se comparado com o material menos espesso.

Para os fatores com interações, podemos identificar que o tempo e temperatura juntos, possuem a maior influência no limite de escoamento. É observado, que para temperaturas mais baixas o tempo tem maior influência, isto provavelmente ocorre pelo fato de que, na menor temperatura do ensaio e para o menor tempo, o aço ainda possui uma microestrutura parcialmente recristalizada, como apresentado na figura 53 e 54. E para a mesma temperatura com o tempo máximo de exposição analisado, a microestrutura apresenta-se completamente recristalizada, gerando assim uma grande variação no limite de escoamento.

Figura 57 - Pareto dos efeitos padronizados.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Figura 58 – Efeitos individuais para o limite de escoamento.

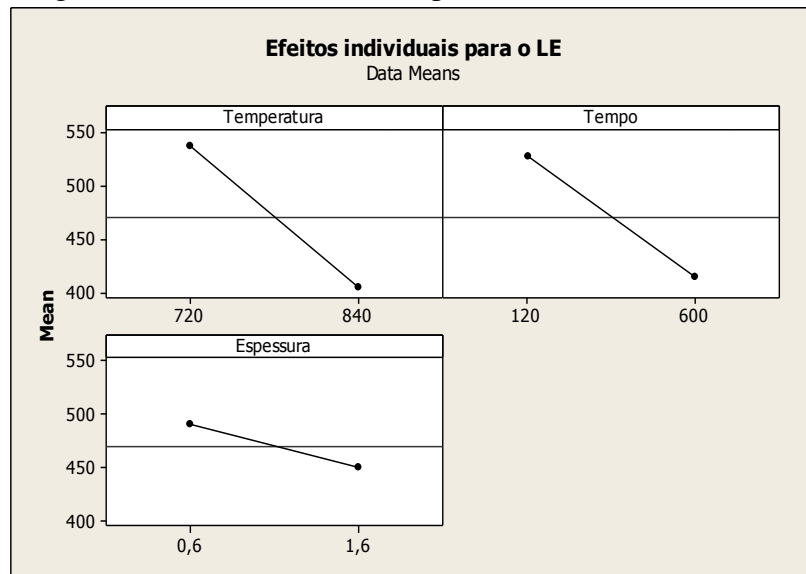
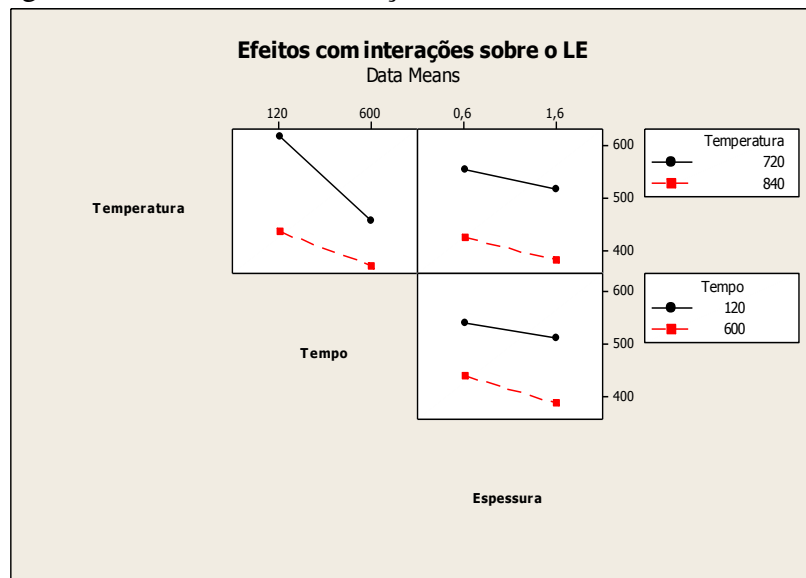
Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Figura 59 – Efeitos com interações sobre o limite de escoamento.

Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

4.4 Improve (Fase Melhorar)

Nesta fase, procura-se realizar a melhoria no processo, transformando os dados estatísticos em dados de processo. Em outras palavras, os resultados das três etapas anteriores devem ser apresentado neste tópico. Portanto, esta etapa apresentara o comportamento do material na própria linha de produção, mostrando o ajuste realizado do processo.

4.4.1 Influências dos parâmetros na produção

Foram realizadas análises idênticas a fase análise, porém agora com dados históricos de produção. Como nesta etapa não será utilizado o planejamento de experimentos, os dados foram divididos de acordo com a tabela 12.

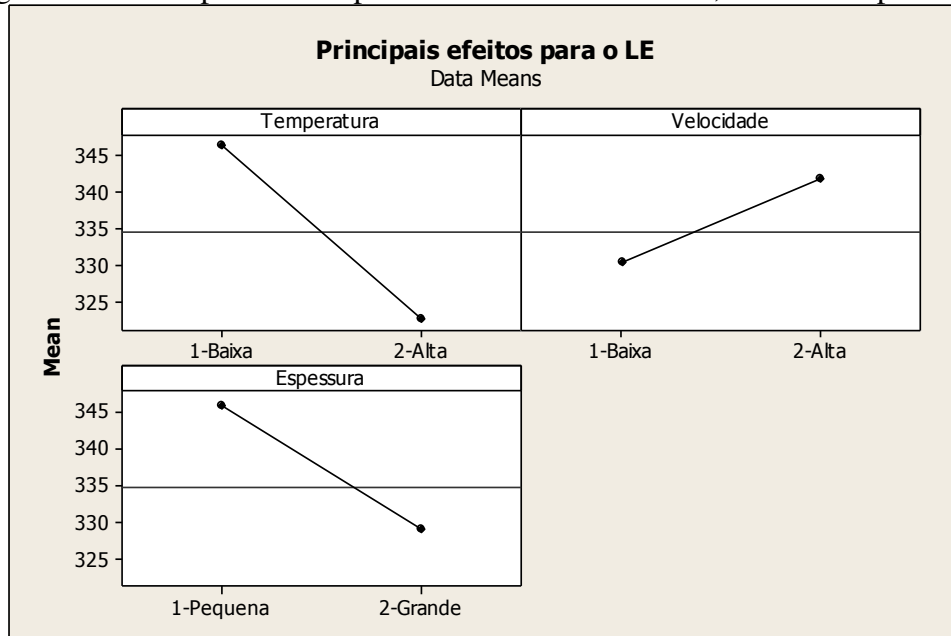
Tabela 12 - Divisão dos dados de produção.

