

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Escola de Engenharia**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas**

Bremio de Souza Cândido

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO E  
SUPERENVELHECIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS NO AÇO  
*COMPLEX PHASE* DA CLASSE DE 1000 MPa.**

Belo Horizonte  
2025

Bremio de Souza Cândido

**Avaliação da influência das temperaturas de recozimento e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas no aço *Complex Phase* da classe de 1000 MPa.**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte  
2025

C217a	<p>Cândido, Bremio de Souza. Avaliação da influência das temperaturas de recozimento e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas no aço Complex Phase da classe de 1000 MPa. [recurso eletrônico] / Bremio de Souza Cândido. – 2025. 1 recurso online (63 f. : il., color.) : pdf.</p> <p>Orientador: Dagoberto Brandão Santos.</p> <p>Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Inclui bibliografia.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica – Teses. 2. Metalurgia física – Teses. 3. Resistência de materiais – Teses. 4. Aço – Teses. 5. Aço – Propriedades mecânicas – Teses. 6. Resfriamento – Teses. I. Santos, Dagoberto Brandão. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 669(043)</p>
-------	--



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA**  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica,  
Materiais e de Minas da UFMG - Mestrado Profissional

**UFMG**

## **Avaliação da Influência das Temperaturas de Recozimento e Superenvelhecimento nas Propriedades Mecânicas no Aço Complex Phase da Classe de 1000 MPa.**

**BREMIO DE SOUZA CANDIDO**

Dissertação submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da UFMG – Mestrado Profissional da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Aprovada em 18 de agosto de 2025.

Por:

**gov.br**

Documento assinado digitalmente

**DAGOBERTO BRANDAO SANTOS**

Data: 20/08/2025 19:19:29-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

**Prof. Dr. Dagoberto Brandao Santos (UFMG)**

**gov.br**

Documento assinado digitalmente

**ROBERTA DE OLIVEIRA ROCHA**

Data: 04/09/2025 13:23:34-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

**Dra. Roberta de Oliveira Rocha (USIMINAS)**

**gov.br**

Documento assinado digitalmente

**BERENICE MENDONCA GONZALEZ**

Data: 21/08/2025 08:58:47-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

**Profa. Dra. Berenice Mendonca Gonzalez (UFMG)**

Ergue do pó o necessitado e do monte de cinzas faz ressurgir o abatido; Ele os faz assentar-se com príncipes e lhes concede um lugar de honra, porque ao SENHOR pertencem os fundamentos da terra, e sobre eles estabeleceu o mundo.  
(I Samuel, 2:8)

À Edileusa, Samuel e Lucas

## **AGRADECIMENTOS**

À Deus, pela Graça concedida na realização deste projeto de estudo.

À Usiminas, em particular aos gestores Cleber Guimarães dos Santos, Sebastião Pinto de Moraes e Silvio Dias Araújo, pela oportunidade para realização deste importante passo na minha carreira.

Ao professor Dr. Dagoberto Brandão Santos pela orientação, paciência, conhecimento compartilhado e permanente disponibilidade.

A professora Dra. Berenice Mendonça Gonzalez pelas sugestões e discussões técnicas.

Ao pesquisador Dr. Fernando de Souza Costa pela orientação, discussões e incentivo para execução deste estudo.

A professora Dra. Roberta de Oliveira Rocha pelas discussões técnicas, sugestões e aprendizado.

Aos colegas do Centro de Pesquisa da Usiminas, Laboratório de Teste Mecânico, Controle Integrado de Produto, Laminação a Frio e Engenharia Industrial, pelo apoio dedicado à realização deste trabalho.

## RESUMO

Os aços do tipo *Complex Phase* (aços CP) já vêm sendo estudados sistematicamente desde o final dos anos de 1990. As condições experimentais empregadas, porém, nem sempre são aplicáveis diretamente em linhas industriais de produção, de modo que existem ainda muitas lacunas entre o conhecimento produzido na academia e sua aplicação em escala industrial. Uma destas lacunas diz respeito ao impacto da taxa de resfriamento sobre as propriedades mecânicas de um aço *Complex Phase* de alta resistência mecânica. Sendo assim, o principal objetivo do presente estudo é avaliar a influência da temperatura de recozimento e super envelhecimento nas propriedades mecânicas do aço CP1000 MPa, processado atualmente no recozimento contínuo. Para isso, foi realizada uma análise dilatométrica, simulações dos ciclos de recozimento e taxas de resfriamento, caracterização microestrutural das amostras, análises das propriedades mecânicas, comparação de resultados e uma avaliação final. As propriedades mecânicas do aço estudado estão diretamente relacionadas a sua característica microestrutural: tipo, quantidade, morfologia e distribuição dos constituintes, que, por sua vez, dentre outros aspectos, dependem da composição química e dos parâmetros de processamento utilizados, principalmente no recozimento contínuo. Estudou-se o efeito da temperatura de encharque na faixa de 780°C a 820°C e temperatura super envelhecimento na faixa de 260°C a 350°C na microestrutura e propriedades mecânicas. Os aços *Complex Phase* são caracterizados, ainda, pela alta absorção de energia e pela boa capacidade de expansão de furo. Os resultados revelaram uma importante influência das temperaturas de encharque e super envelhecimento na microestrutura as quais ditam as propriedades mecânicas em tração do material. Os dados de expansão cônica de furo, por sua vez, cresceram ligeiramente com a temperatura de super envelhecimento, porém não apresentaram influência sistemática da temperatura de encharque. Os resultados obtidos no estudo indicam ser necessário um rigoroso controle de processo, buscando manter a temperatura de encharque em 800°C ao longo de toda bobina, com a maior estabilidade possível, e a temperatura de *overaging* em valores entre 280°C e 300°C.

Palavras-chave: *Complex Phase*; expansão de furo; microestrutura; resfriamento; super envelhecimento; recozimento contínuo.

## ABSTRACT

Complex Phase steels (CP steels) have been systematically studied since the end of the 1990s. However, the experimental conditions used are not always directly applicable in industrial production lines, leaving many gaps between the knowledge produced in academia and its application on an industrial scale. One of these gaps concerns the impact of the cooling rate on the mechanical properties of a high-strength Complex Phase steel. Therefore, the main objective of the present study is to evaluate the cooling rate effect on the mechanical properties of CP1000 MPa steel, currently processed. To this end, a dilatometric analysis, simulations of annealing cycles and cooling rates, microstructural characterization of the samples, analysis of mechanical properties, comparison of results and a final comparison evaluation were carried out. The mechanical properties of the steel studied are directly related to its microstructural characteristic: type, amount, morphology, and distribution of the constituents, which, in turn, among other aspects, depend on the chemical composition and processing parameters applied, particularly in continuous annealing. The effect of soaking temperature in the range of 780°C to 820°C and overaging temperature in the range of 260°C to 350°C on the microstructure and mechanical properties was investigated. Complex Phase steels are also characterized by high energy absorption and good hole expansion capability. The results revealed a significant influence of soaking and overaging temperatures on the microstructure, which dictates the tensile mechanical properties of the material. The hole expansion test results, in turn, increased slightly with overaging temperature but did not show a systematic influence of soaking temperature. The findings of this study indicate the need for strict process control, aiming to maintain the soaking temperature at 800°C along the entire coil, with the highest possible stability, and the overaging temperature between 280°C and 300°C.

Keywords: *Complex Phase*; hole expansion; microstructure; cooling; *overaging*; continuous annealing.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Limite de resistência versus alongamento de diferentes aços.....	7
Figura 3.2. Ilustração esquemática de uma linha de Recozimento Contínuo.....	8
Figura 3.3. Ilustração esquemática do processo de Recozimento Contínuo.....	9
Figura 3.4. Ilustração esquemática da etapa de aquecimento no processo de Recozimento Contínuo.....	11
Figura 3.5. Ilustração esquemática da etapa de aquecimento no processo de Recozimento Contínuo.....	12
Figura 3.6. Influência da temperatura de recozimento intercrítico no teor de carbono da austenita.....	13
Figura 3.7. Efeito da microestrutura de laminado a quente, redução a frio e temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de um aço com 0,7% C - 1,0% Si - 1,54% Mn.....	14
Figura 3.8. Ilustração esquemática da etapa de encharque no processo de Recozimento Contínuo.....	15
Figura 3.9. Ilustração esquemática da etapa de resfriamento lento no processo de Recozimento Contínuo.....	16
Figura 3.10. Ilustração esquemática da etapa de resfriamento lento no processo de Recozimento Contínuo.....	16
Figura 3.11. Ilustração esquemática da etapa de superenvelhecimento no processo de Recozimento Contínuo.....	18
Figura 3.12. Ilustração esquemática da etapa do segundo resfriamento rápido no processo de Recozimento Contínuo.....	19
Figura 3.13. Ilustração esquemática da etapa do resfriamento brusco com água no processo de Recozimento Contínuo.....	19

Figura 4.1. Dilatômetro modelo DIL 805 A/D-BAHR.....	20
Figura 4.2. Ilustração esquemática representando a retirada de corpos-de-prova de tração de uma amostra processada no simulador termomecânico.....	21
Figura 4.3. Ilustração dos corpos de prova para ensaio de tração.....	22
Figura 4.4. Aspecto da microestrutura da amostra como recebida.....	23
Figura 4.5. Fluxo esquemático da produção do aço avaliado e o ponto de amostragem para as simulações e caracterizações no Centro de Tecnologia da empresa.....	24
Figura 4.6. Condição de amostragem do laminado a frio não recozido.....	24
Figura 4.7. Esquema dos ciclos térmicos realizados na <i>Gleeble</i> .....	25
Figura 5.1. Diagrama CCT calculado mediante o uso do programa JMatPro.....	27
Figura 5.2. Curva dilatométrica obtida em ensaio por aquecimento contínuo, indicando em cerca de 720°C e 860°C os valores das temperaturas $Ac_1$ e $Ac_3$ , respectivamente.....	28
Figura 5.3. Curva dilatométrica obtida em ensaio por aquecimento contínuo, indicando 720°C e 860°C os valores das temperaturas $Ac_1$ e $Ac_3$ , respectivamente.....	28
Figura 5.4. Fração de austenita transformada durante ciclos térmicos de aquecimento contínuo e com patamar isotérmico (encharque) de 52 s a 800°C, determinada mediante o uso da regra da alavanca em dados obtidos no dilatômetro.....	30
Figura 5.5. Curva dilatométrica ilustrando a decomposição da austenita após o encharque a 800°C e resfriamento até a temperatura ambiente com taxa de resfriamento de 5°C/s (a). Aspecto da microestrutura da amostra (b).....	31
Figura 5.6. Valores de limite de escoamento e limite de resistência em função da temperatura de overaging. Ciclos térmicos realizados na <i>Gleeble</i> com temperatura de encharque de (a) 780°C, (b) 800°C e (c) 820°C. CPs longitudinais.....	34

Figura 5.7. Valores de limite de escoamento e limite de resistência em função da temperatura de encharque. Ciclos térmicos realizados na *Gleeble* com temperatura de overaging de (a) 280°C e (b) 330°C. CPs longitudinais..... 35

Figura 5.8. Aspecto da microestrutura da amostra processada na *Gleeble* com 780°C de temperatura de encharque e overaging a 280°C. Reativo nital 4%..... 36

Figura 5.9. Aspecto da microestrutura da amostra processada na *Gleeble* com 780°C de temperatura de encharque e overaging a 330°C. Reativo nital 4%..... 37

Figura 5.10. Aspecto da microestrutura da amostra processada na *Gleeble* com 800°C de temperatura de encharque e overaging a 280°C. Reativo nital 4%..... 38

Figura 5.11. Aspecto da microestrutura da amostra processada na *Gleeble* com 800°C de temperatura de encharque e overaging a 330°C. Reativo nital 4%..... 39

Figura 5.12. Aspecto da microestrutura da amostra processada na *Gleeble* com 820°C de temperatura de encharque e overaging a 280°C. Reativo nital 4%..... 40

Figura 5.13. Aspecto da microestrutura da amostra processada na *Gleeble* com 820°C de temperatura de encharque e overaging a 330°C. Reativo nital 4%..... 41

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm) .....	22
Tabela 2. Faixa de composição química do aço CP 1000 (% em massa) .....	23
Tabela 3. Valores dos parâmetros aplicados nos ciclos térmicos .....	26
Tabela 4. Resultados obtidos em ensaios de expansão cônica de furos. Média em negrito .....	32

## LISTA DE NOTAÇÕES

1C	<i>Rapid Cooling Furnace</i> (forno de resfriamento rápido)
2C	<i>Slow Cooling Furnace Secondary</i> (forno de resfriamento lento secundário)
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AC <sub>1</sub>	Temperatura Crítica de Início de Formação da Austenita
AC <sub>3</sub>	Temperatura Crítica de Final de Formação da Austenita
B	Bainita
CAPL	<i>Continuous Annealing Process Line</i> (linha de recozimento contínuo)
CP	<i>Complex Phase</i>
HF	<i>Heating Furnace</i> (forno de aquecimento)
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
LE	Limite de resistência em tração
LE/LR	Relação elástica
M	Martensita
MA	Martensita+austenita retida
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Mf	Temperatura final de transformação martensítica
Mi	Temperatura de início de transformação martensítica
MO	Microscopia óptica
OA	<i>Overaging Furnace</i> (forno de super envelhecimento)
SCF	<i>Slow Cooling Furnace Primary</i> (forno de resfriamento lento primário)
SF	<i>Soaking Furnace</i> (forno de encharque)
T	Temperatura
TSCF	Temperatura de Início de Resfriamento Rápido
t	Tempo
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
WQ	<i>Water Quench</i> (resfriamento em água)
$\alpha$	Ferrita
$\gamma$	Austenita
$\lambda$	Capacidade de expansão de furo

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO .....	14
2. OBJETIVOS .....	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	17
3.1 Aços Avançados de Alta Resistência: Complex Phase .....	17
3.2 Recozimento Contínuo .....	21
3.3.1 Aquecimento.....	26
3.3.2 Encharque .....	28
3.3.3 Resfriamento lento .....	29
3.3.4 Resfriamento rápido (1C) .....	30
3.3.5 Super envelhecimento.....	31
3.3.6 Resfriamento rápido (2C) .....	33
3.3.7 Resfriamento brusco com água.....	33
4. METODOLOGIA.....	34
4.1 Análise dilatométrica .....	34
4.2 Caracterização microestrutural do aço .....	35
4.3 Determinação das propriedades mecânicas .....	35
4.4 Processamento do material em escala industrial .....	37
4.5 Ensaio de expansão cônica de furo.....	39
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	42
6. CONCLUSÕES .....	59
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	60
8. REFERÊNCIAS.....	61

## 1. INTRODUÇÃO

A intensa demanda pela redução de peso dos automóveis tem levado ao uso extensivo de aços de alta resistência com o objetivo de reduzir consumo de combustível e melhorar as condições de segurança. Inclusive, na década de 70, houve um apelo muito grande para redução de consumo de combustível, tanto pelo aumento do preço do petróleo como por questões ambientais. Apesar disso, era preciso manter a segurança veicular através de uma estrutura que preservasse o habitáculo deformando-se em pontos específicos e maximizando a segurança dos ocupantes. Dessa forma, a indústria siderúrgica tem buscado continuamente o desenvolvimento de novos tipos de aço para atender estas demandas. Dentre os materiais desenvolvidos destaca-se o aço *complex phase* (CP) de estrutura multifásica refinada, obtida por meio de uma composição química adequada e de um ciclo ótimo de processamento.

Os aços *Complex Phase* CP 1000 MPa - AHSS (*Advanced High Strength Steel*), contém fases estáveis e metaestáveis para atender as exigências de propriedades mecânicas e são caracterizados por uma microestrutura constituída de pequenas quantidades de martensita, austenita retida e perlita, dispersas em uma matriz tipicamente de ferrita e bainita. O elevado refinamento do grão é obtido pela recristalização atrasada devido à presença de precipitados, formados principalmente pelos elementos nióbio e titânio. Este aço é usado na indústria automobilística para peças com exigência de elevada absorção de energia, sendo alguns exemplos: suportes de suspensão traseira, para-choques, reforço de trilho da estrutura traseira, entre outras, geralmente associadas a algum critério de segurança.

Os aços do tipo *Complex Phase* (aços CP 1000 MPa de limite de resistência a tração) são estudados sistematicamente desde o final dos anos 1990. As propriedades mecânicas dos aços CP estão diretamente associadas ao tipo, quantidade, morfologia e distribuição dos constituintes, que, por sua vez, estão relacionadas aos parâmetros de processamento utilizados. Desse modo, surge a necessidade de estudar e compreender as temperaturas de encharque e *overaging* que compõem o ciclo térmico do recozimento contínuo, visando otimizar as temperaturas de encharque e *overaging* de processo nos resultados de

propriedades mecânicas deste aço e, por conseguinte, reduzir retrabalho ou perdas do produto.

O processamento do aço CP 1000 MPa de limite de resistência muitas vezes apresenta desempenho insatisfatório no atendimento das propriedades mecânicas, com valores abaixo da faixa visada, principalmente em termos dos limites de escoamento (LE) e de resistência (LR), o que impacta diretamente os indicadores de qualidade da linha, com índices elevados de recusa e retrabalho, da ordem de 27%.

Com base nesse cenário, o objetivo do presente trabalho foi, em escala piloto, determinar e analisar os efeitos de alterações nas temperaturas de recozimento e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas estabelecidas atualmente para esta classe de material CP 1000 MPa de limite de resistência. Em seguida, foi feita uma avaliação se é possível atingir propriedades mecânicas que atendam as especificações requeridas e, conseqüentemente, minimizar os índices de recusa e retrabalho.

Posteriormente, os resultados foram comparados com as propriedades mecânicas obtidas nas condições atuais de processo do aço CP1000 MPa, concluindo o projeto.

## 2. OBJETIVOS

Estudar a influência das temperaturas de recozimento e super envelhecimento nas propriedades mecânicas do aço CP 1000 MPa de limite de resistência por meio de simulação do ciclo de recozimento contínuo na máquina *Gleeble*<sup>®</sup>.

