

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

**Dissertação de Mestrado**

**INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DO RESFRIAMENTO ACELERADO NA  
MICROESTRUTURA E NA PLANICIDADE DE CHAPAS GROSSAS DE AÇO DA  
CLASSE API**

**Autor: Fabrício Mazola da Silva Paiva**  
**Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono**

**Agosto de 2019**

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

**Fabício Mazola da Silva Paiva**

**INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DO RESFRIAMENTO ACELERADO NA  
MICROESTRUTURA E NA PLANICIDADE DE CHAPAS GROSSAS DE AÇO DA  
CLASSE API**

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

**Área de concentração: Metalurgia Física.**

**Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono**

**Belo Horizonte**  
**Escola de Engenharia UFMG**  
**Agosto de 2019**

P149i	<p>Paiva, Fabrício Mazola da Silva. Influência das variáveis do resfriamento acelerado na microestrutura e na planicidade de chapas grossas de aço da classe API [recurso eletrônico] / Fabrício Mazola da Silva Paiva. - 2019. 1 recurso online (xv, 89 f. : il., color.) : pdf.</p> <p>Orientador: Vicente Tadeu Lopes Buono.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 87 e 89.</p> <p>Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.</p> <p>1. Engenharia Metalúrgica - Teses. 2. Microestrutura - Teses. 3. Laminação (Metalurgia) – Teses. 4. Metalurgia de transformação – Teses. I. Buono, Vicente Tadeu Lopes. 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  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,  
MATERIAIS E DE MINAS/MP

UFMG

## ATA DA DEFESA DA DISSERTAÇÃO DO ALUNO FABRÍCIO MAZOLA DA SILVA PAIVA

Realizou-se, no dia 30 de agosto de 2019, às 09:30 horas, Sala 2138, da Universidade Federal de Minas Gerais, a defesa de dissertação, intitulada *INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DO RESFRIAMENTO ACELERADO NA MICROESTRUTURA E NA PLANICIDADE DE CHAPAS GROSSAS DE AÇO DA CLASSE API*, apresentada por FABRÍCIO MAZOLA DA SILVA PAIVA, número de registro 2017721055, graduado no curso de ENGENHARIA DE PRODUÇÃO, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Vicente Tadeu Lopes Buono - Orientador (Demet/EE.UFMG), Prof(a). Antonio Adel dos Santos (Usiminas S/A), Prof(a). Augusta Cerceau Isaac Neta (UFMG).

A Comissão considerou a dissertação:

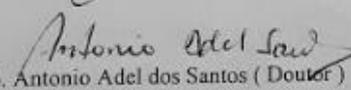
Aprovada

Reprovada

Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.

Belo Horizonte, 30 de agosto de 2019.

  
Prof(a). Vicente Tadeu Lopes Buono (Doutor)

  
Prof(a). Antonio Adel dos Santos (Doutor)

  
Prof(a). Augusta Cerceau Isaac Neta (Doutora)

## AGRADECIMENTOS

A Usiminas, pela oportunidade de realização deste estudo.

Ao Antônio Adel pelos ensinamentos, discussões e principalmente pela paciência.

Ao Professor Vicente Tadeu Lopes Buono, pela orientação e contribuições.

Aos amigos do Controle Integrado pela parceria de longa data, Sampaio, Gandra, Vinicius, Mamada, Bori e outros tantos.

Aos colegas da Laminação a Quente que diretamente deram o suporte necessário para realização deste trabalho.

Aos colegas do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento e ao pessoal do Laboratório de ensaios mecânicos da Usiminas.

A todos os meus professores, com destaque para minhas primeiras professoras, Janete, Lúcia e Eva da escola estadual Manoel Machado Franco.

A minha família, especialmente a minha esposa Júlia, aos meus filhos Matheus e Gabriel e a minha querida mãe Laura, desde sempre minha maior incentivadora.

Finalmente a Deus, que me permitiu com muita saúde concluir mais esta jornada.