Temperatura		Espessura		Velocidade	
1-Baixa	$B \leq 814$	1-Pequena	$B \leq 1,4$	1-Baixa	$B \leq 70$
2-Alta	$814 < A$	2-Grande	$1,4 < A$	2-Alta	$70 < A$

Fonte: Autor

A figura 60, mostra que na linha de produção a temperatura tem a maior correlação com o limite de escoamento. Novamente, o efeito do aumento da temperatura com a queda do limite de escoamento é explicado pelo crescimento dos grãos. A influência da velocidade no aumento do limite de escoamento é causada pelo tempo de permanência no forno, pois quanto menor o tempo, a chapa permanece menos no forno sob a temperatura de encharque, tendo assim, um menor crescimento de grãos. A espessura, também gera diminuição da propriedade em estudo, isto ocorre por dois fatores, seu processamento na linha de zincagem, pois espessuras maiores tendem a ser produzidas em velocidades menores, devido a capacidade da linha, tendendo assim a permanecer por um tempo maior no forno e conseqüentemente produzindo grãos maiores, diminuindo o LE. A segunda causa é a mesma ocorrida nos tratamentos térmicos em laboratório, uma chapa mais grossa demora mais a resfriar resultando em grãos relativamente maiores.

Figura 60 – Principais efeitos para o limite de escoamento, na linha de produção.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Por fim, os resultados em escala laboratorial foram bem representativos, apresentando influências idêntica ao processamento real.

4.4.2 Propriedades e ajuste na produção

Para realizar o estudo das propriedades do material em escala industrial, foram retiradas amostras a partir da saída da linha de zincagem, ou seja, estas foram recozidas, sofreram um pequeno passe de laminação e adquiriram uma camada de zinco.

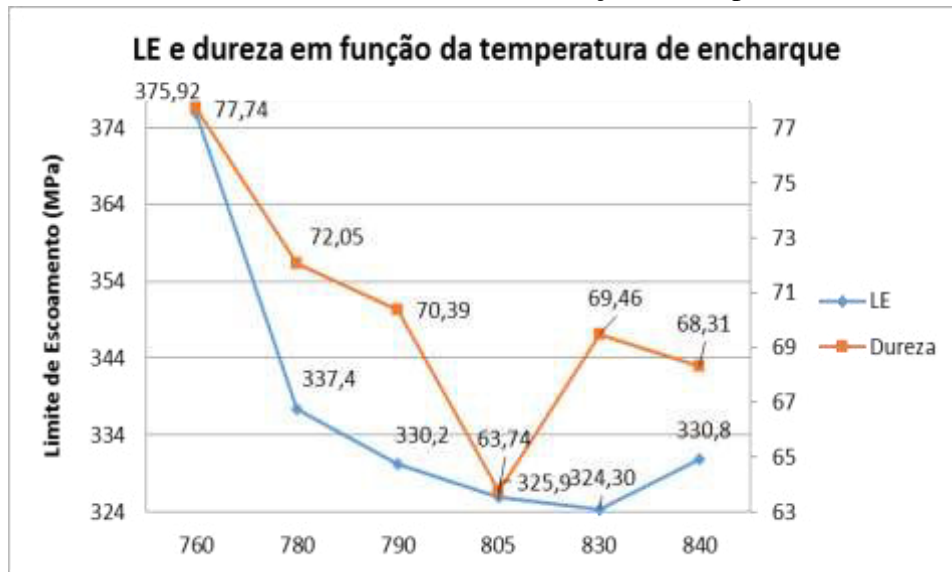
Devido à tendência dos problemas de propriedade mecânica fora do especificado, ocorrerem para espessuras maiores, os testes realizados na planta foram feitos somente para materiais com espessura de 1,62 milímetros.

Como o material de composição química antigo era processado na temperatura de encharque de 790 °C, foram selecionadas as temperatura de 760, 780, 790, 805, 830 e 840 °C para o estudo do novo material. A cada temperatura, foram obtidos vinte e três amostras na direção de laminação, gerando no total de 138 amostras. Estas foram usinadas na forma de corpos de prova de tração, já ilustrado na figura 51 e com dimensões apresentadas na tabela 9.

Através de ensaios de tração, foram possíveis a obtenção das propriedades de limite de escoamento, alongamento e limite de resistência. Foram realizados teste de dureza e por um microscópio óptico foi medido o tamanho de grão. Nestes dois últimos, as amostras foram retiradas na forma de tiras, adquiridas na direção perpendicular de laminação, ou seja, uma tira do tamanho da largura da chapa. Estas tiras, foram igualmente divididas em cinco regiões, para se ter informações representativas da largura da chapa. No teste de dureza em cada região da tira, foram realizadas três medidas de dureza e ao fim a média das cinco regiões foi calculada, para cada temperatura. Para o tamanho de grão, cada uma das cinco regiões foram submetidas a uma única medição, retirando ao fim a média de todas regiões.