Assim, a partir dos resultados obtidos das propriedades mecânicas com as taxas de resfriamento no aço *Complex Phase* da classe 1000 MPa recozido em laboratório, pretende-se comparar as propriedades mecânicas e as características microestruturais obtidas com os resultados atuais de processo do aço *Complex Phase* da classe 1000 MPa de limite de resistência. Não foi escopo desse projeto a realização de testes em escala industrial.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Avançados de Alta Resistência: *Complex Phase*

A busca pelo desenvolvimento de novos aços de alto desempenho, principalmente no setor automotivo, direcionou a indústria siderúrgica no desenvolvimento de uma nova geração de aços, conhecidos como AHSS - *Advanced High Strength Steels* ou aços avançados de alta resistência, garantindo uma estrutura mais leve e resistente aos veículos automobilísticos, favorecendo a segurança dos passageiros, desempenho do veículo e o consumo energético [1].

Nesse contexto, as siderúrgicas têm investido bastante no desenvolvimento de materiais que garantam padrões rigorosos de segurança e maior eficiência energética dos veículos, além de serem capazes de manter projetos de design que atraem os clientes, a custos acessíveis. Por essa razão, os aços avançados de alta resistência (*Advanced High-Strength Steels - AHSS*) têm despontado e ganhado bastante espaço por justamente possibilitar ganhos em resistência, mesmo com a utilização de chapas relativamente finas. Por outro lado, a combinação de uma alta resistência mecânica com um bom alongamento é particularmente difícil de ser alcançada, tendo em vista que a grande maioria dos materiais experimentam uma perda de conformabilidade com o aumento da resistência [2]. Diante desse cenário, surgiu o conceito dos aços *complex phase* (CP), os quais, por priorizar a formação de estruturas bainíticas, oferecem o melhor resultado em termos de conformabilidade, especialmente quando se considera o flangeamento de bordas para resistir danos locais [2,3].

Os aços *complex phase* se destacam por apresentar alta capacidade de absorção de energia, boa conformabilidade a frio, elevada resistência à fadiga e boa expansão de furo para a sua elevada resistência mecânica. Essas propriedades são resultantes de sua microestrutura refinada constituída por ferrita, bainita e martensita, além de, em alguns casos, pequenas frações de austenita retida [3].

Como é de conhecimento comum, a austenita retida contribui para o aumento da plasticidade através do efeito TRIP (*transformation-induced plasticity* - plasticidade

induzida por transformação). Contudo, no caso dos aços CP, essa fase não é muito desejada, uma vez que sua transformação em martensita, mesmo em pequenas deformações, pode acarretar a formação de trincas e gerar danos relacionados à capacidade de expansão de furo do material, o que, invariavelmente, vai contra a aplicabilidade para a qual é destinado. Além disso, como a bainita é um constituinte microestrutural que apresenta uma dureza inferior à da martensita, para se garantir níveis de resistência equivalentes é necessário fazer o uso de outros mecanismos de endurecimento e, por essa razão, o material também apresenta finos precipitados dispersos [3]. Por conta dessas características, esses aços são bastante atrativos para a fabricação de componentes automotivos, principalmente peças de segurança que demandam uma boa resistência ao impacto e componentes do sistema de suspensão, como para-choques, vigas de impacto, partes do chassi, suportes de suspensão, reforços da estrutura, entre outras. Comparativamente a outras classes, como resultado da microestrutura previamente citada, os aços CP apresentam uma maior resistência ao escoamento, e, inevitavelmente, uma taxa de encruamento inferior à dos aços dual phase (DP) e TRIP, o que implica que esses aços podem ser conformados, via estampagem a frio, em geometrias menos complexas [4].

Por outro lado, mesmo apresentando um menor alongamento total, os aços *complex phase* podem atender a requisitos de aplicação aos quais os aços DP não são adequados, justamente por apresentar melhores capacidades de expansão de furo e dobramento [5]. Ademais, embora sua conformabilidade não se aproxime da dos aços TRIP, os aços CP são capazes de atingir maiores resistências com menores teores de liga, o que melhora a soldabilidade a um custo mais baixo [6].

Os aços utilizados na indústria automobilística podem ser classificados de diversas maneiras, mas geralmente a classificação mais utilizada é a designação metalúrgica. Adicional à nomenclatura metalúrgica dos aços é comum também classificá-los de acordo com as propriedades mecânicas representadas pela tensão de escoamento mínima e limite de resistência mínimo, ambas em MPa [7]. Sendo assim, a classificação metalúrgica divide os aços em três grupos que são descritos a seguir [7]:

- Aços de baixa resistência:

Apresentam uma microestrutura essencialmente ferrítica, com baixo teor de carbono, baixa relação LE/LR e excelente conformabilidade, porém a utilização desses aços de estampagem é limitada para aplicações onde se exige uma maior resistência (ex.: peças de segurança) e para a sua utilização em peças estruturais é necessário um aumento considerável na espessura das chapas de aço. Exemplo: aços IF (*Interstitial Free*).

- Aços de alta resistência (HSS):

Também apresentam uma microestrutura ferrítica, porém com faixa de resistência mais elevada, através do endurecimento por precipitação, refinamento de grão, elementos em solução sólida e por envelhecimento após deformação. Exemplo: aços BH (*Bake Hardening*).

- Aços avançados de alta resistência (AHSS):

A microestrutura destes aços é composta por uma fase ferrítica e uma ou mais fases (microconstituintes), podendo ser a martensita, perlita, bainita ou austenita retida. Exemplos: aços bifásicos DP (*Dual Phase*), aço TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), aços CP (*Complex Phase*), aços martensíticos e os aços TWIP (*Twinning Induced Plasticity*).

A principal diferença entre os aços de alta resistência HSS e os AHSS está associada à microestrutura apresentada por cada um deles. Enquanto os aços convencionais de alta resistência apresentam microestrutura monofásica, os aços AHSS possuem múltiplas fases, com propriedades mecânicas distintas, de acordo com a fração de constituintes presentes em sua microestrutura [8].

De acordo com a WAS (*World Steel Association*) [9], os aços AHSS têm um melhor desempenho na absorção de energia em caso de colisões, mesmo quando utilizados em chapas de aço com menores espessuras, favorecendo uma redução no peso dos automóveis. Alguns tipos de aços AHSS possuem uma melhor capacidade de deformação e um melhor equilíbrio entre resistência e ductilidade, isso se deve principalmente a microestrutura diferenciada que os aços AHSS possuem em relação aos aços convencionais monofásicos. A Figura 3.1 ilustra a

relação entre alongamento total e limite de resistência de diferentes tipos de aços, destacando a classificação dos aços convencionais de alta resistência e os aços avançados de alta resistência:

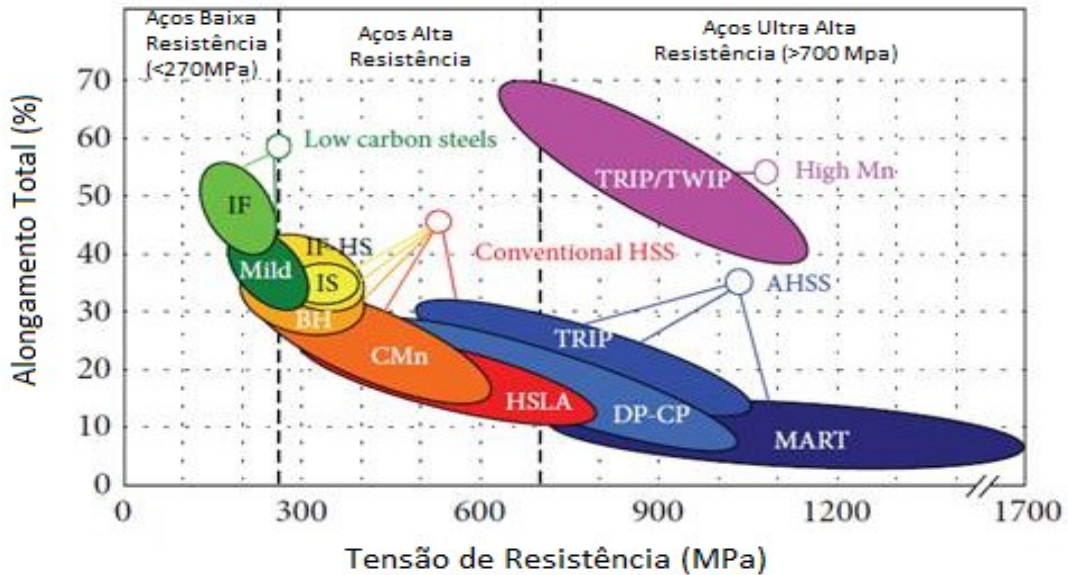


Figura 3.1. Limite de resistência versus alongamento de diferentes aços [21,22]. O chamado diagrama banana representando o limite de resistência e alongamento total de diferentes tipos de aço. As áreas de pesquisa para a terceira geração de AHSS são destacadas [21].

De forma geral, os aços CP são semelhantes aos aços TRIP em termos de composição química, exceto pelo fato de serem ajustados para conter uma menor fração de austenita retida [6]. Desse modo, como essa classe de aço foi desenvolvida para atender com melhores resultados os requisitos de flangeamento de bordas, é importante se ter uma uniformidade microestrutural e, portanto, os parâmetros de processamento e a composição química desses aços devem objetivar reduzir ao máximo a quantidade de martensita e ferrita na microestrutura, bem como minimizar ou eliminar a austenita retida [3]. Embora o aço avançado de alta resistência (AHSS) demonstre excelente resistência a tração uniaxial, sua aplicação em peças automotivas é limitada devido à conformabilidade do flange do (AHSS), nossa compreensão dele permanece limitado para resistir a danos locais em operações críticas como o flangeamento de bordas [23,24].

O estudo, propõe uma nova abordagem para melhorar a expansão do furo. Nesse caso, minimizar os danos acumulados durante o puncionamento é mais importante do que melhorar a conformabilidade à tração uniaxial [23].

De acordo com a Hindawi Publishing Corporation [21], o grupo de aços avançados de alta resistência (AHSSs) é o melhor exemplo para projetar a microestrutura para as propriedades mecânicas necessárias. O conhecido diagrama da banana (Figura 3.1) lista diferentes (AHSSs) e mostra o limite de resistência e alongamento total de cada tipo, em comparação com o clássico aço baixo carbono. A primeira geração do (AHSS) concentra-se em aços alta liga baixa resistência (HSLA), aço *dual phase* (DP) e aço com plasticidade induzida por transformação (TRIP). A segunda geração diz respeito à mudança do mecanismo de deformação em aço com plasticidade induzida por maclação (TWIP). Além disso, o trabalho de pesquisa está ativo no refinamento do tamanho do grão em tamanho de alguns micrômetros ou mesmo submícrons. Recentemente, umas poucas empresas lançaram um novo nome comercial de produto “nanosaço”, concentrando-se grande parte dos precipitados em uma faixa de alguns nanômetros, bem como refinar o tamanho de grão, sem revelar informações mais detalhadas. Atualmente são produzidos na Usiminas aços *complex phase*, na condição de laminados a frio, nos graus 800, 900 e 1000. No tocante à concepção do aço CP do grau 1000, o produto regularmente produzido é processado na linha de recozimento contínuo (CAPL). Contudo, o aço vem historicamente apresentando desempenho insatisfatório no atendimento das propriedades mecânicas, impactando diretamente os indicadores de qualidade da linha, com índices elevados de recusa e retrabalho, da ordem de 27%.

### 3.2 Recozimento Contínuo

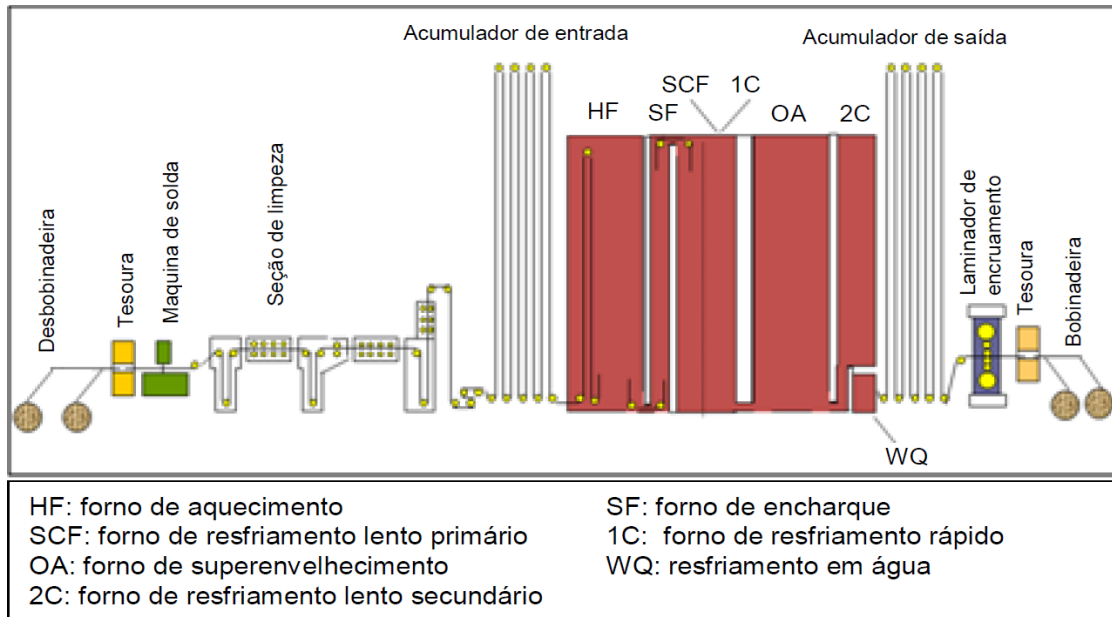
O recozimento contínuo foi adotado comercialmente em larga escala no Japão em 1972, com grandes vantagens econômicas e metalúrgicas quando comparado à rota tradicional (recozimento em caixa). As principais vantagens do recozimento contínuo em relação ao recozimento convencional são:

- Melhoria de qualidade (melhor planicidade, maior uniformidade das propriedades mecânicas, maior limpidez superficial);

- Menores custos de produção devido ao tempo de processo reduzido e menos perdas na produção, aliados à adequação da mão de obra devido às operações combinadas de limpeza eletrolítica, recozimento e encruamento;
- Aumento da versatilidade de produtos, pois possibilita a produção de maior variedade de aços.

A linha de recozimento contínuo da Usiminas possui um resfriamento primário do tipo *High Gas Jet Cooling*, que permite atingir taxas de resfriamento entre 20°C/s e 70°C/s, dependendo da velocidade de processo, tipo de material e espessura da tira. Quanto menor a espessura, maior a velocidade, menor o tempo de permanência no resfriamento rápido e maior a taxa de resfriamento.

Vários equipamentos estão acoplados a esta linha, conforme ilustrado na Figura 3.2, sendo os principais: a Limpeza Eletrolítica, responsável pela remoção do excesso de óleo de laminação da superfície da chapa, o Recozimento para realizar o tratamento térmico do material e o Laminador *Skin Pass* para melhorar a forma, ajustar propriedades mecânicas e imprimir a rugosidade final da chapa. A Figura 3.2, ilustra uma linha de recozimento contínuo.



HF: forno de aquecimento

SF: forno de encharque

SCF: forno de resfriamento lento primário

1C: forno de resfriamento rápido

OA: forno de superenvelhecimento

WQ: resfriamento em água

2C: forno de resfriamento lento secundário

Figura 3.2. Ilustração esquemática de uma linha de Recozimento Contínuo [10].

A seção de recozimento, que será amplamente discutida nesse estudo, é composta por vários fornos, sendo que cada um define uma etapa do recozimento (aquecimento, encharque, resfriamento lento primário, resfriamento rápido, super envelhecimento, resfriamento lento secundário e resfriamento com água).

O ciclo de recozimento contínuo adotado para os aços CP é mostrado na Figura 3.3. A tira é aquecida, permanecendo um curto espaço de tempo na temperatura intercrítica, para formar misturas de ferrita e austenita, o que, devido à não homogeneidade microestrutural, tende a reduzir a capacidade de expansão de furo do material. Em seguida, é feito o resfriamento até uma temperatura intermediária, caracterizada pela temperatura de super envelhecimento ou *overaging*, acima da temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ), na qual o material permanece por um determinado tempo para que parte da austenita formada durante o encharque se transforme em bainita. Durante o resfriamento subsequente até temperatura ambiente, a austenita não transformada, menos enriquecida em

carbono, pode se transformar em martensita ou, eventualmente, permanecer na microestrutura final na forma de austenita retida.

Vale ressaltar que, a etapa de super envelhecimento é uma característica da Linha de Recozimento Contínuo da Usiminas, projetada para processar diferentes tipos de aços, podendo ser utilizada, no caso dos aços *Complex Phase*, para adequação da microestrutura ao tipo de aplicação a que o material será submetido.

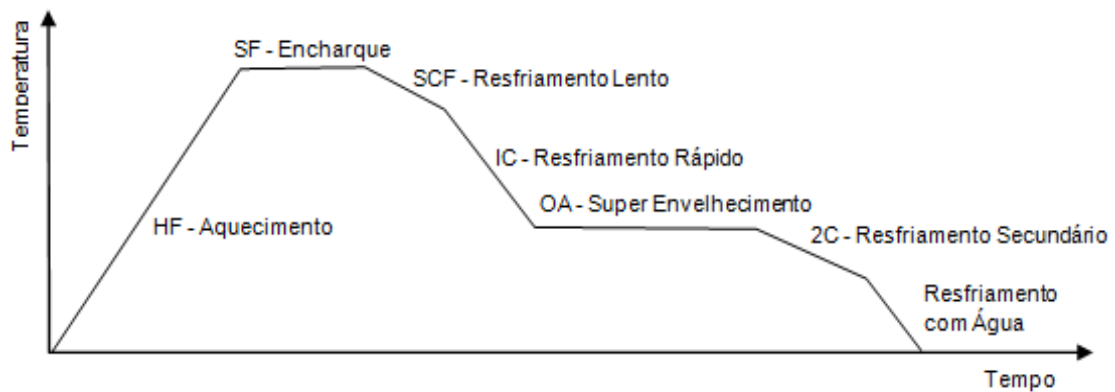


Figura 3.3. Ilustração esquemática do processo de Recozimento Contínuo [10].