## ÍNDICE

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>vii</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>xii</b>
<b>LISTA DE NOTAÇÕES.....</b>	<b>xiii</b>
<b>RESUMO.....</b>	<b>xv</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>xvi</b>
<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>2 OBJETIVOS.....</b>	<b>3</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>4</b>
3.1 Produção de Chapas Grossas por Laminação Controlada .....	4
3.2 Produção de Chapas Grossas por TMCP .....	6
3.3 Introdução do conceito de resfriamento acelerado em laminados a quente.....	9
3.4 Principais tipos de resfriamento acelerado no mundo.....	10
3.5 O equipamento CLC - <i>Continuous on line control</i> .....	11
3.6 Vantagens do uso de resfriamento acelerado .....	14
a) Redução de elementos químicos.....	15
b) Melhoria da soldabilidade.....	15
c) Melhoria da relação resistência e tenacidade.....	17
d) Redução da temperatura de reaquecimento de placas.....	17
e) Aumento da produtividade.....	17
3.7 Controle de planicidade.....	18
3.8 Efeito da presença de carepa na planicidade.....	20
3.9 Transferência de calor no resfriamento acelerado.....	22
3.10 Transformação de Fase e Tensões Residuais no Resfriamento Acelerado.....	26
3.11 Dilatometria.....	28
3.12 Ensaio de Tenacidade dos Aços – Charpy.....	30
<b>4 METODOLOGIA.....</b>	<b>32</b>
4.1 Material Utilizado.....	32
4.2 Construção do Diagrama de Transformação no Resfriamento Contínuo (TRC)	32
4.3 Simulações do Resfriamento.....	33
4.4 Ensaios de Dilatometria em Condições Simuladas de Processo.....	34

4.5	Processamento Industrial .....	37
a)	Enfornamento e aquecimento das placas .....	37
b)	Laminação das placas enforadas.....	39
c)	Resfriamento acelerado das chapas laminadas .....	40
d)	Inspeção das chapas processadas .....	41
4.6	Amostragem .....	42
a)	Ensaio de tração das chapas industriais .....	43
b)	Ensaio de Charpy.....	43
c)	Ensaio DWTT .....	44
d)	Ensaio de dureza .....	44
e)	Análise de microestrutura.....	44
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>45</b>
5.1	Diagrama TRC do Aço APIX70.....	45
5.2	Simulação das Curvas de Resfriamento com Diferentes Estratégias .....	47
5.3	Microestrutura dos CPs Ensaídos por Dilatometria.....	48
5.4	Efeito do Condicionamento Prévio da Austenita na Microestrutura Final.....	52
5.5	Dureza dos CPs Ensaídos por Dilatometria.....	55
5.6	Termografia .....	57
5.7	Microestrutura das Chapas Laminadas .....	63
5.8	Carepa Remanescente nas Chapas Processadas .....	73
5.9	Propriedades de Tração .....	77
5.10	Resultado de Dureza.....	78
5.11	Tenacidade.....	79
a)	Ensaio de Charpy.....	79
b)	DWTT.....	83
5.12	Planicidade .....	84
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>85</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>86</b>
<b>8</b>	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>87</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Representação esquemática dos estágios do TMCR <sup>(6)</sup> .....	5
Figura 3.2	Comparação da microestrutura a ¼ da espessura para um material de 19 mm com 0.008%C entre um processo de laminação controlada e um processo de laminação controlada e resfriamento acelerado <sup>(12)</sup> .....	7
Figura 3.3	Representação esquemática do TMCP e evolução da microestrutura. ...	8
Figura 3.4	Comparação entre o TMCR e TMCP.....	8
Figura 3.5	Laminador de chapas grossas da Usiminas em Ipatinga.....	12
Figura 3.6	Equipamento de resfriamento acelerado da Usiminas.....	12
Figura 3.7	Layout da linha de chapas grossas da Usiminas.....	13
Figura 3.8	Relação entre resistência mecânica e carbono equivalente para produção de aços por processos convencionais e TMCP (LQC=laminação a quente comum; N=aços normalizados; CR=laminação controlada, $C_{eq}=C+Mn/6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ ) <sup>(19)</sup> .....	14
Figura 3.9	Relação entre a temperatura de pré-aquecimento para soldagem e espessura de chapas grossas processadas por CLC e de forma convencional <sup>(19)</sup> .....	16
Figura 3.10	Dureza máxima na ZTA e carbono equivalente <sup>(19)</sup> .....	16
Figura 3.11	Representação de defeitos relacionados à planicidade após resfriamento acelerado.....	18
Figura 3.12	Material com anormalidade de planicidade, defeito concavidade.(fonte Usiminas).....	19
Figura 3.13	Material com anormalidade de planicidade, defeito convexidade (fonte Usiminas).....	19
Figura 3.14	Material com anormalidade de planicidade, defeito ondulações (fonte Usiminas).....	20
Figura 3.15	Material com termografia heterogênea, imagem do termográfico do CLC.....	21
Figura 3.16	Material com termografia homogênea, imagem do termográfico do CLC.....	21
Figura 3.17	Máxima taxa de resfriamento para o resfriamento acelerado (AC) e para têmpera direta (DQ) em função da espessura da chapa <sup>(21)</sup> .....	22
Figura 3.18	Representação esquemática da curva de ebulição da água sobre a superfície de uma chapa aquecida <sup>(22)</sup> .....	23
Figura 3.19	Evolução dos estágios de transferência de calor entre água e uma chapa aquecida <sup>(23)</sup> .....	25
Figura 3.20	Diagrama TRC para um aço contendo 0,044%C, 1,35%Mn, 0,35%Si, 0.012%P, 0,001%S com adição de Nb, Ni, Ti, Cr, Mo e V (fonte Usiminas). ..	26
Figura 3.21	Microestrutura e dureza representativa das diferentes condições de resfriamento utilizadas ilustrando o efeito da taxa de resfriamento.....	27