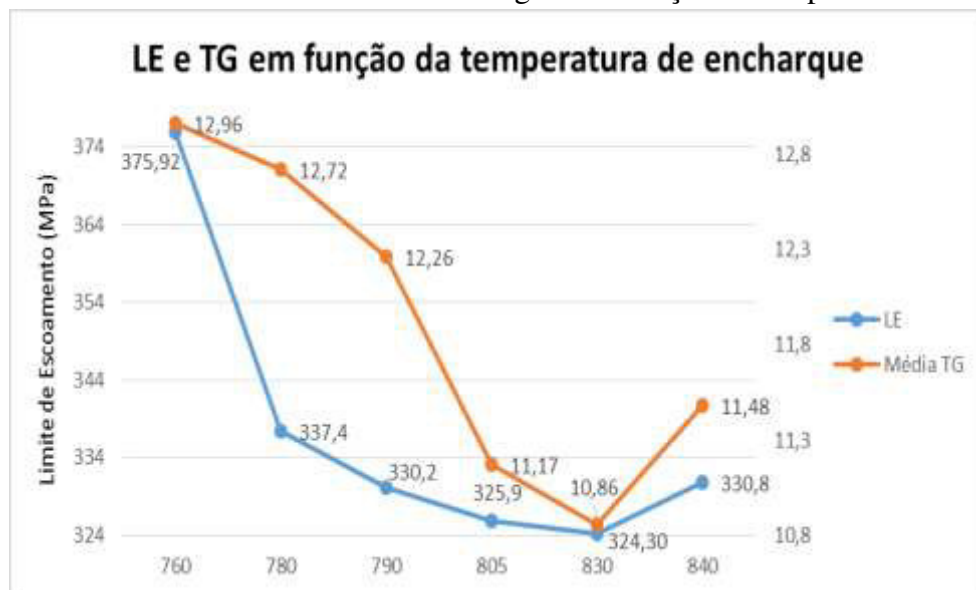
Os gráfico 2, 3 e 4, apresentam os valores das médias das propriedades obtidas em escala industrial, apresentando as relações entre elas. É observado que a dureza, o limite de escoamento e o limite de resistência diminuem com o aumento da temperatura. Já o alongamento e o tamanho de grão, sofrem o efeito oposto. Porém, é visto que, em 830 °C a dureza volta a se elevar e em 840 °C o tamanho de grão e o alongamento diminuem, seguido da elevação do limite de escoamento. O principal indicio deste efeito é a redistribuição dos precipitados ricos em nióbio, gerando conseqüentemente uma leve diferença nas propriedades finais para altas temperaturas.

Gráfico 2 - Limite de escoamento e dureza em função da temperatura de encharque.



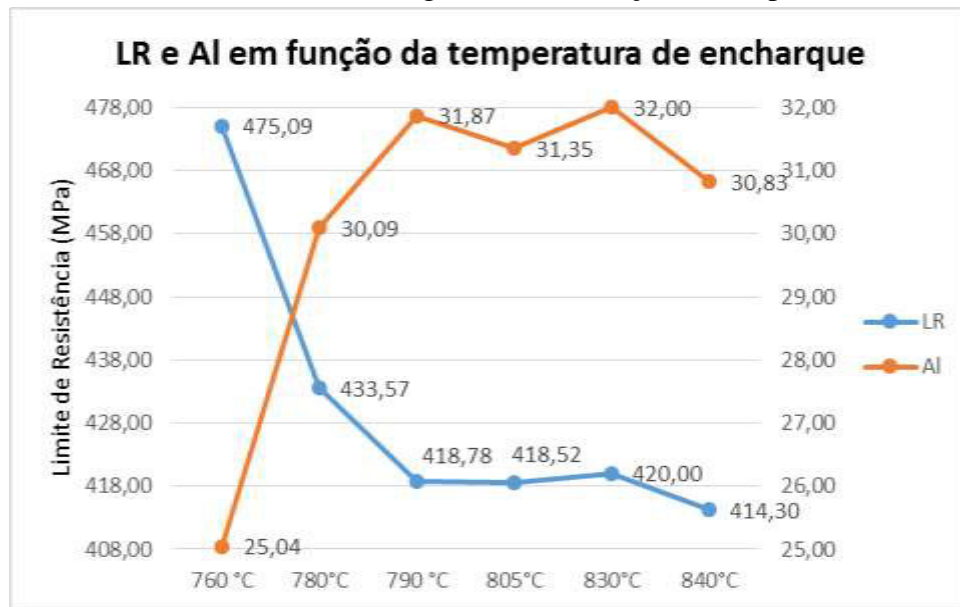
Fonte: Autor

Gráfico 3 - Limite de escoamento e tamanho de grão em função da temperatura de encharque.



Fonte: Autor

Gráfico 4 - Limite de resistência e alongamento em função da temperatura de encharque.