O presente estudo avaliará principalmente a influência das taxas de resfriamento, nas propriedades mecânicas do aço da classe CP1000 MPa. A taxa de resfriamento tem um significativo efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas. Por conta do recozimento intercrítico, certa fração de ferrita na microestrutura é inevitável, o desejável, então, é suprimir a formação dessa fase durante o resfriamento inicial, visando uma microestrutura mais homogênea e evitando o enriquecimento da austenita em carbono, o que atrasaria a transformação bainítica e aumentaria a fração de martensita. Para tanto, é necessária a aplicação de taxas de resfriamento mais elevadas até o patamar isotérmico. Dessa forma, menos ferrita pró-eutetoide é formada e o teor de carbono mais baixo na austenita, mantido, de modo a permitir a transformação dessa fase em bainita durante o *overaging*. Nessa condição, tende-se a observar uma elevação dos valores de limite de escoamento e alongamento total e uma diminuição do limite de resistência.

Por outro lado, com a aplicação de taxas de resfriamento menores, há um aumento da fração de ferrita pró-eutetoide, o que resulta em enriquecimento da austenita não

transformada em carbono. Com isso, é possível retardar ou até mesmo impedir a transformação bainítica durante o *overaging*, aumentando, dessa forma, as frações de martensita e/ou austenita residual na microestrutura. Nesse caso, observa-se uma redução do limite de escoamento e um aumento do limite de resistência, podendo haver, também, melhoria de ductilidade [6].

Temperatura de *overaging*: O tratamento de super envelhecimento, realizado na faixa de temperatura de transformação bainítica, é fundamental no processamento de aços complex phase. Nessa etapa, parte da austenita formada durante o encharque se transforma em bainita, de modo que a fração do constituinte será função da temperatura e do tempo aplicado, conforme ilustrado na figura 3.4. De acordo com Pichler e coautores [11], o tratamento com temperaturas na faixa de 375 a 425°C, para um aço com 0,12-0,18%C e 1,5%Mn, processado com temperatura de encharque de 780°C, favorece a transformação bainítica e promove o aumento do limite de escoamento e a redução do limite de resistência. Comportamento semelhante foi observado por Jacques et al. [12] em um aço com 0,18%C, 0,39%Si e 1,33%Mn, tratado a 730°C no encharque. Por outro lado, em temperaturas mais elevadas, há a redução do limite de escoamento e a elevação do limite de resistência, o que pode ser atribuído à redução da força motriz para a transformação bainítica [6].

Outros resultados interessantes foram reportados por Fonstein [5], que observou que a redução da temperatura isotérmica de 600°C para 500°C promoveu um pequeno incremento nos valores dos limites de resistência e escoamento, o que foi atribuído a certo refinamento microestrutural. Ademais, a redução da temperatura de 500°C para 450°C e 400°C aumentou significativamente a resistência mecânica do material, devido, principalmente, à formação de bainita granular com tamanho de grão refinado.

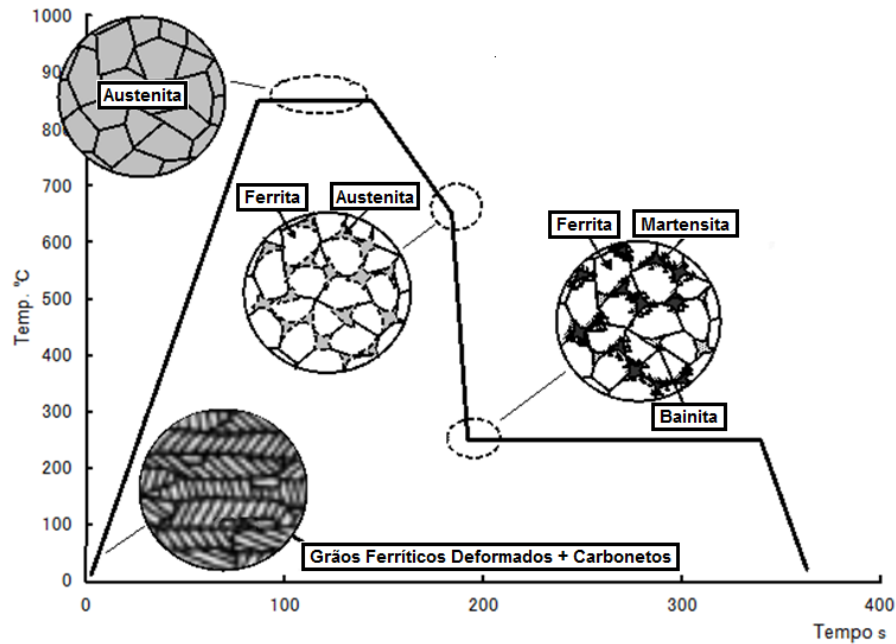


Figura 3.4. Ilustração esquemática da etapa de aquecimento no processo de Recozimento Contínuo [10].

As etapas do recozimento contínuo dos aços multifásicos e as principais alterações microestruturais que ocorrem em cada etapa serão listadas nos próximos tópicos.

### 3.3.1 Aquecimento

Nesta etapa inicial a tira entra a temperatura ambiente e através do aquecimento promovido pelos tubos radiantes atinge a temperatura de encharque (700°C à 850°C), conforme a ilustração na Figura 3.5. Essa temperatura pode variar conforme a composição química e a aplicação do material.

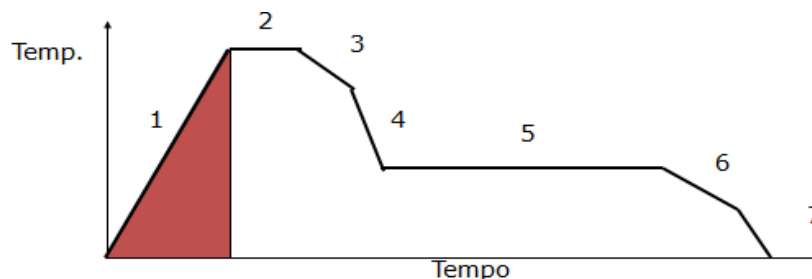


Figura 3.5. Ilustração esquemática da etapa de aquecimento no processo de Recozimento Contínuo [10].

A principal alteração microestrutural nesta etapa é a recristalização da ferrita [13,14], que pode ser completada antes mesmo de ser alcançada a temperatura de recozimento intercrítica, além da formação de grãos de austenita localizados nos

contornos de grão da ferrita ao se atingir a temperatura intercrítica. Essas transformações são acompanhadas pela dissolução dos carbonetos, quebrados pela prévia deformação a frio [17].

Nos aços CP, o teor de carbono da austenita não depende apenas do teor de carbono total do aço, mas também da temperatura de recozimento intercrítico, de modo que a temperabilidade varia com a temperatura, conforme mostra a Figura 3.6.

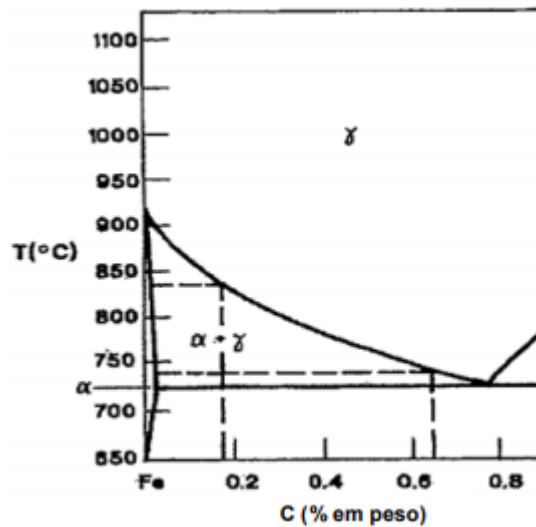


Figura 3.6. Influência da temperatura de recozimento intercrítico no teor de carbono da austenita [14].

De acordo com essa Figura, baixas temperaturas de recozimento intercrítico resultam em baixas quantidades de austenita, porém, com elevado teor de carbono, assim a austenita é muito temperável. Por outro lado, quando o recozimento intercrítico é realizado em temperaturas elevadas, a quantidade de austenita é elevada, mas o seu teor de carbono não, comprometendo a temperabilidade. Com isto, após o resfriamento, obtém-se uma martensita em maior quantidade na microestrutura, porém, mais pobre em carbono e, conseqüentemente mais macia. No recozimento à temperatura intercrítica, ocorre a difusão do carbono para a fase austenítica, porém, ainda existe um teor de carbono residual na ferrita [14].

Vale ressaltar que a taxa de redução na laminação a frio, que antecede o recozimento intercrítico, tem significativa influência nas propriedades mecânicas de todo aço, visto que o grau de deformação a frio interfere na taxa de recristalização [15]. Quanto maior a taxa de redução a frio, maior o refinamento da microestrutura e

maior o número de sítios para a nucleação da austenita durante as etapas de aquecimento e encharque [16]. Além disso, a deformação a frio pode resultar numa aceleração da transformação da ferrita em austenita durante o recozimento, impactando nas propriedades mecânicas do produto final [17], conforme a Figura 3.7.

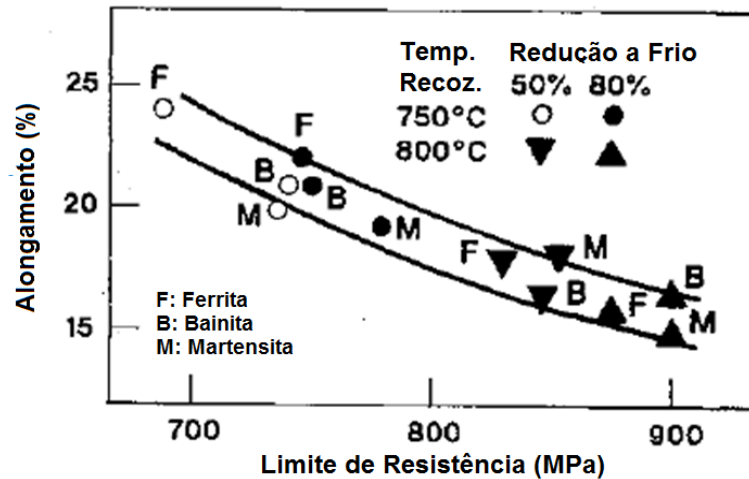


Figura 3.7. Efeito da microestrutura de laminado a quente, redução a frio e temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de um aço com 0,7% C - 1,0% Si - 1,54% Mn [17].

### 3.3.2 Encharque

O encharque caracteriza-se por ser uma etapa isotérmica, uma vez que a temperatura intercrítica já foi atingida. Nesta etapa, várias alterações microestruturais ocorrem, assim como o crescimento dos grãos. A temperatura bem como o tempo de encharque são os parâmetros mais importantes na definição do tamanho do grão recristalizado. O tempo necessário nesta operação é maior ou igual a 40 segundos. A temperatura da tira pode variar, dependendo do ciclo, de 700°C a 850°C, conforme a Figura 3.8. E é mantido por meio de resistências elétricas e/ou aquecimento promovido pelos tubos radiantes. Apesar de a recristalização ter se iniciado na etapa de aquecimento, ao ser atingida a temperatura de encharque, ainda há presença de grãos de ferrita alongados, não recristalizados. Nesta etapa, porém, a maior alteração ocorre com o aumento da fração volumétrica da austenita, e o seu teor de carbono, influenciando diretamente a temperabilidade do aço [17].

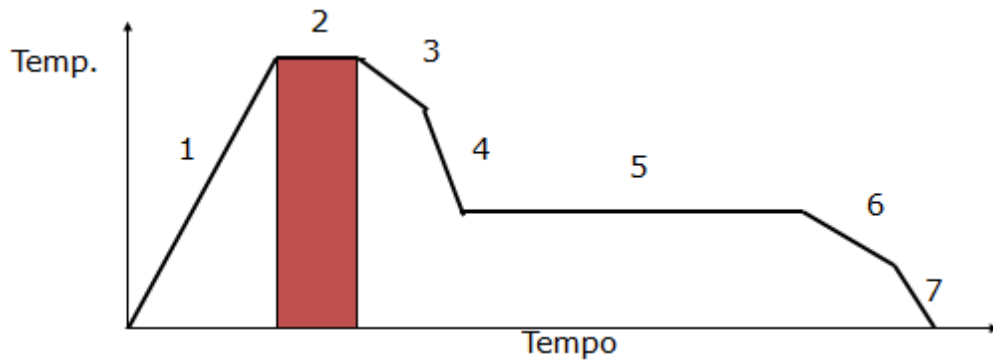


Figura 3.8. Ilustração esquemática da etapa de encharque no processo de Recozimento Contínuo [10].

Como a temperatura de início de transformação bainítica ( $B_s$ ) depende do teor de carbono da austenita, a fração volumétrica desse constituinte também será uma função da temperatura de recozimento intercrítico. Dessa forma, com a formação de uma austenita de menor teor de carbono em temperaturas de encharque mais elevadas, há uma elevação das temperaturas  $B_s$  e  $M_s$ , com conseqüente redução da resistência mecânica da segunda fase formada. Essa queda pode ser associada à maior difusão do carbono para a austenita, que contribui para a obtenção de uma ferrita mais macia e para o aumento da densidade de deslocações móveis nas interfaces ferrita/segunda fase, o que também explica o aumento do alongamento total [6].

### 3.3.3 Resfriamento lento

O resfriamento lento, conforme Figura 3.9, é muito importante no processo, pois este é o estágio onde ocorre uma transformação de grãos austeníticos, formados durante o encharque, em grãos ferríticos diminuindo a fração de austenita e enriquecendo-a ao máximo em carbono. Exceto para aços IF que possuem microestrutura ferrítica, sendo esta melhor para os aços destinados a estampagem. Além disto, visa-se obter também uma quantidade uniforme de carbono em solução para que as transformações ocorram de maneira equilibrada. A taxa de resfriamento sugerida é de 3 a 5°C/s.

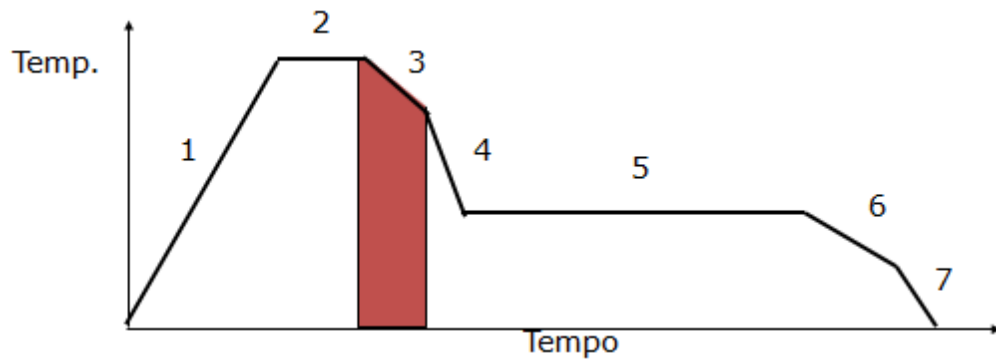


Figura 3.9. Ilustração esquemática da etapa de resfriamento lento no processo de Recozimento Contínuo [10].

### 3.3.4 Resfriamento rápido (1C)

A temperabilidade da austenita e microestrutura final dos aços multifásicos são fortemente impactadas pela estratégia de resfriamento, a qual industrialmente é composta por duas etapas. Primeiramente, conforme já mencionado, o resfriamento lento tem por objetivo diminuir a fração de austenita e enriquecê-la ao máximo de carbono, o que eleva a fração de ferrita, a partir de taxas variando entre 3 a 5°C/s. Posteriormente, conforme Figura 3.10, no resfriamento rápido se alcançam taxas de resfriamento de têmpera (15 a 30°C/s), as quais terão significativo efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas, em geral, resultando na elevação do limite de resistência [17].

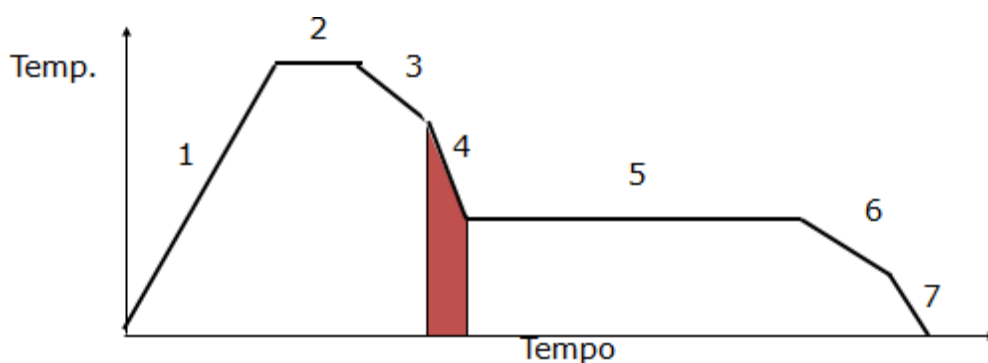


Figura 3.10. Ilustração esquemática da etapa de resfriamento lento no processo de recozimento contínuo [10].

Para altas taxas de resfriamento, não há tempo suficiente para que o carbono dissolvido precipite na austenita, resultando em uma transformação adifusional (mesma composição química da matriz austenítica) originando a martensita.

Contudo, outros constituintes, como bainita e perlita, podem ser formados a partir de taxas de resfriamento menores, em detrimento da resistência mecânica [18].

Uma vez que por conta do recozimento intercrítico certa fração de ferrita na microestrutura é inevitável, o desejável, então, é suprimir a formação dessa fase durante o resfriamento inicial, visando uma microestrutura mais homogênea e evitando o enriquecimento da austenita em carbono, o que atrasaria a transformação bainítica e aumentaria a fração de martensita [5]. Para tanto, é necessária a aplicação de taxas de resfriamento mais elevadas até o patamar isotérmico. Dessa forma, menos ferrita pró-eutetóide é formada e o teor de carbono mais baixo na austenita, mantido, de modo a permitir a transformação dessa fase em bainita durante o *overaging*. Nessa condição, tende-se a observar uma elevação dos valores de limite de escoamento e alongamento total e uma diminuição do limite de resistência. Por outro lado, com a aplicação de taxas de resfriamento menores, há um aumento da fração de ferrita pró-eutetóide, o que resulta em enriquecimento da austenita não transformada em carbono. Com isso, é possível retardar ou até mesmo impedir a transformação bainítica durante o *overaging*, aumentando, dessa forma, as frações de martensita e/ou austenita residual na microestrutura.