Figura 3.22	Dilatômetro modelo Bähr DIL805.....	29
Figura 3.23	Bobina de indução do Dilatômetro modelo Bähr DIL805 imagem ampliada do corpo de prova aquecido.....	29
Figura 3.24	Representação esquemática de um ensaio de Charpy <sup>(28)</sup> .....	31
Figura 3.25	Fotografia de superfícies de fratura de copos de prova de Charpy com variação da temperatura de ensaio em °C <sup>(28)</sup> .....	31
Figura 4.1	Tela do simulador de resfriamento acelerado, CLC.....	33
Figura 4.2	Ciclo termomecânico aplicado nos ensaios de dilatométrica com deformação.....	35
Figura 4.3	Ciclo termomecânico aplicado no ensaio por dilatométrica simulando a condição E5 na tabela 4.3, porém com condicionamento prévio da austenita.....	37
Figura 4.4	Etapa de enformamento de placas.....	38
Figura 4.5	Etapa de desenformamento de placas.....	38
Figura 4.6	Resfriamento do material para segundo estágio de laminação.....	40
Figura 4.7	Desempenadeira a quente da Usiminas.....	41
Figura 4.8	Medição de planicidade em chapas grossas com uso de régua e cunha.....	41
Figura 4.9	Material após o resfriamento acelerado.....	42
Figura 4.10	Representação esquemática dos locais de amostragem dos laminados submetidos à experiência industrial.....	42
Figura 4.11	Esboço dos detalhes em mm do CP de tração conforme ASTM A-370 <sup>(35)</sup> . E = espessura da chapa.....	43
Figura 4.12	Dimensões do CP de Charpy conforme ASTM A-370 <sup>(35)</sup> .....	44
Figura 5.1	Diagrama TRC construído para o aço API5LX70 em estudo.....	46
Figura 5.2	Curvas de resfriamento calculadas a ¼ da espessura da chapa em diferentes estratégias de vazão de água nas zonas.....	47
Figura 5.3	Fotografia do CP após ensaio de dilatométrica com deformação.....	48
Figura 5.4	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E1 de resfriamento.....	49
Figura 5.5	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E2 de resfriamento.....	50
Figura 5.6	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E3 de resfriamento.....	50
Figura 5.7	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E4 de resfriamento.....	51
Figura 5.8	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E3 mod de resfriamento.....	51
Figura 5.9	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E mod2 de resfriamento.....	51
Figura 5.10	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E3 mod3 de resfriamento.....	52