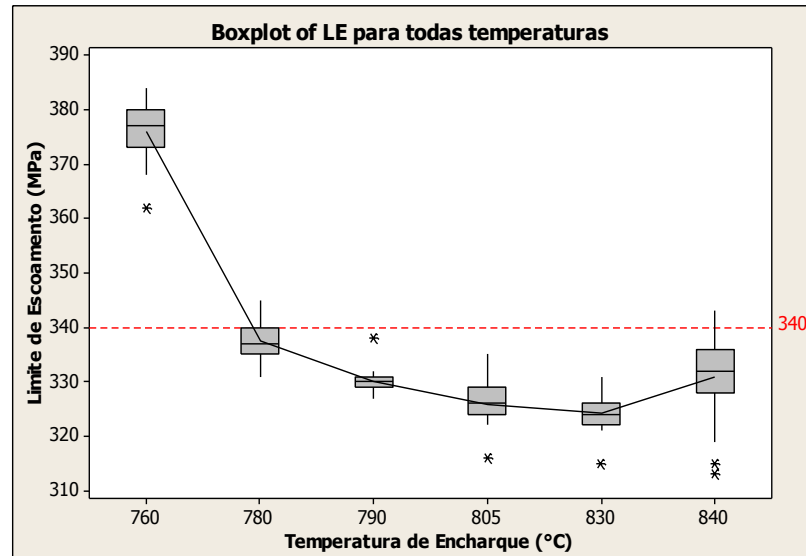


Fonte: Autor

A figura 61, apresenta *boxplots* ou diagramas de caixa para todos os limites de escoamento, adquiridos pelos ensaios de tração em função das temperaturas. Através deste, foi possível obter a dispersão para cada ensaio e os *outliers*. Porém, a informação mais importante obtida, foi a temperatura ideal para o processamento do novo material de 760 °C, mostrando que abaixo de 780 °C, o limite de escoamento permanece fora do especificado. O problema estava ocorrendo pelo fato de que o novo material, estava sendo processado a mesma temperatura que o material antigo à 790 °C, gerando propriedades abaixo do especificado.

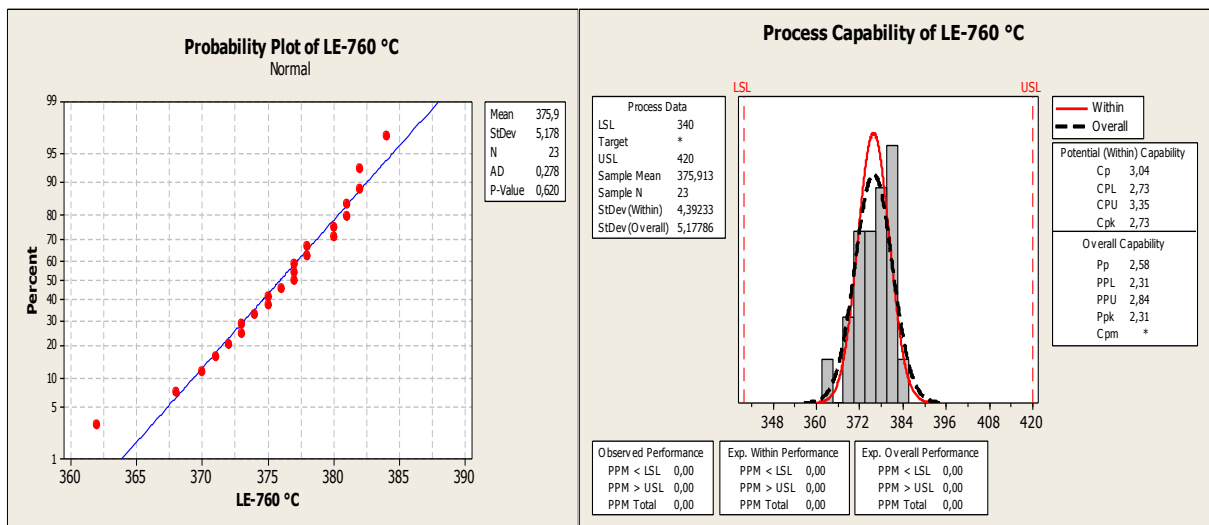
A figura 62, apresenta informações apenas dos valores obtidos para a temperatura de 760 °C, mostrando que o resultado segue uma distribuição normal, com *P-value* igual a 0,620, assim é possível apresentar o resultado por meio de uma curva normal, com os limites de especificação. Dessa forma, a curva normal não só mostra que os valores estão dentro dos limites especificados, como também, estes estão totalmente centralizados entre eles.

Figura 61 – *Boxplot* do limite de escoamento para todas as temperaturas.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Figura 62 – Teste de normalidade e cálculo de capacidade para os limites de escoamento à 760°C.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

No entanto, os clientes deste tipo de aço, exigem que o limite de escoamento do mesmo seja 340 MPa ou deslocado para próximo deste valor. Isso ocorre em decorrência de menores esforços necessários, para que suas ferramentas estampem o material, gerando um maior tempo de vida útil a seus equipamentos de estampagem.

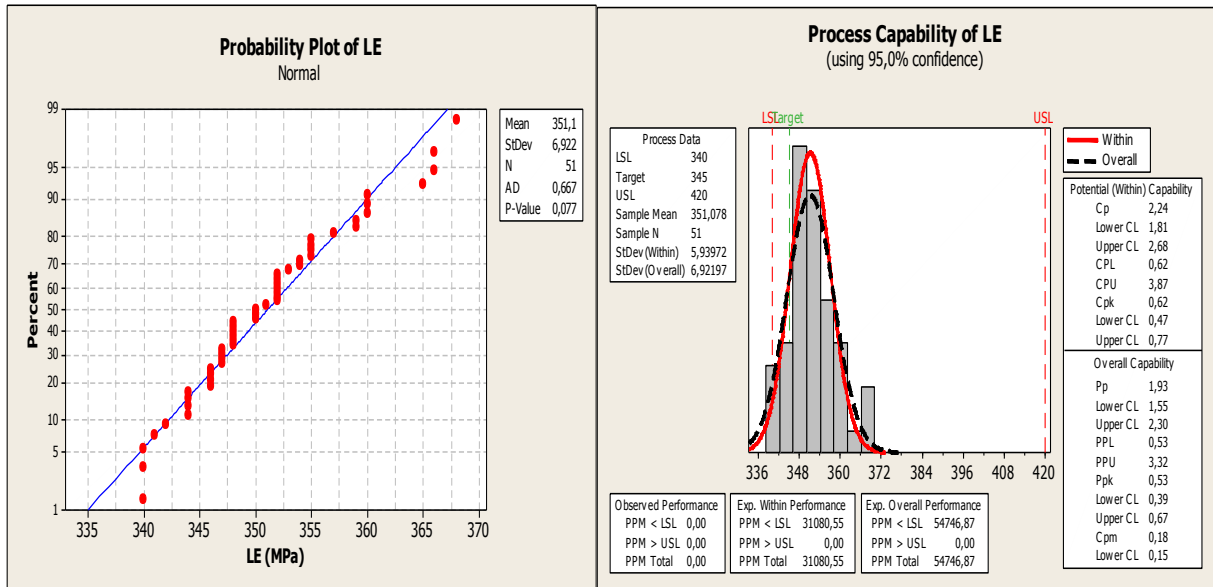
Por fim, a temperatura ideal para o processamento deste aço seria 760 °C, se a propriedade desejada fosse a centralizada entre os limites de especificações. Como o desejado é próximo ao limite inferior a temperatura ideal terá que ser menor que 780 °C, aproximadamente 770 °C.