### 3.3.5 Super envelhecimento

Este processo é a etapa seguinte ao resfriamento rápido primário. Ele consiste em submeter a tira a um determinado tempo e temperatura, para controle adequado da quantidade e forma do precipitado de carbono, na estrutura do aço laminado a frio. O tratamento de super envelhecimento, realizado na faixa de temperatura de transformação bainítica, é fundamental no processamento de aços *complex phase*. Nessa etapa, parte da austenita formada durante o encharque se transforma em bainita, de modo que a fração do constituinte será função da temperatura e do tempo aplicado, conforme as Figuras 3.11 e 3.12. De acordo com Pichler e coautores [11], o tratamento com temperaturas na faixa de 375 a 425°C, para um aço com 0,12-0,18%C e 1,5%Mn, processado com temperatura de encharque de 780°C, favorece a transformação bainítica e promove o aumento do limite de escoamento e a redução do limite de resistência. Comportamento semelhante foi observado por Jacques et al. [12] em um aço com 0,18%C, 0,39%Si e 1,33%Mn,

tratado a 730°C no encharque. Por outro lado, em temperaturas mais elevadas, há a redução do limite de escoamento devido a ferrita e a martensita revenida perdem parte da sua dureza por efeito de recuperação e relaxamento de discordâncias e a elevação do limite de resistência, o que pode ser atribuído à redução da força motriz para a transformação bainítica, isso estabiliza outras fases mais resistentes como a martensita não revenida.

Outros resultados interessantes foram reportados por Fonstein [3], que observou que a redução da temperatura isotérmica de 600 para 500°C promoveu um pequeno incremento nos valores dos limites de resistência e escoamento, o que foi atribuído a certo refinamento microestrutural. No que tange ao parâmetro de velocidade, foi observado por Pichler e coautores [11] que menores velocidades de linha resultam em um menor nível de resistência e em maiores valores de alongamento. O tempo e a temperatura variam com o ciclo - na maioria dos ciclos a temperatura é de 410°C a 250°C e o tempo maior que 120 segundos.

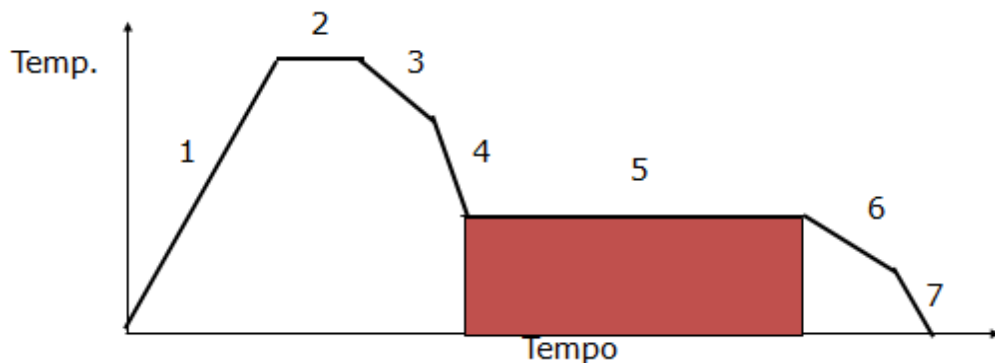


Figura 3.11. Ilustração esquemática da etapa de super envelhecimento no processo de recozimento contínuo [10].

O principal objetivo é a precipitação do carbono da matriz ferrítica supersaturada, com ganho na ductilidade. Porém, dependendo da temperatura e do tempo de tratamento, podem ocorrer o revenimento da martensita e/ou da bainita. Caso a austenita não tenha sido totalmente transformada na têmpera, haverá a formação de bainita e/ou mesmo perlita, levando a alterações nas propriedades mecânicas [13].

### 3.3.6 Resfriamento rápido (2C)

Esta etapa do ciclo térmico é onde acontece o decréscimo do restante do carbono em solução e transformar austenita enriquecida em martensita não revenida.

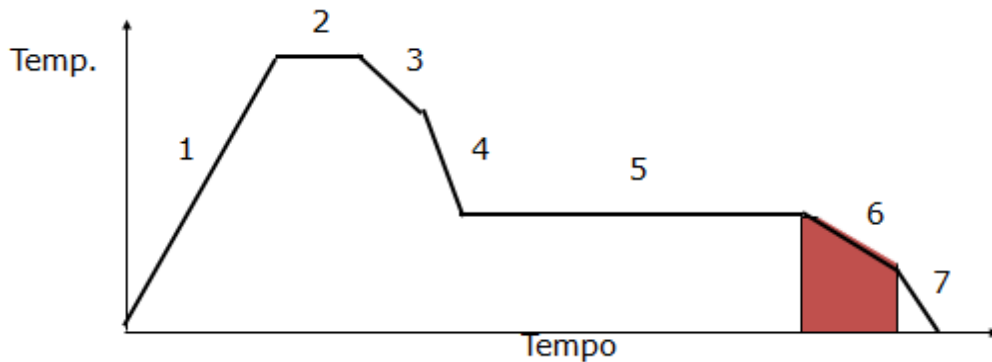


Figura 3.12. Ilustração esquemática da etapa do segundo resfriamento rápido no processo de recozimento contínuo [10].

Tem a finalidade de resfriar rapidamente a tira a partir de temperatura final de superenvelhecimento (*overaging*) até 160°C (para outros aços até 210°C).

### 3.3.7 Resfriamento brusco com água

Tem a finalidade de resfriar bruscamente a tira por meio de spray de água e imersão da mesma até a temperatura abaixo de 45°C, onde nesta condição a tira está apta a ser submetida ao processo de encruamento.

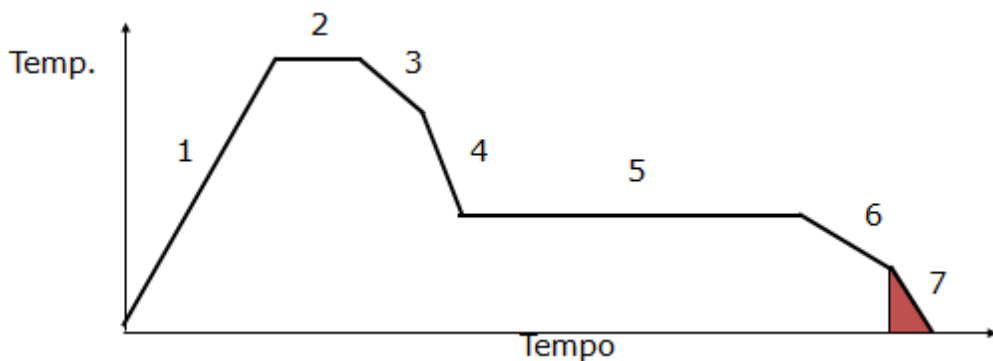


Figura 3.13. Ilustração esquemática da etapa do resfriamento brusco com água no processo de recozimento contínuo [10].

## 4. METODOLOGIA

O projeto foi desenvolvido na Gerência de Laminação a Frio e no Centro de Pesquisas da empresa, planta de Ipatinga.

### 4.1 Análise dilatométrica

Com intuito de investigar a fração transformada da austenita durante o aquecimento até a temperatura de encharque, possíveis variações de volume durante a etapa de superenvelhecimento e principalmente as temperaturas de transformação da austenita em bainita, foram realizados ensaios utilizando um dilatômetro modelo DIL 805 A/D-BAHR, conforme a Figura 4.1.

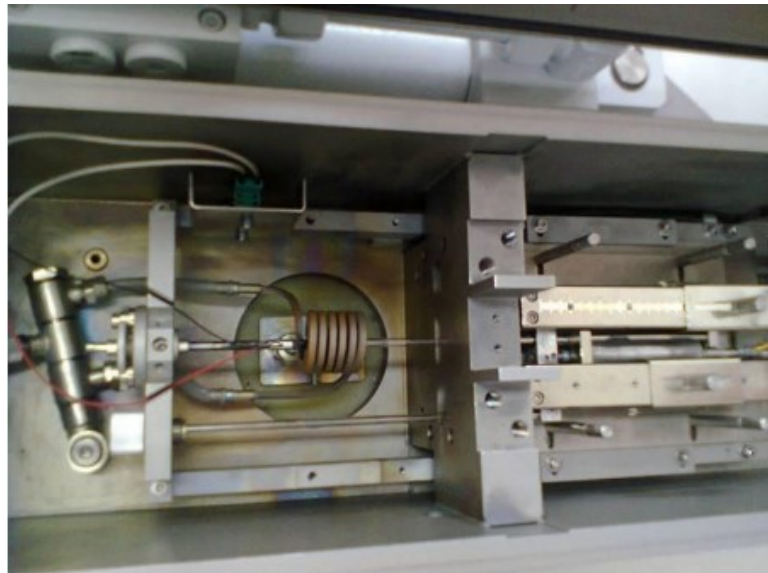


Figura 4.1. Dilatômetro modelo DIL 805 A/D-BAHR.

Os corpos de prova foram empregados na condição laminado a frio, do mesmo material utilizado nas simulações de recozimento, com 10 mm de comprimento, 4 mm de largura e 1,1 mm de espessura, retirados paralelamente a direção de laminação. As amostras foram submetidas às mesmas taxas de aquecimento e resfriamento, bem como os tempos de permanência em cada etapa dos ciclos estudados, Tabela 3, reproduzindo dessa forma a condição real para obtenção do aço estudado, detectando as variações dilatométricas durante cada etapa do tratamento de recozimento contínuo, principalmente na etapa de

superenvelhecimento. Foram também determinadas as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , de início e fim de formação da austenita.

Após as definições das taxas de resfriamento a serem testadas, foram realizadas simulações de recozimento contínuo das amostras do aço CP1000 MPa na máquina *Gleeble*<sup>®</sup> do Centro de Pesquisas da empresa. Após esses testes, as amostras foram caracterizadas.

#### **4.2 Caracterização microestrutural do aço**

A caracterização microestrutural após a simulação dos ciclos de recozimento contínuo nas diferentes condições de taxas de resfriamento, temperaturas de encharque e superenvelhecimento foi observada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. As análises metalográficas foram realizadas em seção longitudinal, mediante o emprego de microscopia óptica e eletrônica de varredura, após preparação convencional das amostras, com o uso do reativo nital 4%.

#### **4.3 Determinação das propriedades mecânicas**

Após o término das simulações do ciclo de recozimento contínuo, as amostras recozidas produziram seis corpos-de-prova para o ensaio de tração, conforme ilustrado na Figura 4.2. Foram realizados ensaios para avaliação microestrutural e de propriedades mecânicas do aço, nas condições de estudo.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina Instron modelo 5882, equipada com extensômetro Instron de 25 mm de base de medida. As propriedades mecânicas, alongamento total (base de medida igual a 25 mm), limite de escoamento (a 0,2% de deformação) e limite de resistência foram determinados através de ensaio de tração em corpos de prova *subsize*, confeccionados segundo a norma ASTM A370, 2017.

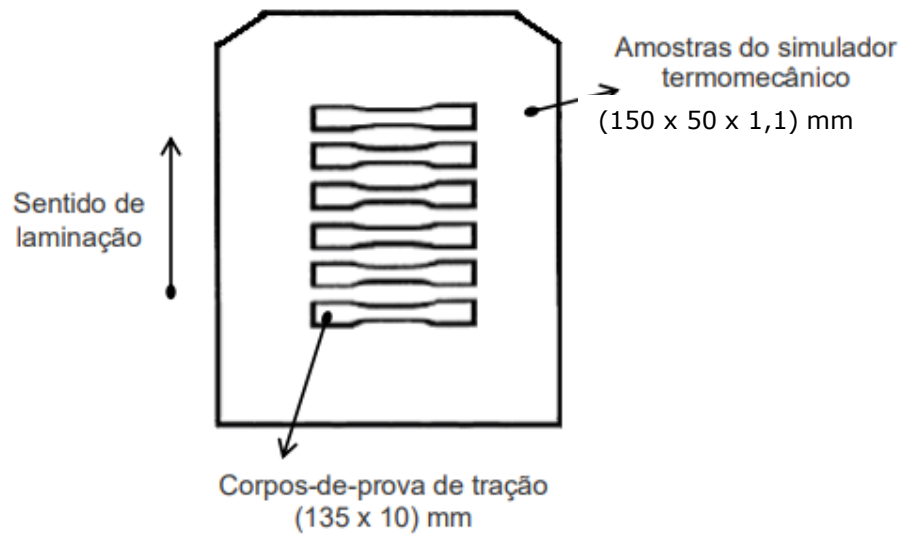


Figura 4.2. Ilustração esquemática representando a retirada de corpos-de-prova de tração de uma amostra processada no simulador termomecânico [20, ajustado].

As dimensões estão ilustradas na Figura 4.3 e na Tabela 1. A dimensão E corresponde a espessura do corpo de prova, aproximadamente 1,1 mm.

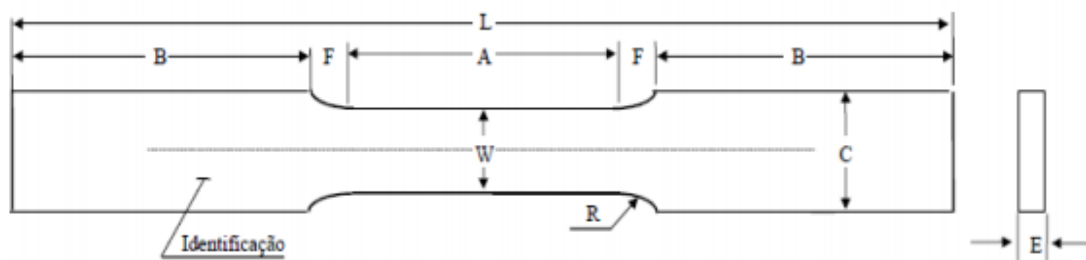


Figura 4.3. Ilustração dos corpos de prova para ensaio de tração.

Tabela 1. Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm).

A	B	C	F	L	R	W
32	47	10	4,5	135	6	$6,25 \pm 0,05$

Posteriormente, os resultados foram comparados com as propriedades mecânicas obtidas nas condições atuais de processo do aço CP 1000 MPa, concluindo o projeto.

#### 4.4 Processamento do material em escala industrial

Este estudo, visa investigar o efeito das temperaturas de encharque e de *overaging* sobre as propriedades mecânicas do material, com base em ciclos térmicos realizados na *Gleeble*<sup>®</sup>, empregando parâmetros similares aos praticados em ciclos de recozimento intercrítico aplicados no CAPL. Foi enviada uma bobina de 1,10 mm de espessura, na condição como laminada a frio (condição *full hard*), cuja composição química está mostrada na tabela 2. O aspecto de sua microestrutura está mostrado na Figura 4.4. O fluxo esquemático produtivo do aço avaliado está ilustrado na figura 4.5, bem como, a condição de amostragem do laminado a frio não recozido, mostrado na figura 4.6.

Tabela 2. Faixa de composição química do aço CP 1000 (% em massa)

C	Mn	Si	P	S	Al	N
≤ 0,12	≤ 2,04	≤ 0,22	≤ 0,013	≤ 0,001	≤ 0,048	≤ 0,005
Ti	Nb	Cu	Cr	Mo	Ni	B
≤ 0,028	≤ 0,004	≤ 0,010	≤ 0,070	≤ 0,250	≤ 0,01	≤ 0,001



Figura 4.4. Aspecto da microestrutura da amostra como recebida.

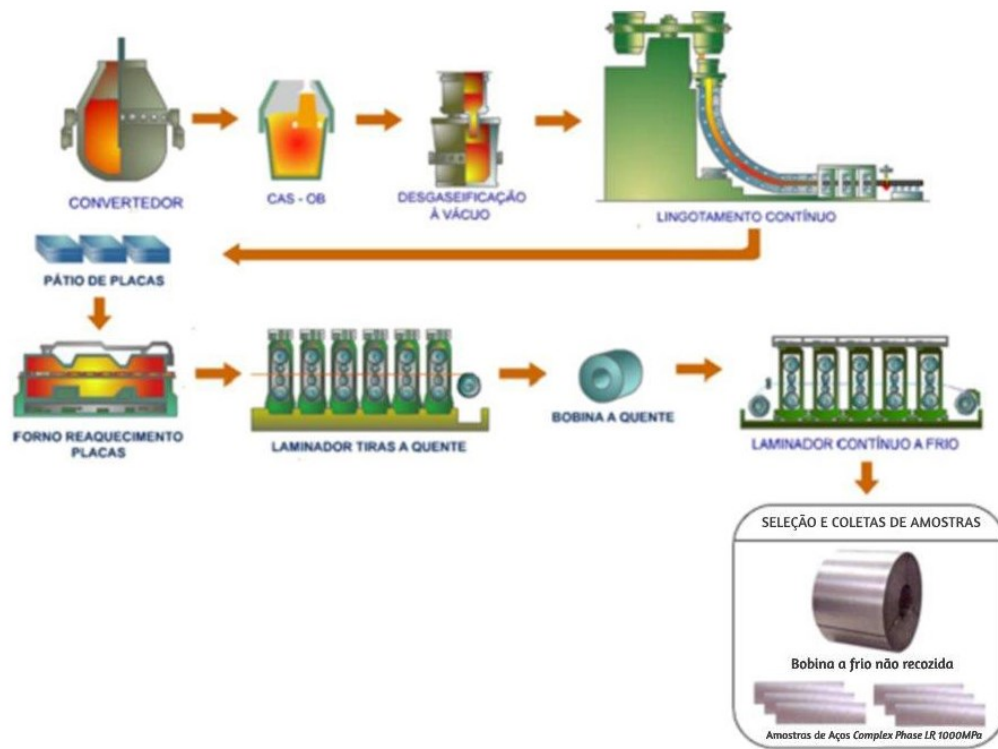


Figura 4.5. Fluxo esquemático da produção do aço avaliado e o ponto de amostragem para as simulações e caracterizações no Centro de Tecnologia da USIMINAS [19].