Figura 5.11	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E5 de resfriamento.....	52
Figura 5.12	Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com o ciclo termomecânico mostrado na figura 4.3.....	53
Figura 5.13	Trecho da curva dilatométrica durante o resfriamento abaixo de 885°C, nos ciclos da figura 4.2, em (a), e da figura 4.3, em (b). As setas indicam mudanças no comportamento da curva devido às transformações da austenita.....	54
Figura 5.14	Dureza dos CPs ensaiados por dilatometria com deformação ou não em função da estratégia de resfriamento usada, tabela. As barras de erro são relativas a um desvio padrão amostral.....	56
Figura 5.15	Resultado termográfico para a sequência 001, processada conforme estratégia E1.....	57
Figura 5.16	Resultado termográfico para a sequência 002, processada conforme estratégia E1.....	58
Figura 5.17	Resultado termográfico para a sequência 003, processada conforme estratégia E2.....	58
Figura 5.18	Resultado termográfico para a sequência 004, processada conforme estratégia E2.....	59
Figura 5.19	Resultado termográfico para a sequência 005, processada conforme estratégia E3.....	59
Figura 5.20	Resultado termográfico para a sequência 006, processada conforme estratégia E3.....	60
Figura 5.21	Resultado termográfico para a sequência 007, processada conforme estratégia E3.....	60
Figura 5.22	Resultado termográfico para a sequência 008, processada conforme estratégia E4.....	61
Figura 5.23	Resultado termográfico para a sequência 009, processada conforme estratégia E4.....	61
Figura 5.24	Resultado termográfico para a sequência 010, processada conforme estratégia E4.....	61
Figura 5.25	Resultado termográfico para a sequência 011, processada conforme estratégia E5.....	62
Figura 5.26	Resultado termográfico para a sequência 012, processada conforme estratégia E5.....	62
Figura 5.27	Diferença entre a maior e a menor temperatura na seção longitudinal em função de cada estratégia de resfriamento.....	63
Figura 5.28	Microestrutura vista ao MO a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra da sequência 002, resfriada de acordo com a E1.....	64
Figura 5.29	Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 002, resfriada de acordo com a estratégia E1.....	64
Figura 5.30	Microestrutura vista ao MEV A $\frac{1}{4}$ da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 002, resfriada de acordo com a estratégia E1.....	65

Figura 5.31	Microestrutura vista ao MO a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra da sequência 004, resfriada de acordo com a estratégia E2.....	66
Figura 5.32	Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 004, resfriada de acordo com a estratégia E2.....	66
Figura 5.33	Microestrutura vista ao MEV A $\frac{1}{4}$ da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 004, resfriada de acordo com a estratégia E2.....	67
Figura 5.34	Microestrutura vista ao MO a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra da sequência 007, resfriada de acordo com a estratégia E3.....	68
Figura 5.35	Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 007, resfriada de acordo com a estratégia E3.....	68
Figura 5.36	Microestrutura vista ao MEV A $\frac{1}{4}$ da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 007, resfriada de acordo com a estratégia E3.....	69
Figura 5.37	Microestrutura vista ao MO a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra da sequência 010, resfriada de acordo com a estratégia E4.....	70
Figura 5.38	Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 010, resfriada de acordo com a estratégia E4.....	70
Figura 5.39	Microestrutura vista ao MEV A $\frac{1}{4}$ da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 010, resfriada de acordo com a estratégia E4.....	71
Figura 5.40	Microestrutura vista ao MO a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra da sequência 012, resfriada de acordo com a estratégia E5.....	72
Figura 5.41	Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 012, resfriada de acordo com a estratégia E5.....	72
Figura 5.42	Microestrutura vista ao MEV A $\frac{1}{4}$ da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 012, resfriada de acordo com a estratégia E5.....	73
Figura 5.43	Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 002, estratégia E1 de resfriamento.....	74
Figura 5.44	Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 004, estratégia de resfriamento E2.....	75
Figura 5.45	Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 007, estratégia de resfriamento E3.....	75
Figura 5.46	Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 010, estratégia de resfriamento E4.....	76
Figura 5.47	Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 012, estratégia de resfriamento E4.....	76
Figura 5.48	Limite de escoamento em função da estratégia de processamento, apresentados no gráfico <i>boxplot</i> com indicação numérica das medianas.....	77
Figura 5.49	Limite de resistência em função da estratégia de processamento. ....	77
Figura 5.50	Alongamento obtido em função da estratégia de processamento. ....	78
Figura 5.51	Dureza obtidas pelo ensaio Vickers.....	79

Figura 5.52	Energia absorvida em função da estratégia de processamento.....	80
Figura 5.53	Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E1.....	81
Figura 5.54	Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E2.....	81
Figura 5.55	Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E3.....	82
Figura 5.56	Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E4.....	82
Figura 5.57	Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E5.....	83
Figura 5.58	Percentual de fratura dúctil observado pelo ensaio DWTT.....	83
Figura 5.59	Valores de empeno encontrado nas chapas para cada estratégia de processamento.....	84