4.4.3 Novo cálculo para a capacidade e sigma do processo

Após a aplicação dos resultados encontrados na linha de produção, os dados das bobinas que foram processadas com este ajuste foram analisados. No total, foram avaliadas 51 bobinas.

A figura 63, mostra que os dados encontrados são normais com um P-value de 0.077 e que os dados estão concentrados próximos ao limite de especificação inferior, como demandado pelos clientes. No entanto, como o objetivo não é manter os dados centrados entre os limites de especificação, não há a necessidade de medir a capacidade do processo, pois este valor terar um resultado ruim devido o deslocamento dos dados para um dos lados. Sendo assim, será levado em conta apenas a capacidade do processo, já que leva em conta apenas o desvio padrão dos dados. Portanto, na figura 63 temos o resultado que a capacidade é 2.24. De acordo com a tabela 3 este processo é capaz e adequado.

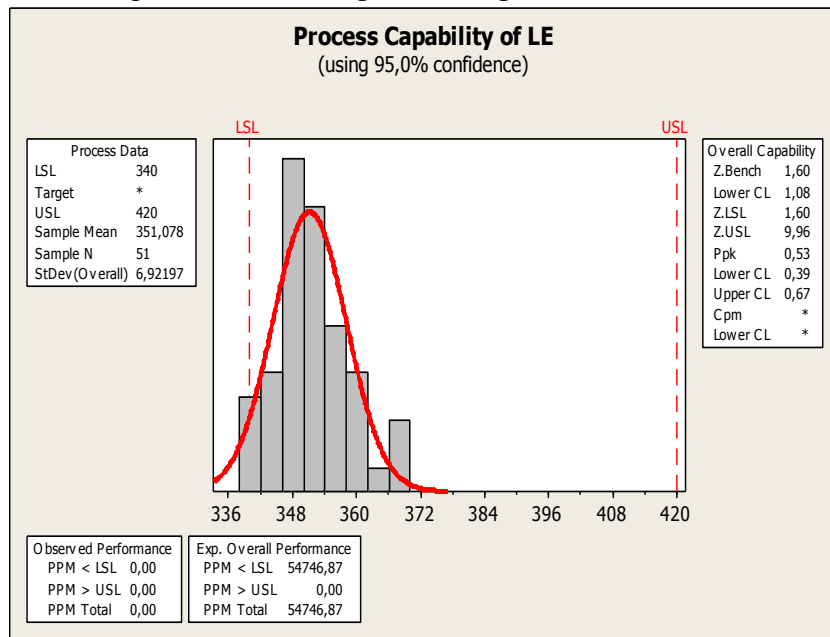
Figura 63 - Novo teste de normalidade e capacidade do processo.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

A partir da figura 64 e equação 8, temos que o nível sigma é igual a 3.1. Através da tabela 5, obtemos que o DPMO e o rendimento são aproximadamente e respectivamente 17.864,4 e 98,22 %. Por fim, podemos observar uma enorme melhoria no processo, já que inicialmente o rendimento era de aproximadamente 42,07%.

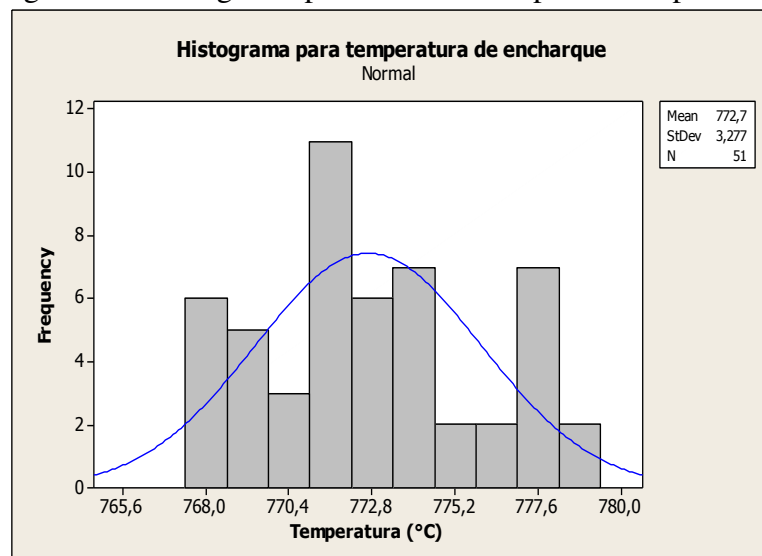
Figura 64 - Nova capacidade para a estatística Z.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

Como as cinquenta e uma bobinas tiveram espessuras e velocidades variáveis durante o processo, a temperatura para estas, também sofreram uma certa variação. Um histograma é apresentado na figura 65, para as temperaturas de processamento das bobinas avaliadas. Tendo uma média de 772,7 °C, com um mínimo e máximo respectivamente de 767 e 779 °C. Este valores estão de acordo com a previsão, já apresentada durante o ajuste.