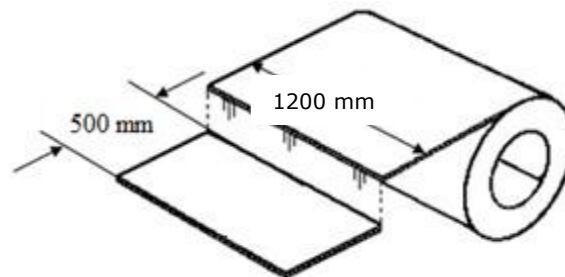


Figura 4.6. Condição de amostragem do laminado a frio não recozido [19].

A amostra foi cadastrada com o código 25076-A. Foram realizados ciclos térmicos intercríticos, conforme o esquema mostrado na Figura 4.7, na máquina *Gleeble*<sup>®</sup>, modelo 3500, em corpos de prova (CPs) com 150 mm de comprimento, 50 mm de largura e 1,10 mm de espessura, orientados segundo a direção longitudinal. Os CPs foram aquecidos desde a temperatura ambiente até a temperatura de encharque, seguindo uma curva polinomial, que melhor representa a condição real de aquecimento do material em fornos industriais. A sequência do ciclo envolve duas etapas de resfriamento, com taxas diferentes, separadas pela, assim chamada,

temperatura de início de resfriamento rápido ( $T_{SCF}$ ), que neste estudo foi fixada em  $650^{\circ}\text{C}$ ; a etapa de *overaging*; e, finalmente, o resfriamento final do CP. Os parâmetros aplicados nestes ciclos estão mostrados na tabela 3.

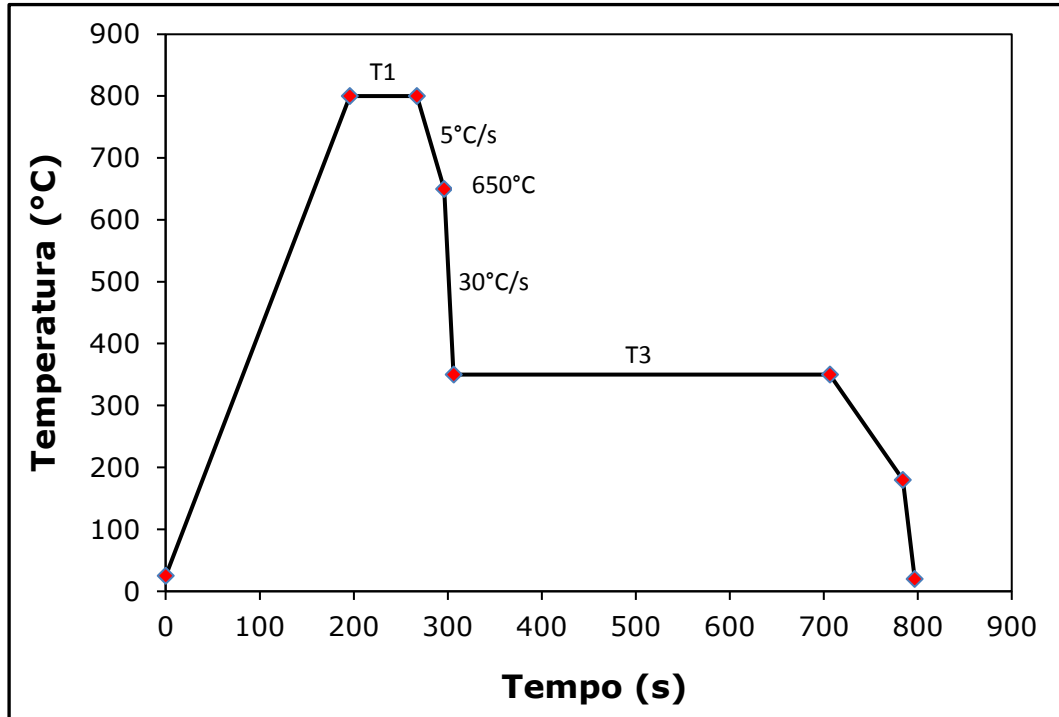


Figura 4.7. Esquema dos ciclos térmicos realizados na máquina *Gleeble*®.

As amostras obtidas após o processamento destes ciclos térmicos foram submetidas a ensaios de expansão cônica de furo, ensaios de tração e análise de microestrutura, por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia ótica.

#### 4.5 Ensaio de expansão cônica de furo

Os ensaios de expansão cônica de furo (ECF) foram conduzidos em três CPs segundo a norma ISO TS 16.630 <sup>(1)</sup>, porém adaptada para CPs da *Gleeble*®, com lados de 100 mm por 50 mm pela espessura. Os testes foram feitos em uma máquina hidráulica universal de teste Erichsen (modelo 145-60, Erichsen Co., Alemanha). Em cada CP é feito um furo central de 10 mm de diâmetro por punção, com 12% de folga de corte. Durante o ensaio, o furo central sofre expansão mediante o uso de um punção com  $60^{\circ}$  de conicidade, que é acionado com uma velocidade constante de 30 mm/min, sendo aplicada uma força antirrua de 400 kN a fim de evitar o escorregamento do CP durante o ensaio, com as

rebarbas de corte dispostas contra o punção cônico. Os ensaios foram são interrompidos tão logo a trinca principal se propague ao longo da espessura, de uma borda à outra dos CPs. O resultado do ensaio é dado pela equação 1, na qual  $D_f$  é o diâmetro do furo quando da interrupção do ensaio e  $D_0$  é o diâmetro inicial do furo (10 mm).

$$\lambda = \frac{D_f - D_0}{D_0} \times 100 \quad (1)$$

Tabela 3 – Valores dos parâmetros aplicados nos ciclos térmicos.

Ciclo	Velocidade (m/min)	T <sub>1</sub> (°C) – Encharque	T <sub>2</sub> (°C) - SCF	T <sub>3</sub> (°C) - Overaging
1	95	780	650	260
2				280
3				330
5		800		260
6				280
7				300
8				330
9				350
10				260
11		820		280
12				330

Os ensaios de tração foram realizados em triplicata, segundo a norma ASTM A370<sup>(2)</sup>. Foi usada uma máquina eletromecânica INSTRON 5882, com uma taxa de deformação de  $5,2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ , à temperatura ambiente. Foram ensaiados CPs *sub-size*, com área útil de 6,25 mm de largura por 25 mm de comprimento, pela espessura, orientados segundo a direção longitudinal.

As análises metalográficas foram realizadas em seção longitudinal, mediante o emprego de microscopia ótica e eletrônica de varredura, após preparação convencional das amostras, com o uso do reativo nital a 4%.

Foram também realizados ciclos térmicos em dilatômetro modelo DIL 805 (amostras com 10 mm de comprimento, 4 mm de largura e 1,10 mm em espessura, orientadas na direção longitudinal). A temperatura do CP durante o ciclo é controlada mediante o uso de conjunto termopar tipo K, soldado no centro do corpo de prova. Os ensaios

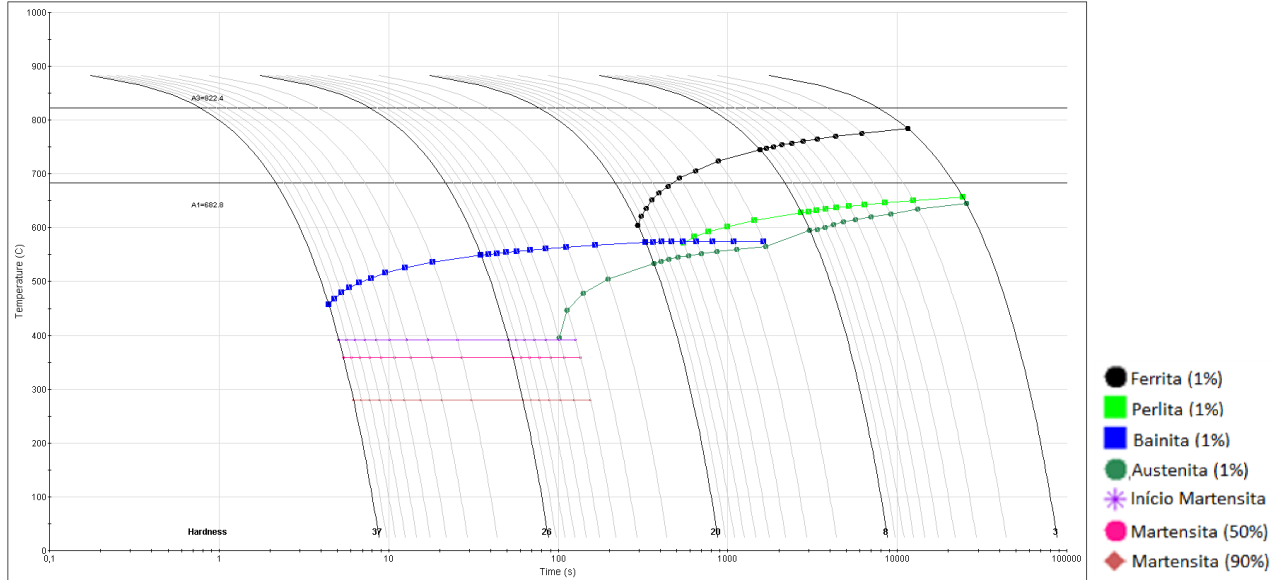
foram conduzidos sob vácuo ( $2,0 \times 10^{-3}$  Torr). A fração volumétrica de austenita formada durante o aquecimento foi determinada a partir dos dados dilatométricos usando a regra da alavanca <sup>(3)</sup>. Três tipos de experimentos foram realizados: (1) aquecimento contínuo, com taxa de aquecimento constante de aproximadamente  $5^\circ\text{C/s}$ , desde a temperatura ambiente até  $1050^\circ\text{C}$ , a fim de levantar as temperaturas críticas,  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ , de início e fim de formação da austenita; (2) aquecimento em condição similar a anterior, até temperatura intercrítica de  $800^\circ\text{C}$ , com o CP sendo mantido nesta temperatura por um tempo de encharque de 52 s, seguido de aquecimento com taxa de  $5^\circ\text{C/s}$  até  $1050^\circ\text{C}$ , a fim de estimar a fração de austenita formada durante o aquecimento e encharque a  $800^\circ\text{C}$ ; (3) aquecimento até o encharque a  $800^\circ\text{C}$  por 52 s, em condição idêntica à anterior, seguido de resfriamento até à temperatura ambiente, nas taxas de resfriamento de  $5^\circ\text{C/s}$  e  $30^\circ\text{C/s}$ .

Inicialmente foram realizadas análises dilatométricas para determinar as taxas de resfriamento a serem testadas, sendo definidas duas temperaturas de resfriamento  $280$  e  $330^\circ\text{C}$  superiores à temperatura de resfriamento padrão. As condições atuais de processo do aço CP1000 MPa serão a base (taxa de resfriamento atual em  $30^\circ\text{C/s}$ ).

Finalmente, o diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) do material foi calculado com uso do programa JmatPro.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O diagrama CCT do material está mostrado na Figura 5.1.



De acordo com o diagrama CCT calculado, as temperaturas  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  foram estimadas aproximadamente em  $685^{\circ}\text{C}$  e  $820^{\circ}\text{C}$ , respectivamente. Em condição de aquecimento contínuo, todavia, estas mesmas temperaturas foram determinadas em ensaios no dilatômetro, em cerca de  $720^{\circ}\text{C}$  e  $860^{\circ}\text{C}$  respectivamente, conforme se observa na Figura 5.2.

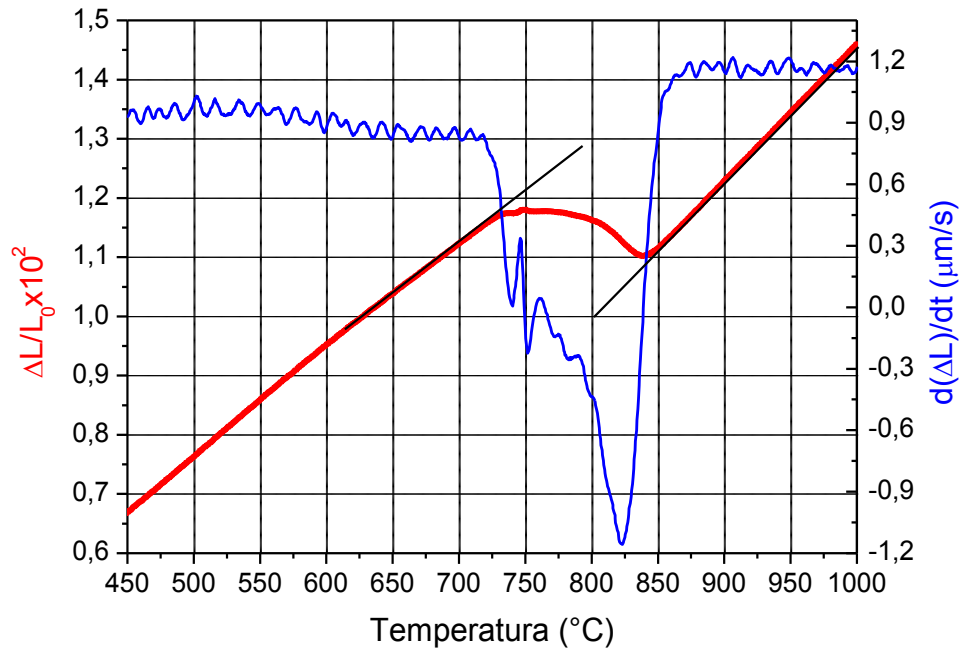


Figura 5.2. Curva dilatométrica obtida em ensaio por aquecimento contínuo, indicando em cerca de 720°C e 860°C os valores das temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , respectivamente.

As curvas dilatométricas referentes à fração de austenita formada durante aquecimento contínuo e com encharque de 52 s a 800°C, estão mostradas na Figura 5.3.

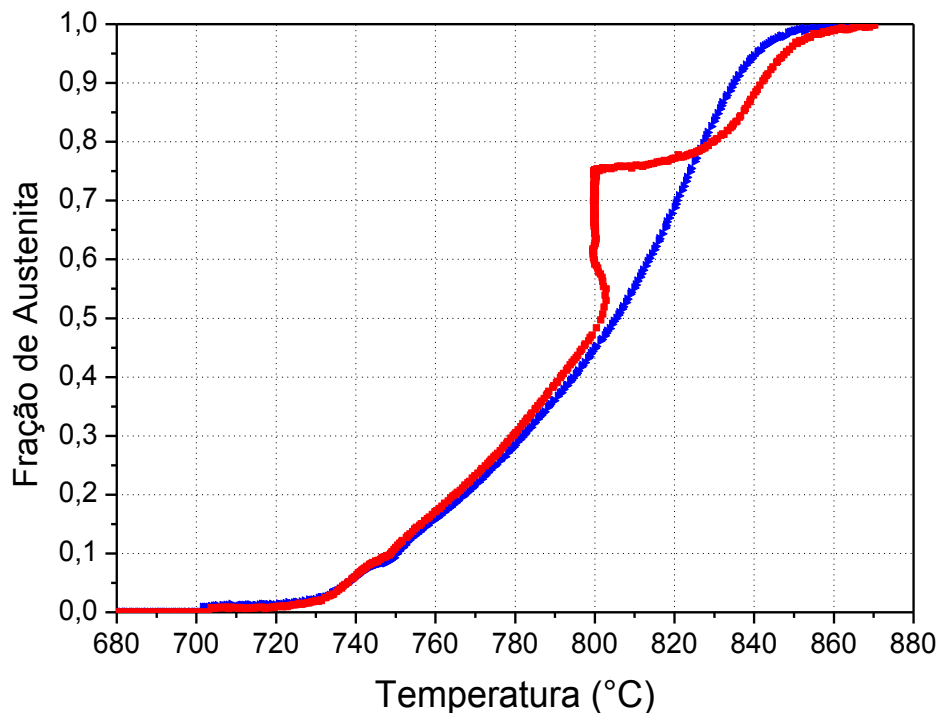
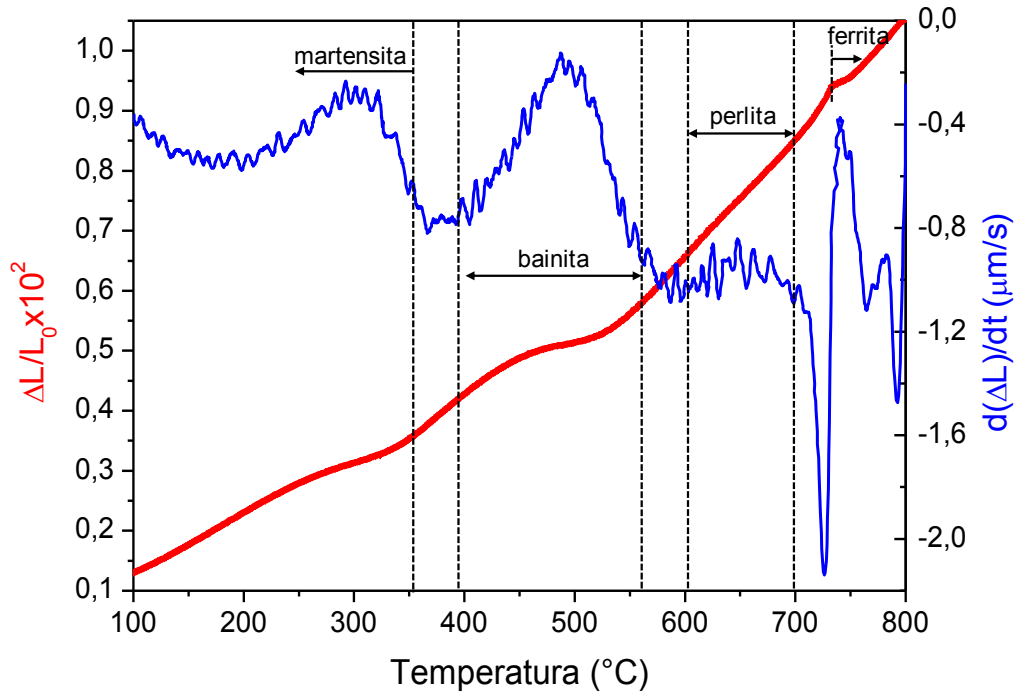


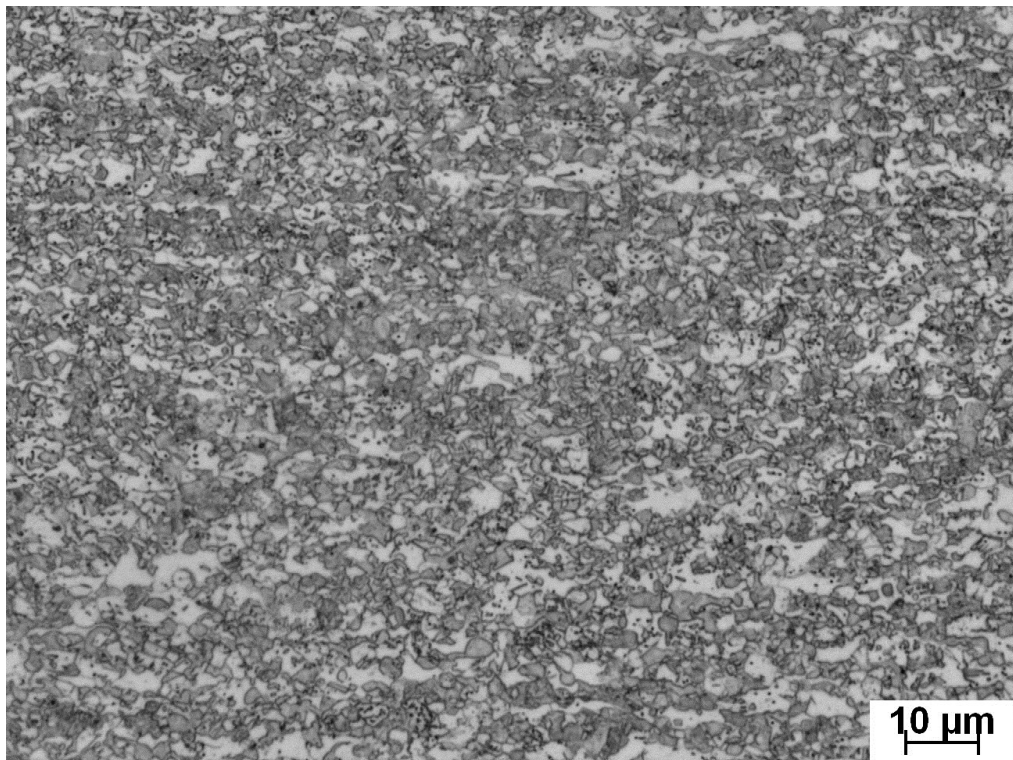
Figura 5.3. Fração de austenita transformada durante ciclos térmicos de aquecimento contínuo e com patamar isotérmico (encharque) de 52 s a 800°C, determinada com o uso da regra das alavancas em dados obtidos no dilatômetro.

Conforme se observa na Figura 5.3, a fração volumétrica de austenita transformada é de 0,50 e 0,75 no início e no final do encharque, respectivamente. Considerando-se que a transformação da microestrutura prévia, na condição como laminada a frio, em austenita, ocorre consumindo primeiramente as regiões onde antes existia perlita, para, somente depois, crescer para o interior dos grãos ferríticos, pode-se inferir que, ao final do encharque a 800°C, a microestrutura do material é constituída em sua grande maioria por aproximadamente por 75% de austenita e 25% de ferrita. No aquecimento contínuo (curva azul), a formação da austenita segue uma curva em “S”, aproximada, mas limitada por efeitos cinéticos. Com encharque de 52 s a 800°C (curva vermelha), há tempo para a difusão completar e a fração de austenita corresponde ao valor de equilíbrio dado pela regra da alavanca.

A decomposição da austenita após o encharque a 800°C também foi investigada em ensaios realizados no dilatômetro. Os resultados estão mostrados nas Figuras 5.3 e 5.4.

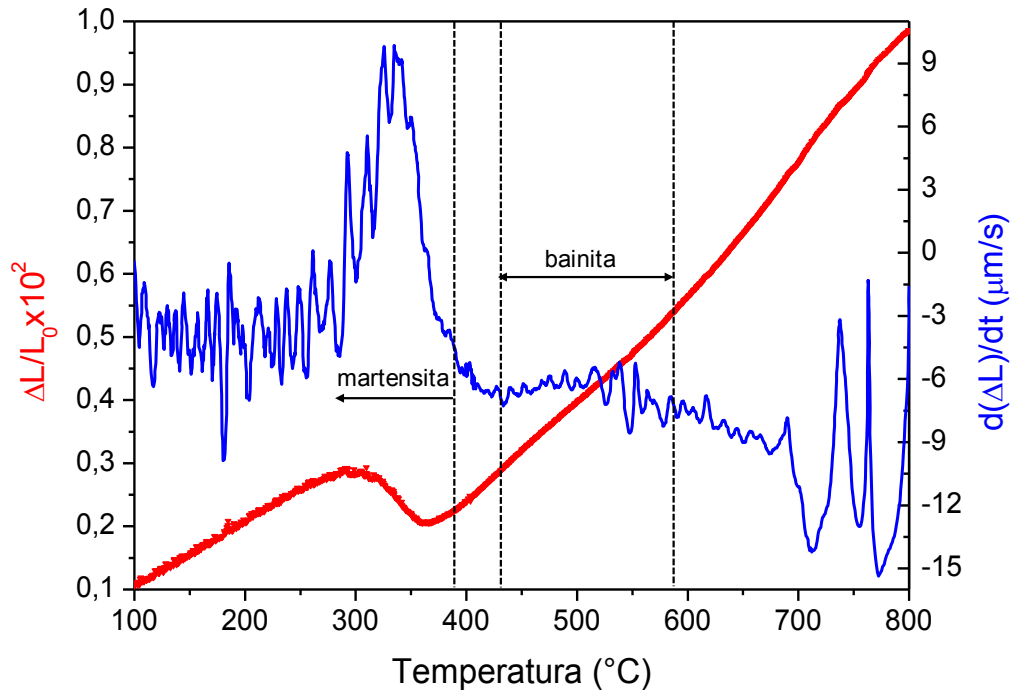


a) Curva dilatométrica.

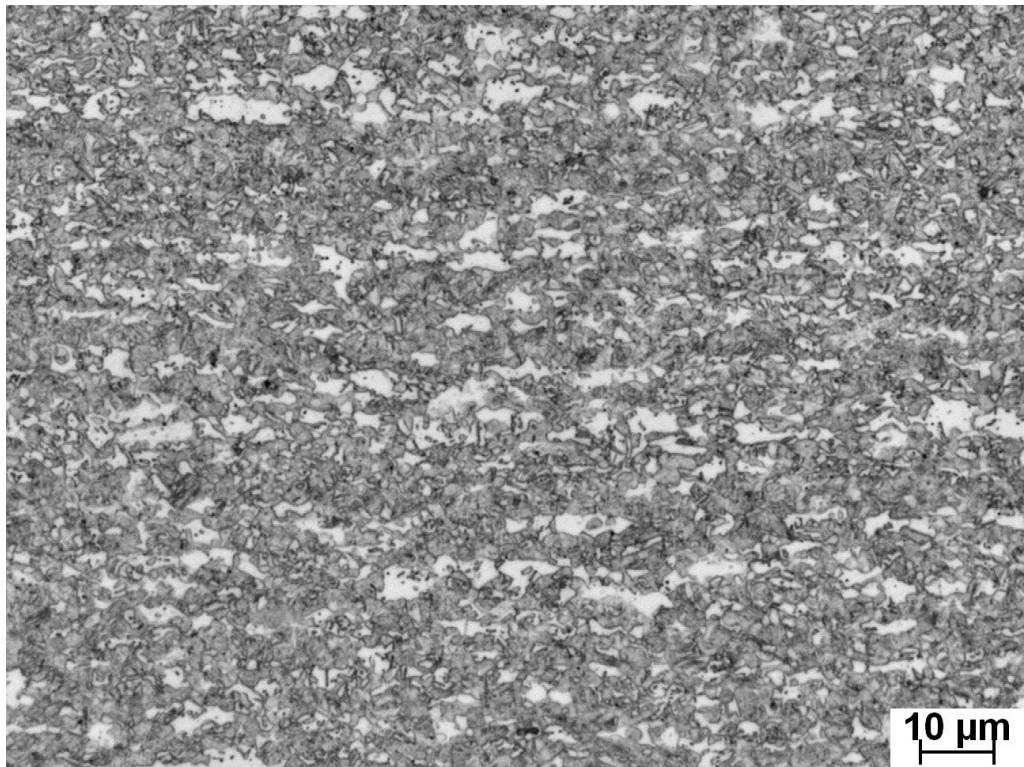


b) Aspecto da microestrutura por microscopia óptica.

Figura 5.4. (a) Curva dilatométrica ilustrando a decomposição da austenita após o encharque a 800°C e resfriamento até a temperatura ambiente com taxa de resfriamento de 5°C/s. (b) Aspecto da microestrutura da amostra.



a) Curva dilatométrica.



b) Aspecto da microestrutura por microscopia óptica.

Figura 5.5. (a) Curva dilatométrica ilustrando a decomposição da asutenita após o encharque a 800°C e resfriamento até a temperatura ambiente com taxa de resfriamento de 30°C/s. (b) Aspecto da microestrutura da amostra.

Conforme se observa na Figura 5.4(a), quando a amostra foi resfriada com taxa de 5°C/s, ocorreu formação de pequenas quantidades de ferrita e perlita, e transformações mais significativas de bainita e martensita, com a temperatura  $M_s$ , de início de formação da martensita, assumindo um valor de aproximadamente 350°C. Por outro lado, quando resfriamento foi realizado com taxa de 30°C/s, Figura 5.5(a), a decomposição da austenita foi dominada pela transformação martensítica, cuja reação se iniciou em uma temperatura ligeiramente inferior a 400°C. Além disso, ocorreu formação de uma fração aparentemente pequena de bainita. De acordo com o diagrama CCT, mostrado na Figura 5.1, a temperatura  $M_s$  do material é muito próxima de 400°C.

Nos ciclos térmicos realizados na Gleeble, porém, esquematizados na Figura 4.7, o material sofreu resfriamento com taxa de 5°C/s desde a etapa de encharque até 650°C, sendo, em seguida, resfriado com taxa de 30°C/s até a temperatura de *overaging*, que, por sua vez, variou, de acordo com os parâmetros específicos de cada ciclo. A partir dos dados obtidos nos ensaios dilatométricos, mostrados nas Figuras 5.4 e 5.5, é razoável deduzir que, nos ciclos térmicos realizados na Gleeble, ocorreu alguma formação de ferrita e bainita, e, entre 400°C e 350°C, ocorreu formação de martensita.

A microestrutura final do material apresenta, frações variáveis de ferrita, bainita, martensita revenida (formada antes da etapa de *overaging*) e martensita não revenida (formada durante o resfriamento final, após o *overaging*, resultante da austenita retida), conforme mostrado nas figuras 5.8 a 5.13.

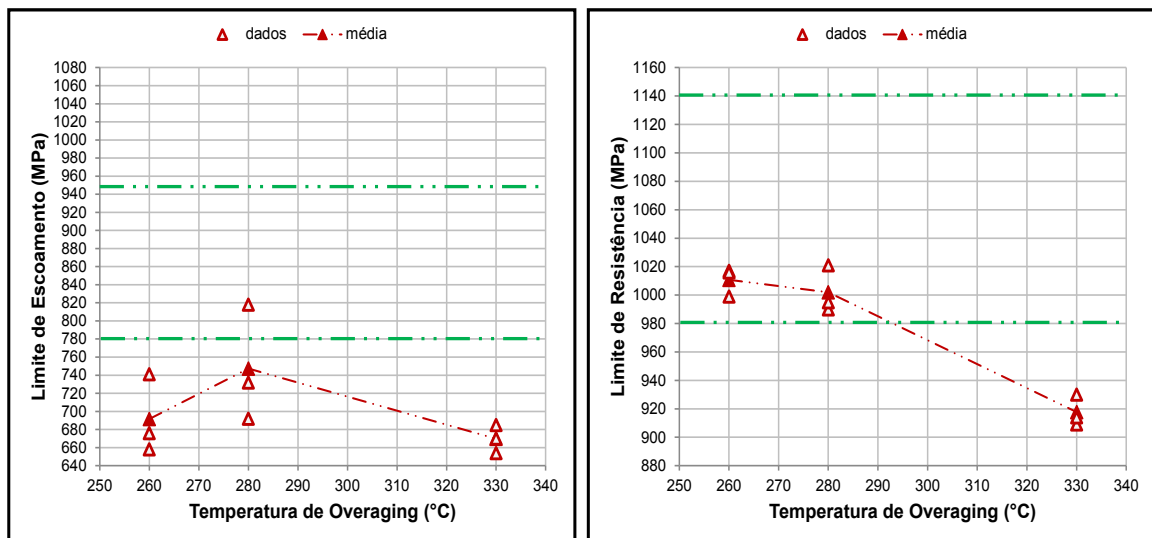
Os resultados obtidos nos ensaios de expansão cônica de furo estão mostrados na tabela 4.

Tabela 4. Resultados obtidos em ensaios de expansão cônica de furos. Média em **negrito**

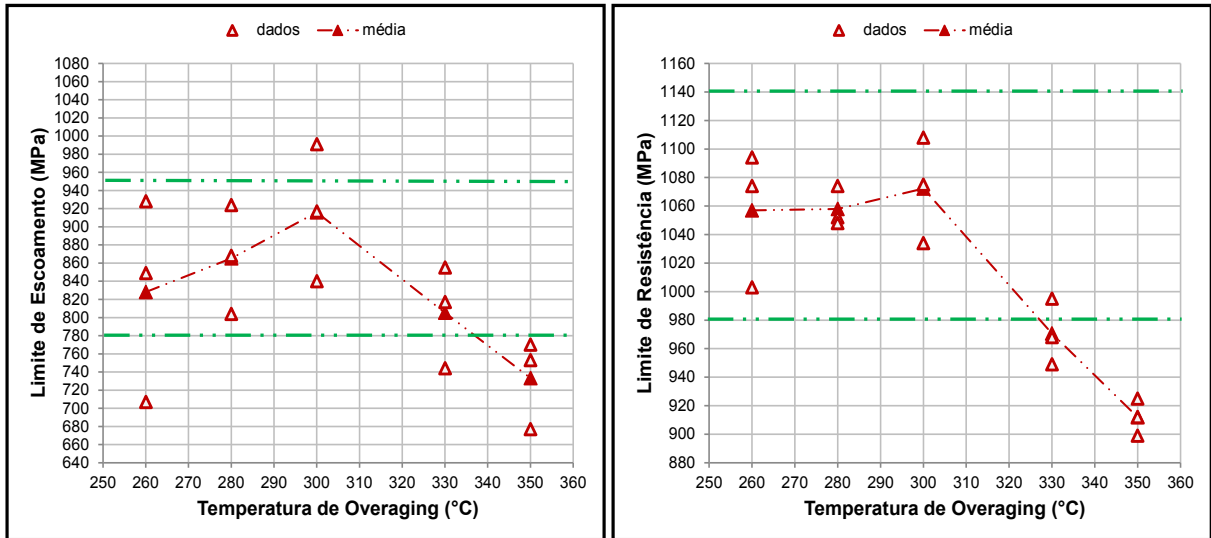
Condição (encharque-overaging)	ECF (%)
780-260	(43,4; 26,6; 36,0) – <b>35,3</b>
780-280	(39,3; 36,1; 33,9) – <b>36,4</b>
780-330	(29,0; 35,9; 35,8) – <b>33,6</b>
800-260	(34,6; 32,8; 32,7) – <b>33,6</b>
800-280	(27,5; 33,6; 39,2) – <b>34,4</b>
800-300	(30,8; 39,0; 33,8) – <b>34,5</b>
800-330	(32,0; 36,1; 37,2) – <b>35,1</b>
800-350	(37,3; 35,1; 41,3) – <b>37,9</b>
820-260	(29,7; 34,2; 34,1) – <b>32,7</b>
820-280	(29,0; 28,7; 32,9) – <b>30,2</b>
820-330	(38,1; 37,5; 33,7) – <b>36,4</b>

Os resultados médios de expansão de furo situaram-se aproximadamente entre 30% e 38%, com uma tendência de crescimento com o aumento da temperatura de *overaging*.

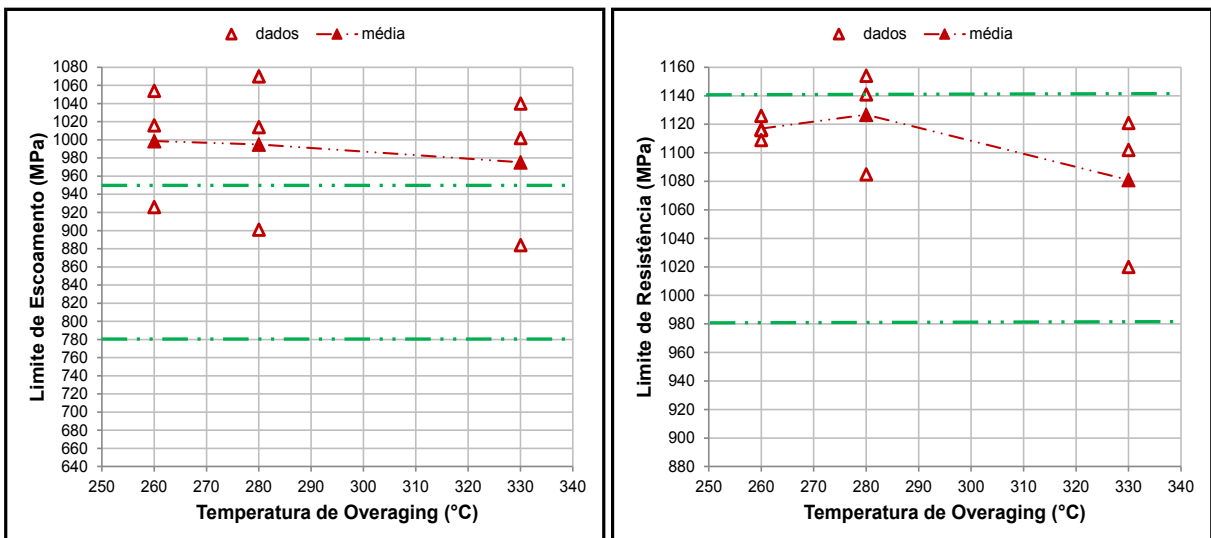
As propriedades mecânicas em tração das amostras obtidas nos ciclos térmicos realizados na *Gleeble*<sup>®</sup> estão mostradas nas Figuras 5.6 e 5.7.