Figura 65 - Histograma para as novas temperaturas aplicadas.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

4.5 Control (Fase Controlar)

A fase controle é a etapa de fechamento do método DMAIC, onde é apresentado meios para manter as melhorias, geralmente através de algumas ferramentas, como o plano de controle, os gráficos de controle e os processos a prova de erros. Neste trabalho, foi utilizado apenas o gráfico de controle.

4.5.1 Gráfico de controle

Essa ferramenta é bastante útil para monitorar a variabilidade e avaliar a estabilidade do processo. Assim, se o processo possui apenas variações por conta de causas comuns, a saída deste terá uma distribuição estável e previsível em função do tempo, em outras palavras sistema está sobre o controle estatístico. Se existem causas especiais, a variação na saída do processo, será instável e imprevisível com o decorrer do tempo. No último caso, o regime estará fora de controle estatístico. [41]

Os gráficos de controle, também conhecidos como controle de cartas, são constituídos de Linha Média (LM), Limite Superior de Controle (LSC) e Limite Inferior de Controle (LIC). O gráfico escolhido neste trabalho foi o "Xbarra-R", em decorrência da pequena quantidade de amostras. Logo, a análise será constituída de dois gráfico, um utilizando as médias e o outro as amplitudes de cada subgrupo, em relação a ordem cronológica das amostras.

A construção do gráfico para as bobinas avaliadas, foi realizado a partir da escolha de subgrupos de tamanho igual a dois, ou seja, cada ponto no gráfico da figura 66 é o valor representativo de duas bobinas produzidas. O cálculo do LM para os gráfico de controle da média e amplitude, são feitos respectivamente, pelas médias das médias de todos os subgrupos e médias das amplitudes de todos os subgrupos.

O cálculo para o LSC e LIC seguem abaixo. Onde, as equações 9 e 10 são aplicadas para os gráficos de controle das médias e as equações 11 e 12, para os das amplitudes. Nas equações, a variável X é a média das médias de todos os subgrupos, R representa as médias das amplitudes de todos os subgrupos. Já os valores A2, D4 e D3 são encontrado na tabela 12, em função da quantidade de amostras por subgrupo.

$$LSC = X + A_2.R \tag{9}$$

$$LIC = X - A_2.R \tag{10}$$

$$LSC = D_4.R \tag{11}$$

$$LIC = D_3.R \tag{12}$$

Tabela 13: Dados para o cálculo dos elementos do gráfico de controle.

N	A ₂	D ₄	D ₃
2	1,880	3,267	Não se aplica
3	1,023	2,575	Não se aplica
4	0,729	2,282	Não se aplica
5	0,577	2,115	Não se aplica
6	0,483	2,004	Não se aplica
7	0,419	1,924	0,076

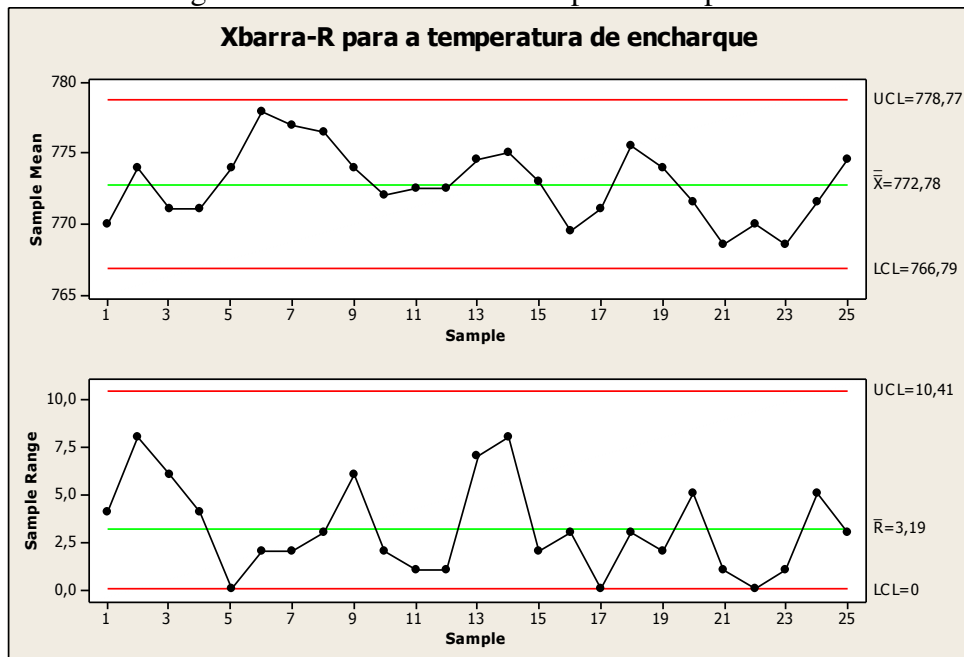
Fonte [41]

Como um dos objetivos da fase controle é transformar os X's vitais em especificações do processo, ou seja, manter os parâmetros ajustados, de tal forma, que 100% do tempo esteja correto, gerando a resposta Y (Limite de Escoamento) desejada. Logo, temos como principal X a temperatura, sendo está novamente o principal centro das atenções.