(a) Temperatura de encharque de 780°C.



(b) Temperatura de encharque de 800°C.

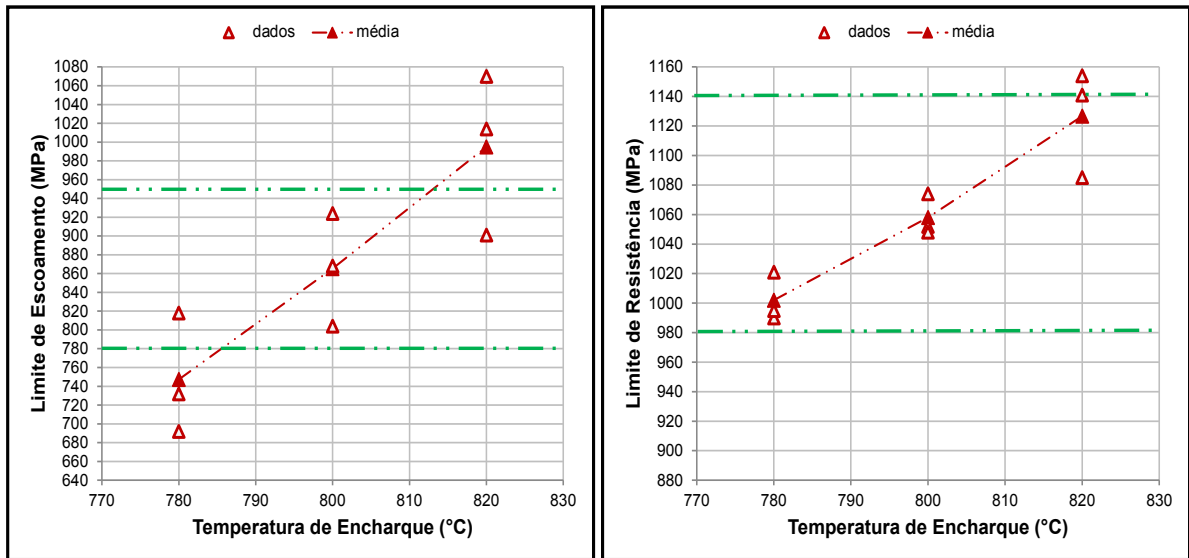


(c) Temperatura de encharque de 820°C.

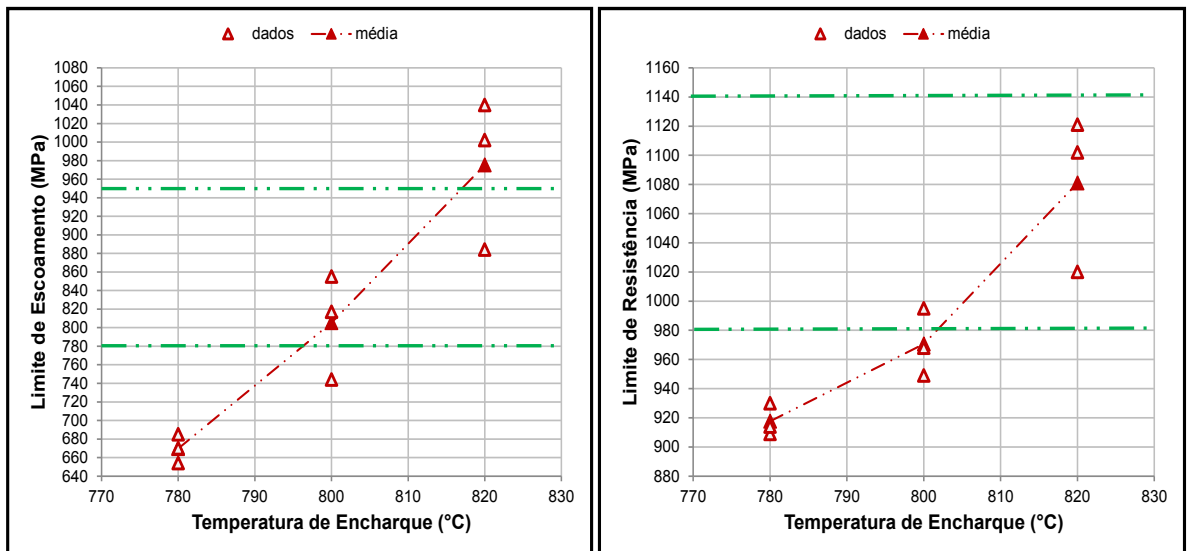
Figura 5.6. Valores de limite de escoamento e limite de resistência em função da temperatura de *overaging*. Ciclos térmicos realizados na Gleeble com temperatura de encharque de (a) 780°C, (b) 800°C e (c) 820°C. CPs longitudinais.

Conforme se observa na Figura 5.6, os valores de limite de escoamento apresentaram uma dispersão significativa em torno do valor médio devido à alta sensibilidade do material a temperatura de encharque. Apesar dessa dispersão, os resultados evidenciaram uma influência significativa da temperatura de overaging sobre as propriedades mecânicas em tração. Os dados mostrados nestas Figuras revelaram que quando o overaging foi realizado em temperatura igual ou superior a 330°C, apresentou tendência de queda de resistência mecânica, para valores inferiores aos da faixa visada, tanto LE quanto LR, com exceção dos ciclos

realizados com temperatura de encharque de 820°C. Nessa condição, porém, se verificou uma nítida tendência de valores na maioria das amostras de LE acima da faixa visada, independentemente da temperatura empregada. A Figura 5.6 revela também a influência da temperatura de encharque. Na Figura 5.7, todavia, a influência desta temperatura está mostrada mais nitidamente.



a) Temperatura de *overaging* de 280°C.



b) Temperatura de *overaging* de 330°C.

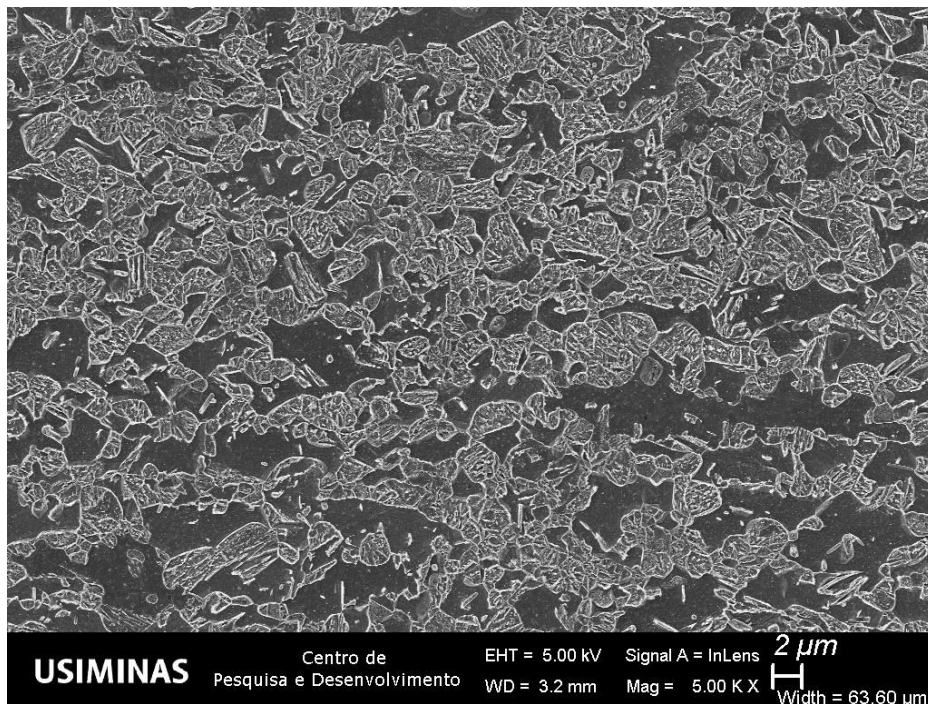
Figura 5.7. Valores de limite de escoamento e limite de resistência em função da temperatura de encharque. Ciclos térmicos realizados na Gleeble com temperatura de *overaging* de (a) 280°C e (b) 330°C. CPs longitudinais.

Conforme se observa na Figura 5.7, existe uma forte relação de linearidade entre os valores de LE e LR e a temperatura de encharque. Variações de  $\pm 20^{\circ}\text{C}$  em torno de  $800^{\circ}\text{C}$ , provocaram diferenças significativas nas propriedades mecânicas em tração. Considerando-se que variações dessa ordem de grandeza são comuns em processos industriais, espera-se que o material apresente grandes dispersões em seus valores de LE e LR ao longo da bobina, registradas historicamente na produção do aço CP1000, resultando nos elevados índices de recusa e retrabalho.

Nas Figuras 5.8 a 5.13 ilustra-se o aspecto da microestrutura de algumas amostras.



(a) Microscopia óptica.

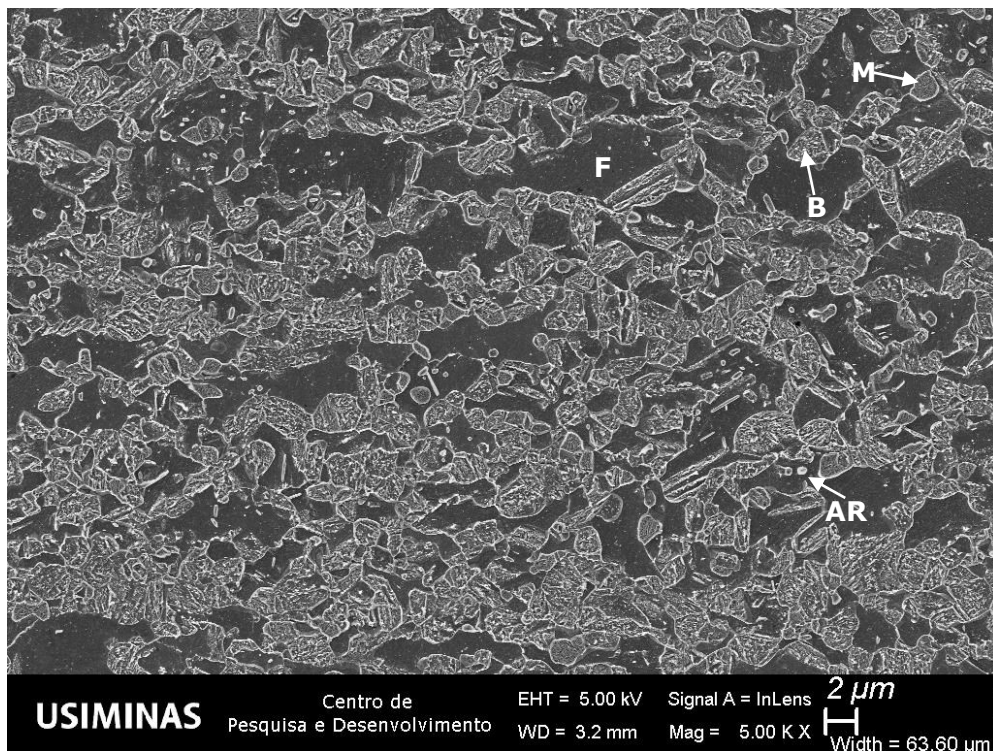


(b) MEV.

Figura 5.8. Aspecto da microestrutura da amostra processada na Gleeble com 780°C de temperatura de encharque e *overaging* a 280°C. Reativo nital 4%.



(a) Microscopia óptica.

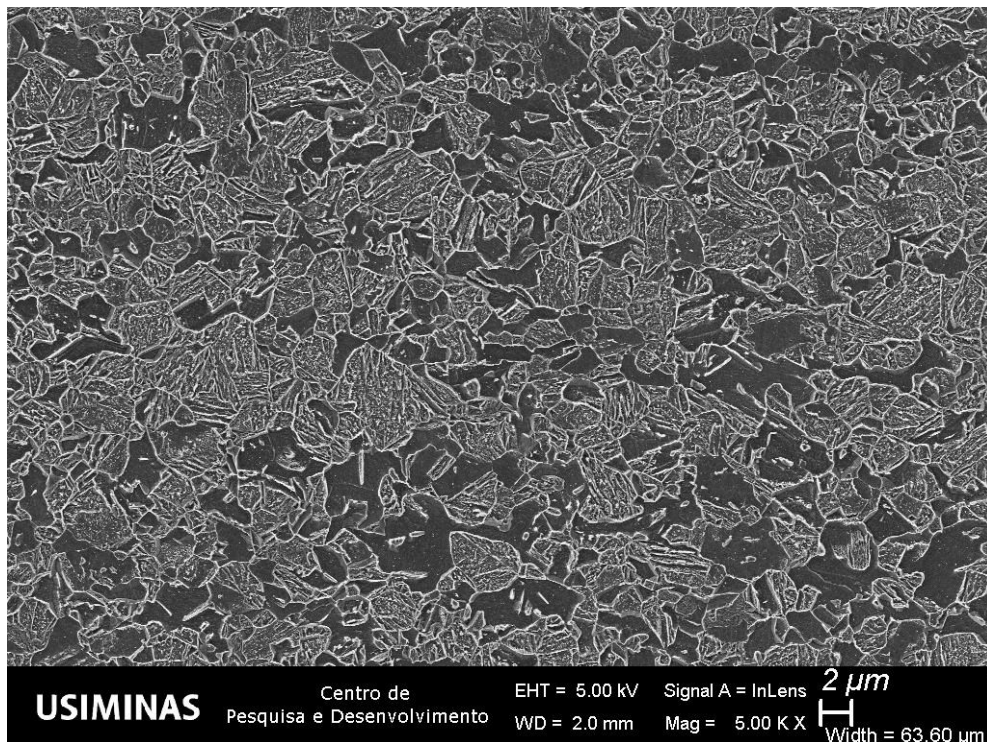


(b) MEV.

Figura 5.9. Aspecto da microestrutura da amostra processada na Gleeble com 780°C de temperatura de encharque e overaging a 330°C. Reativo nital 4%. F = Ferrita, B = Bainita, M = Martensita e AR = Austenita retida.

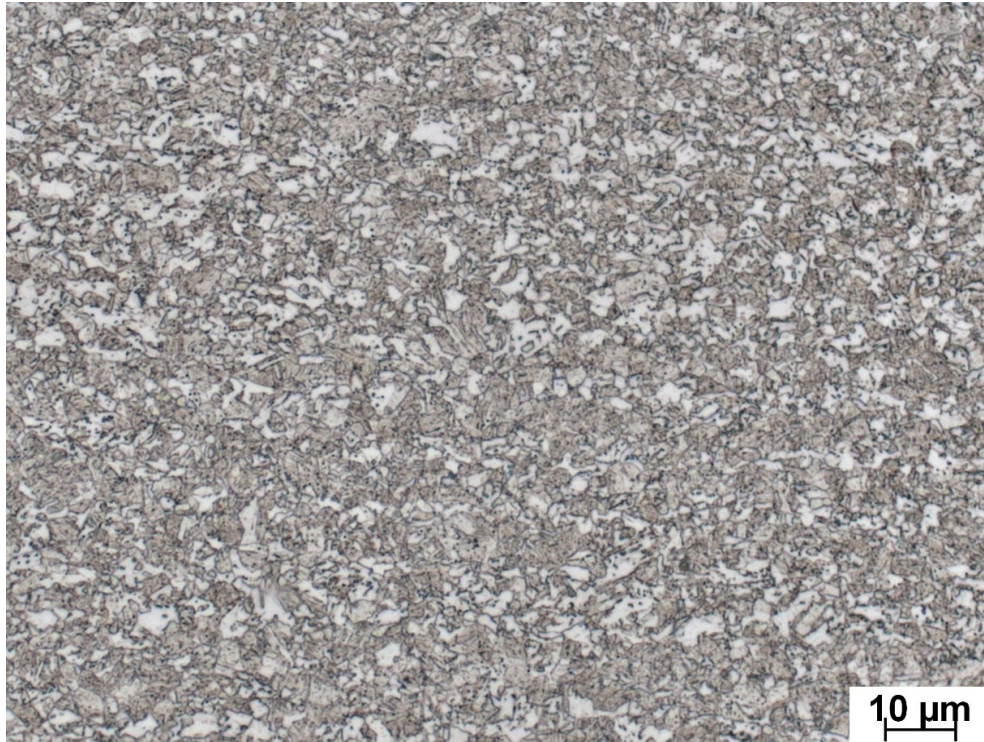


(a) Microscopia óptica.

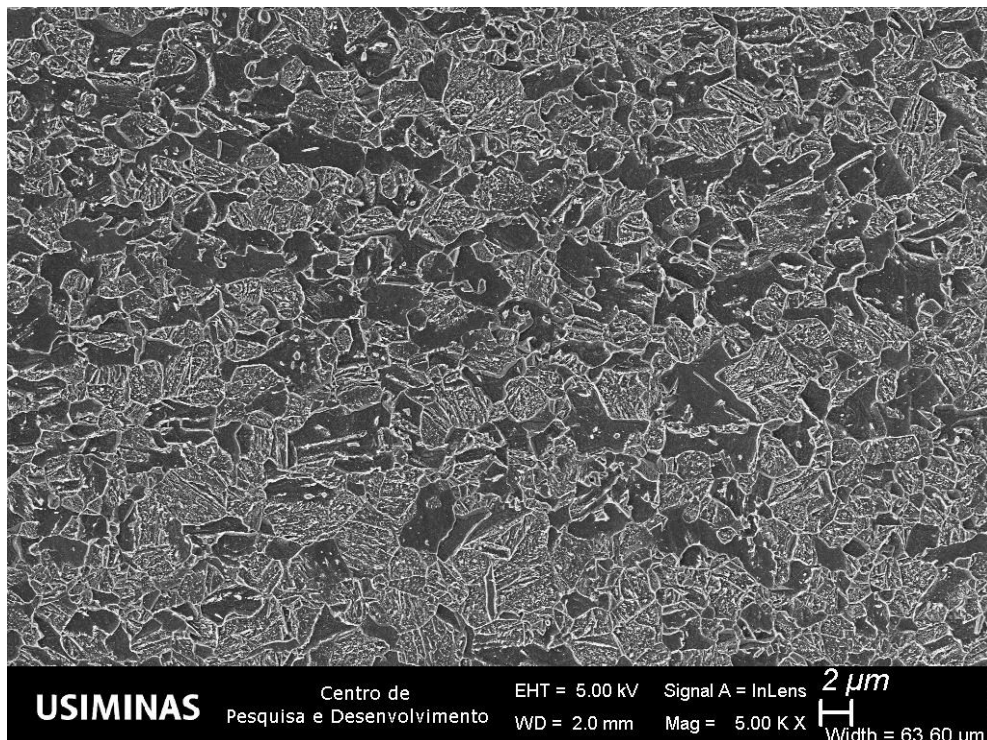


(b) MEV.

Figura 5.10. Aspecto da microestrutura da amostra processada na Gleeble com 800°C de temperatura de encharque e *overaging* a 280°C. Reativo nital 4%.

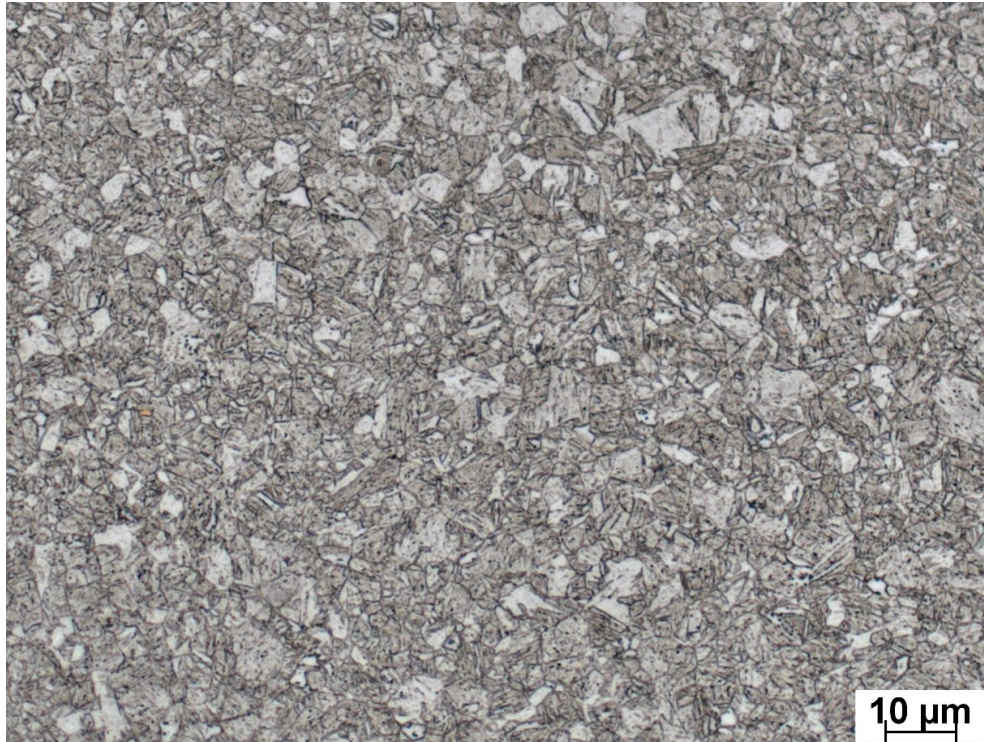


(a) Microscopia ótica.

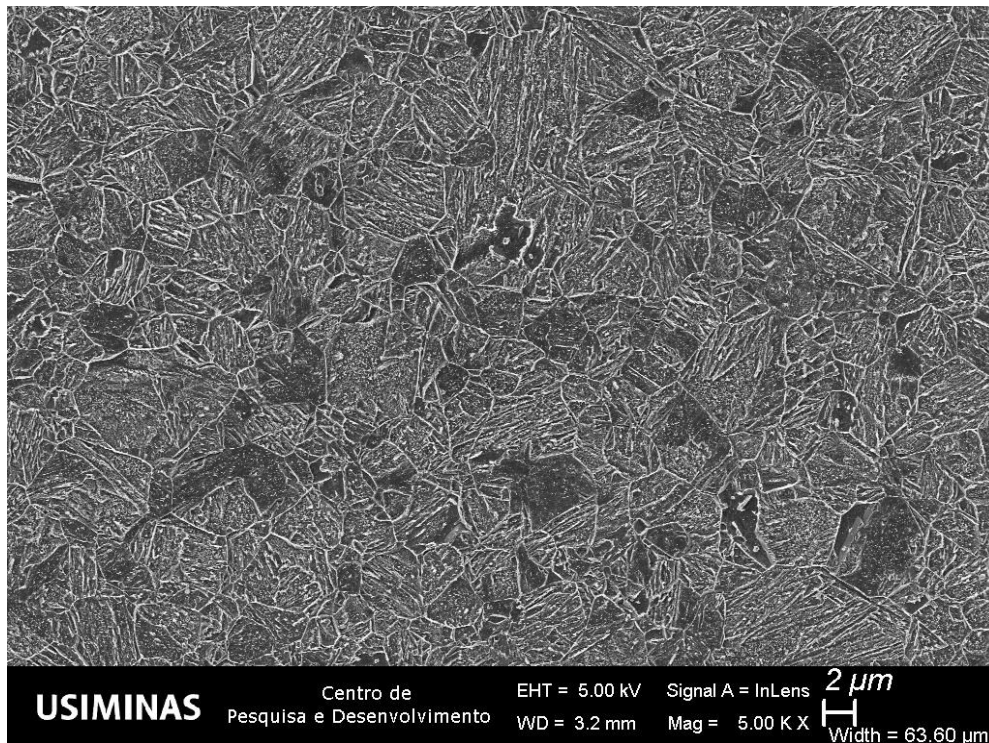


(b) MEV.

Figura 5.11. Aspecto da microestrutura da amostra processada na Gleeble com 800°C de temperatura de encharque e overaging a 330°C. Reativo nital 4%.



(a) Microscopia óptica.

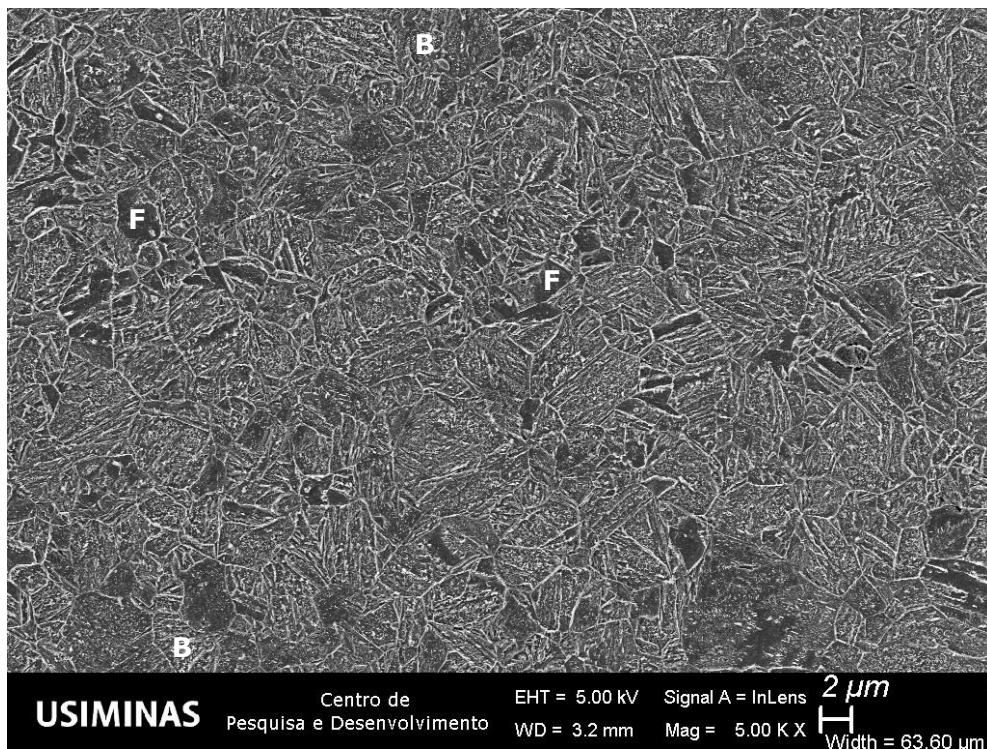


(b) MEV.

5.12. Aspecto da microestrutura da amostra processada na Gleeble com 820°C Figura de temperatura de encharque e *overaging* a 280°C. Reativo nital 4%.



(a) Microscopia óptica.



b) MEV.

Figura 5.13. Aspecto da microestrutura da amostra processada na Gleeble com 820°C de temperatura de encharque e *overaging* a 330°C. Reativo nital 4%. F = Ferrita, B = Bainita.

De acordo com o aspecto da microestrutura das amostras, ilustrado nas Figuras 5.8 a 5.13, observa-se que à medida em que a temperatura de encharque aumentou de 780°C para 820°C, a quantidade de ferrita presente na microestrutura diminuiu acentuadamente.

Este resultado pode ser explicado à luz de formação de austenita formada durante as etapas de aquecimento e encharque dos ciclos térmicos realizados, cuja fração cresce com o aumento da temperatura de encharque, resultando em uma quantidade proporcionalmente menor de ferrita na microestrutura final, uma vez que, conforme foi mostrado nas Figuras 5.4 e 5.5, a formação de ferrita durante o resfriamento é relativamente modesta. No final da etapa de encharque a 820°C, por exemplo, a microestrutura do material está, provavelmente, quase que completamente austenitizada. Como a temperatura  $M_s$  do material é próxima 400°C, de acordo com o diagrama CCT, e as análises dilatométricas realizadas neste estudo, a austenita tende a se decompor quase que completamente em martensita, independentemente da temperatura de *overaging* aplicada, o que explica a relativa insensibilidade das propriedades mecânicas em tração das amostras processadas com encharque a 820°C, em função da temperatura de *overaging*, conforme se observa na Figura 5.6(c).

Os resultados obtidos nesse trabalho indicam que, embora as temperaturas de encharque e de *overaging* exerçam influência sobre as propriedades mecânicas, a temperatura de encharque tem um peso maior, por seu efeito direto nas frações relativas de ferrita e de constituintes duros (bainita e martensita) na microestrutura, as quais ditam as propriedades mecânicas em tração do material. Dessa forma, a atenuação dos índices de recusa e retrabalho do aço CP1000 laminado a frio, considerando o emprego da composição química em uso atualmente, implica em um rigoroso controle de processo, buscando manter a temperatura de encharque em 800°C ao longo de toda a bobina, com a maior estabilidade possível, e a temperatura de *overaging* entre valores de aproximadamente 280°C e 300°C.

## 6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste estudo indicaram que o projeto de liga atualmente em uso para a fabricação do aço CP1000 é significativamente sensível à temperatura de encharque aplicada, devido sua influência direta nas frações relativas de ferrita e de constituintes duros (bainita e martensita) na microestrutura, os quais ditam as propriedades mecânicas em tração do material.

Os resultados também revelaram uma importante influência da temperatura de *overaging* sobre as propriedades mecânicas em tração. Em ciclos térmicos realizados com temperatura de *overaging* igual ou superior a 330°C, verificou-se uma tendência de queda de resistência mecânica, para valores inferiores aos da faixa visada, tanto LE quanto LR.

Os resultados de expansão cônica de furo do material, por sua vez, cresceram ligeiramente com a temperatura de *overaging*, porém não apresentaram influência sistemática da temperatura de encharque.

No tocante à atenuação dos índices de recusa e retrabalho do aço CP1000 laminado a frio por propriedades mecânicas fora das faixas especificadas, os resultados obtidos neste estudo indicam ser necessário um rigoroso controle de processo, buscando manter a temperatura de encharque em 800°C ao longo de toda a bobina, com a maior estabilidade possível, e a temperatura de *overaging* em valores entre 280°C e 300°C.

## **7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Realizar o teste industrial utilizando as mesmas condições das variáveis estudadas, visando validar as alterações de microestrutura e de propriedades mecânicas obtidas nas simulações do presente trabalho.

Avaliar ajuste de composição química da liga C-Mn-Si, tradicionalmente, o teor de carbono determina a quantidade de austenita obtida na temperatura de recozimento e os teores de manganês e silício influenciam a temperabilidade, determinando a extensão da transformação austenita-martensita.

## 8. REFERÊNCIAS

[1] KEELER, Stuart, Kimchi, Menachem, “Advanced high-strength steels application guidelines - Version 6.0”, WorldAutoSteel. 2017, April, 314 p.

[2] MESPLONT, C. Phase transformations and microstructure-mechanical properties relations in complex phase high strength steels, 2002. 255 p. Tese de Ph.D. em Ciência de Materiais, Ingénieur Ecole Universitaire Des Ingénieurs de Lille, Universiteit Gent, Gent, 2002.

[3] FONSTEIN, N. Advanced high strength sheet steels: Physical metallurgy, design, processing, and properties. Switzerland: Springer International Publishing, 2015. 241-258 p.

[4] HILDITCH, T. B.; SOUZA, T.; HODGSON, P. D. Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). In: Shome, M.; Tumuluru, M. Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS). Cambridge, England: Woodhead Publishing, 2015. 9-28 p.

[5] ARCELORMITTAL NORTH AMERICA. Complex phase and multi-phase steels data sheet. Chicago, Illinois, fevereiro de 2020. Disponível em: <<https://usa.arcelormittal.com/~media/Files/A/Arcelormittal-USA-V2/what-we-do/markets/automotive/2020-02-DataSheet-ComplexPhase-v4.pdf>>. Acesso em: 11 de maio de 2021.

[6] HORVATH, C. D. Advanced steels for lightweight automotive structures. In: Mallick, P.K. (org.). Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles. 2nd ed. Cambridge, England: Woodhead Publishing, 2020. 39-95 p.

[7] OLIVEIRA, F. Análise da Influência dos Ciclos Térmicos de Diferentes Projetos de Fornos de Recozimento Contínuo na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Aços Bifásicos Galvanizados. Dissertação [S.l.] Programa Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

[8] FILEP, Ádám, and Valéria Mertinger. "Microstructure Characterization of Deep-Drawn DP780-Grade Dual Phase Steel." Materials Science Forum. Vol. 752, p.75-84. Trans Tech Publications, 2013.

[9] ULSAB-AVC CONSORTIUM. Technical Transfer Dispatch # 6 – ULSAB – AVC Body Structure Materials, p. 1-52. Appendix III, 2001.

[10] USIMINAS. Material técnico de treinamento da planta de Ipatinga – MG, Laminação a Frio.

[11] PICHLER, A.; TRAJNT, S.; PAULI, H.; MILDpNER, H. Processing and properties of cold rolled TRIP steels. In: 43rd Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, vol. XXXIX, 2001, Charlotte, USA, 411-434 p.

- [12] JACQUES, P.; DELANNAY, F.; CORNET, X.; HARLET, P. H.; LADRIERE, J. Enhancement of the mechanical properties of a low-carbon, low-silicon steel by formation of a multiphased microstructure containing retained austenite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29, p. 2383-2393, 1998.
- [13] ZHANG, J. et al. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite-ferrite dual phase steel. *Materials Science and Engineering A, China*, v. 627, p. 230-240, Jan. 2015.
- [14] GHASSEMI-ARMAKI, H. et al. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel. *Acta Materialia*, v. 62, p. 197-211, 2014.
- [15] SILVA, Nayara Aparecida Neres da. Influência do tipo e dos parâmetros de tratamento intercrítico na microestrutura e no comportamento de aços bifásicos. 2017. 148 p. Dissertação – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2017.
- [16] FONSTEIN, Nina. *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties*. 1. ed. Switzerland: Springer, 2015. 415 p.
- [17] PRIESTNER R., AJMAL M. Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-phase Steel. *Materials Science and Technology*, vol. 3, 1987, p. 360-364.
- [18] ROCHA, R. O. Influência de Variáveis de Recozimento Contínuo na Morfologia dos Constituintes de Aços Bifásicos Laminados a Frio da Classe de Limite de Resistência de 600 MPa. Belo Horizonte: Tese de Doutorado. Programa Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2004. 106 p.
- [19] GUIMARÃES, Gislân William. Efeito dos Parâmetros de Recozimento Contínuo na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Um Aço Revestido Por Imersão a Quente da Classe de Resistência de 800 MPa. 2014. 98 p. Dissertação - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.
- [20] ARAUJO, Silvio Dias. Avaliação da influência das condições de super envelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico produzido por recozimento contínuo. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2013. 82 p.
- [21] HINDAWI PUBLISHING CORPORATION. *Advances in Materials Science and Engineering*. Volume 2016, Article ID 2479345, 6 p. Disponível em: <https://dx.doi.org/10.1155/2016/2479345>. Acesso em: 29 de maio de 2024.
- [22] ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL (AHSS) Application Guidelines, IISI Committee on Automotive Applications, March 2005.

[23] WOOJIN, CHO. et al. New approach to hole-expansion ratio in complex phase and martensitic steels: Understanding the role of punching damage. *Journal of Materials Research and Technology* 2023, v. 26, p. 837-849, Republic of Korea.

[24] ALEXIS, GRAUX. et al. Design and Development of Complex Phase Steels with Improved Combination of Strength and Stretch-Flangeability. *Journals Metals* 2020, Volume 10, p. 1-16, 824; <https://doi.org/10.3390/met10060824> Acesso em: 29 de maio de 2024.

[25] ISO TS 16.630. *Metallic Materials – Sheet and Strip – Hole Expanding Test*. 2017.

[26] ASTM A370. *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. 2017.

[27] D. San Martin, T. De Cock, A. Garcia-Junceda, F. G. Caballero, C. Capdevila, C. G. de Andrés (2008). Effect of heating rate on re-austenitisation of low carbon niobium microalloyed steel. *Mater. Sci. Technol.*, 24, 266.  
<https://doi.org/10.1179/174328408X265640>

[28] COSTA, F., Barbosa, R. (2024). Influence of heating rate and intercritical annealing temperature on the austenite formation of a cold rolled dual-phase steel. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 55(6), 889-899.  
<https://doi.org/10.1002/mawe.202300221>