A leitura e interpretação dos gráficos de controle, são extremamente importantes na definição da estabilidade do processo. Ocorre através da observação da distribuição dos pontos nos gráficos. Se o processo não é estável o gráfico apresentará algumas das seguintes características; pontos fora dos limites de controle, existência de sequências (uma sequência de sete pontos consecutivos, aparecendo em dos lados centrais), tendências (ascendentes ou descendentes), o aparecimento de dois de três pontos próximos dos limites de controle, aproximação dos pontos da linha média (indício de inadequação no modo do agrupamento dos subgrupos) e periodicidade (tendências para cima e para baixo em intervalos regulares). [41]

A partir da figura 66, podemos observar que não houve nenhuma causa especial. Tanto os dados estão entre os limites de controle, como estes também não apresentam características indesejáveis, como as citadas no parágrafo anterior. Portanto, o processo com os parâmetros de temperatura utilizados, possuem comportamento de estabilidade, fornecendo um limite de escoamento adequado. Por fim, podemos utilizar a temperatura na faixa encontrada de 767 à 779 °C, como especificações do processo, variando de acordo com a velocidade e espessura.

Figura 66 - Gráfico de controle para a temperatura.



Fonte: Minitab 16 *Statistical Software*

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos e apresentado no presente trabalho podemos concluir que:

- 5.1 A metodologia seis sigma, foi de grande auxílio para investigação na linha produtiva denotada, mostrando assim, que esta técnica possui fundamental importância no alcance de melhorias, em plantas produtivas metalúrgicas.
- 5.2 Os aços micro ligados, possuem propriedades mecânicas essencialmente dependentes, do tamanho de grão recristalizado.
- 5.3 Foi observado, que em altas temperaturas de encharque na linha de zincagem, podem ocorrer uma redistribuição dos precipitados ricos em nióbio, gerando novas influências nas propriedades do aço.
- 5.4 A partir dos testes em laboratório, observou-se que para baixas temperaturas os carbonetos tem tendência a uma morfologia arredondada e finamente dispersa na matriz de ferrita. Em altas temperaturas a morfologia apresenta-se em lamelas intercaladas e menos distribuídas na matriz.
- 5.5 Através dos estudos estatísticos, foi possível afirmar que a temperatura é a variável de maior correlação com o limite de escoamento, além de localizar a faixa ideal de temperatura, para o processamento do aço em estudo. A faixa encontrada foi de 767 à 779 °C, variando em função da velocidade e espessura do material.
- 5.6 A faixa de temperatura estabelecida, mostrou ser estavel, por meio do gráfico de controle. Sendo possível, sua utilização como especificação do processo.

6 PROPOSTAS PARA TRABALHOS

- Levantamento da curva de amolecimento (dureza) deste material, junto a observação da evolução microestrutural de recristalização do mesmo.
- Estudo comparativo do comportamento do material microligado ao titânio em relação a um aço microligado ao nióbio sob as mesmas condições.
- Realizar análises de textura para observar o comportamento dos grãos recristalizados para os tempos e temperaturas mencionados.
- Análise da morfologia dos precipitados de carbonitreto de titânio e nióbio em MET (Microscópio de Transmissão Eletrônica).
- Análises de tração a quente para o estudo do mecanismo de precipitação por deformação para os precipitados ricos em nióbio.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] GORNI, Antonio Augusto. **Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência**. Porto Alegre: 11º Conferência nacional de conformação de chapas: centro brasileiro de inovação em conformação mecânica, 2008.
- [2] LOW VOLUME VEHICLE TECHNICAL ASSOCIATION. **Material composition of modern vehicle structures**. 2009.
- [3] FONSECA, Fabiano Augusto Vallim *et al.* **Aço bifásico processado via linha de galvanização contínua – revisão e estágio atual de produção na Usiminas/Unigal**. Santos: 42º Seminário de Laminação da ABM – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2005.
- [4] PICKERING, F.B.; CAHN, R.W.; HAASEN, P.; KRAMER, E.J. **Materials science and technology: a comprehensive treatment**. 7.ed. Wiley-VCH, dez. 1991. p. 222-279
- [5] WORLDAUTOSTEEL. **Future steel vehicle: nature's way to mobility: overview report**, 2011.
- [6] YE'S GLOBAL MINING & METALS CENTER. **Global steel 2014: Planning to profit from opportunity: preparing for future demand**. 2014.
- [7] HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços, microestruturas e propriedades**. Cambridge: Fundação "Calouste Gulbenkian", 1980.
- [8] MEYER, L. C.; STRAßBURGER, C.; SCHNEIDER, C. **Effect and present application of the microalloying elements niobium, vanadium, titanium, zirconium and boron in HSLA steels**. In: HSLA Steels: Metallurgy and Applications; ASM, Metals Park. 1986. p. 29-44.
- [9] MEYER, L. C.; STRAßBURGER, C.; SCHNEIDER, C. **Microalloying elements niobium, vanadium, titanium, zirconium and boron: their effects in modern automotive steels**. Duilsburg, F. R. Germany – Thyssen Stahl AG, 1987.
- [10] GLADMAN, T. **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels**. The Institute of Materials, London, 1997.
- [11] ALVES, G. G. **Recristalização do aço ARBL microligado ao nióbio CSN 2336**. Lorena, 2009. p. 32.
- [12] ULSAB – AVC. **Advanced vehicle concepts: overview report**, jan. 2002.
- [13] MELO, E. G. **Efeito das temperaturas de reaquecimento de placas e de bobinamento nas propriedades mecânicas em tração de um aço microligado ao nióbio laminado a frio**. Belo Horizonte, 2006. 59. p.3 – 19.
- [14] FERNANDES, R. C. O. **Efeito da temperatura de encharque no recozimento**

contínuo e da deformação na laminação de encruamento sobre as propriedades mecânicas de um aço microligado laminado a frio. Belo Horizonte, dez. 2007. 93. p. 23-34.

[15] PICKERING, F. B. **Physical metallurgy and the design of steels**, 1ª Ed. Essex: Applied Science Publishers, 1978. 275p.

[16] CALLISTER, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 2.ed. Rio de Janeiro: editora LTC, 2006. p.189.

[17] HUDD, C. R. Processing – cold working and annealing. *In*: PICKERING, F. B. **Materials science and technology: a comprehensive treatment**, 7.ed, Wiley-VCH, dez. 1991. p. 219-281.

[18] SANTOS, Rezende Gomes dos. **Transformações de fases: em materiais metálicos**. Campinas: Editora da Unicamp, 2006.

[19] RIZZO, Ernandes Marcos da Silveira. **Processo de fabricação de ferro-gusa em alto-forno: Capacitação técnica em processos siderúrgicos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. p.8.

[20] SILVA, André Luiz da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 2.ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988. p. 348-349.

[21] ADAMCZYK, J. Development of the microalloyed constructional steels. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v.14, n.1-2, janeiro/fev. 2006.

[22] CRUZ, A. J. R. S.; JUNIOR, H. F. **Tecnologia dos materiais I**. Fundação de apoio à escolar técnica: centro de ensino técnico profissionalizante quintino.

[23] RIZZO, Ernandes Marcos da Silveira. **Introdução aos processos siderúrgicos: Capacitação técnica em processos siderúrgicos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2005. p. 84-98.

[24] BARBOSA, R. LTQ: Metalurgia física. Volta Redonda: CSN, 2015.

[25] RIZZO, Ernandes Marcos da Silveira. **Processos de laminação dos aços: uma introdução : Capacitação técnica em processos siderúrgicos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2007. p. 244-245

[26] FERREIRA, J. R. de C. **Aplicação da metodologia 6σ para melhoria de qualidade na planicidade de tiras a quente com estudo voltado sobre o Sistema de resfriamento (laminar flow) da LTQ#2/CSN**. 2014. 120 f. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica), Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

[27] KRAUSS, G., **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1990. p.199-201.

[28] PATEL, J. K., WILSHIRE, B. The Challenge to Produce Consistent Mechanical Properties in Nb-HSLA Strip Steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.120, 2002, p.316-32.

- [29] BRUN, C., LE GAC, M., MOLIEXE, F., PATOU, P., THOMAS, J. **Metallurgy and Aging Properties of Continuous Annealed Cold-Rolled High Strength Low Carbon 92 Steels Microalloyed With Niobium**. In: Symposium on technology of continuously annealed cold-rolled sheet steel, 1984, Detroit, AIME, 1985. p. 223-239.
- [30] Manual de treinamento GalvaSud: Programa de treinamento em tecnologia de zincagem por imersão a quente: Seção de entrada e seção de limpeza.
- [31] CARVALHO, L. O. **Análise e melhoria do processo do bobinamento de tiras galvanizadas**. 2015. 70 f. Monografia (Graduação em Engenharia de Produção), Faculdade de tecnologia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Resende, 2015.
- [32] FONSECA, F. A. V. **Efeito do substrato dos aços IF nas propriedades do revestimento GALVANNEALED**. 2006. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.
- [33] LINHARES, N. J. Manual de treinamento da linha de recozimento contínuo de chapas. Volta Redonda: CSN, 1994.
- [33] MELLO, S. R. C. de. **Influência das variáveis de processo para formação de camada de inibição em revestimento GALVANNEALED**. 2010. 76 f. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica), Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2010.
- [34] Manual de treinamento GalvaSud: Programa de treinamento em tecnologia de zincagem por imersão a quente: Controle de revestimento.
- [35] GalvaInfoNote 2.8 – **Improving uniformity of appearance**, 2011. Disponível em: <http://www.galvinfo.com/ginotes/GalvInfoNote_2_8.pdf>. Acesso em: 17 set. 2015.
- [36] GalvaInfoNote 3.2 – **Protegendo chapas de aço galvanizadas de manchas de estocagem**, 2011. Disponível em: <http://www.icz.org.br/upfiles/arquivos/GalvInfoNotes/GalvInfoNote_3_2.pdf>. Acesso em: 17 set. 2015.
- [37] HARRY, Mickel; SCHROEDER, Richard. **Six sigma: the breakthrough management strategy revolutionizing the world's top corporations**. New York. Currency, 2000. 300 p.
- [38] WERKEMA, Cristina. **Seis sigma: criando a cultura seis sigma**. 1ªed. Editora WERKEMA, 2004. 22-23 p.
- [39] HENDERSON, K. M.; EVANS, J. R. Successful implementation of Six Sigma: benchmarking General Electric company. **Benchmarking: an International Journal**, v.7, n.4, p.260-282, 2000.
- [40] ESTORILIO, C. C. A.; AMITRANO, F. G. **Aplicação de seis sigma em uma empresa de pequeno porte**. Produto & Produção, vol. 14 n.2, jun. 2013. p.01-25.

[41] CHAVES, C. A.; SANTOS, N. J. Controle de qualidade. Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda. p.65-78.

[42] BASSO, J. L.; NAKATI, M. **Estatística aplicada ao software minitab**. Basso's & Associados: Consultoria e treinamento. Maio. 2012. p. 211-213.

[43] SANTANA, C. J.; SALLES, M. T.; QUELHAS, O. L. G.; PONTES, L. A. L.; **Uso do Nível Sigma para Comparação de Processos Diferentes**: Um Estudo de Caso. Florianópolis: XXIV Encontro Nacional de Engenharia de Produção. Nov. 2004.