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 3.1 Equipamentos de resfriamento acelerado no Japão no final da década de 1980 <sup>(2)</sup> .....	10
Tabela 3.2 Equipamentos de resfriamento acelerado na Europa no final da década de 1980 <sup>(2)</sup> .....	11
Tabela 4.1 Composição química do aço estudado conforme norma API 5L (% em massa) <sup>(29)</sup> .....	32
Tabela 4.2 Temperaturas (°C) e intensidade de resfriamento usado para a simulação. TD: Temperatura de desenformamento; T <sub>A</sub> : Temperatura de Acabamento; TIR: Temperatura Inicial de Resfriamento; TFR: Temperatura Final de Resfriamento.....	34
Tabela 4.3 Valores dos parâmetros dos ensaios de dilatométrica com deformação indicados na tabela 4.2 Na estratégia E3 mod2, o CP foi resfriado de 720°C a 580°C a 46°C/s e daí até 430°C a 26°C/s. ....	36

## LISTA DE NOTAÇÕES

ACP *Accelerate Cooling Process*

Ac<sub>1</sub>: *arrêt chauffant*<sub>1</sub> (temperatura de início de formação da austenita no aquecimento)

Ac<sub>3</sub>: *arrêt chauffant*<sub>3</sub> (temperatura de fim de formação da austenita no aquecimento)

ADCO: *Adjustable Cooling*

Ar<sub>3</sub>: *arrêt refroidissant*<sub>3</sub> (temperatura de início de formação de ferrita no resfriamento)

API: *American Petroleum Institute*

ARBL: Alta Resistência Baixa Liga

BISRA: *British Iron and Steel Research Association*

CCT: *Continuous cooling transformation*

Ceq: Carbono equivalente

CLC: Continuous On-Line Control

CP: corpo de prova

CR: *Control Rolling*

CS: *Intensive Cooling System*

°C: Grau Celsius

DAC: *Dynamic Accelerated Cooling*

DWTT: *Drop Weight Tear Test*

γ: fase austenita

α: fase ferrita

HL: *Hot Leveller*

HV: Dureza Vickers

J: *Joule*

KCL: *Kobe Steel's Controlled Rolling and Accelerated Cooling*

LE: Limite de Escoamento

LR: Limite de resistência

LVDT: linear variable differential transformer (transdutor linear de deslocamento variável)

MACOS: *Mannesmann Accelerated Cooling System*

MACS: *Multipurpose Accelerated Cooling System*

MEV: Microscópio Eletrônico de Varrredura

MULPIC: *Multi-Purpose Interrupt Cooling*

OLAC: *On line Accelerated Cooling*

NKK: *Nippon Kōkan Kabushiki Kaisha*

NSC *Nippon Steel Corporation*

T<sub>A</sub>: Temperatura de Acabamento

TIR: Temperatura Inicial de Resfriamento

TMCP: *Thermo Mechanical Control Process*

TMCR: *Thermo Mechanical Control Rolling*

T<sub>nr</sub>: Temperatura de não recristalização

TR: Taxa de Resfriamento

TRC: Transformação no resfriamento contínuo

ZTA: Zona Termicamente Afetada

## RESUMO

A tecnologia TMCP (*Thermo Mechanical Control Process*), que consiste na laminação controlada seguida do resfriamento acelerado, é largamente empregada atualmente na produção de chapas grossas de aços para aplicação em dutos de transporte de óleo e gás, regidos pela norma API. Existem ganhos de qualidade e produtividade associados à essa tecnologia, mas o controle de planicidade torna-se crucial porque grandes tensões térmicas podem ser geradas durante as transformações de fase sob o resfriamento rápido, devido a heterogeneidade térmica, causando problemas de planicidade na chapa laminada. Portanto este trabalho focou no efeito da estratégia de resfriamento acelerado para um aço API do grau X70, visando melhorar a planicidade e manter as propriedades mecânicas dentro dos limites especificados. Baseando-se em simulações matemáticas das curvas de resfriamento sob as diferentes estratégias, foram realizadas simulações de processo por dilatométrica para avaliar a viabilidade de realização de experiências industriais. Assim, foram produzidos lotes experimentais de placas usando cinco diferentes estratégias de resfriamento. Os resultados de microestrutura, propriedades de tração, dureza, tenacidade e planicidade foram avaliados nas chapas produzidas e permitiram definir as estratégias mais favoráveis à obtenção de melhor uniformidade térmica, assim garantido boa planicidade, aliada ao atendimento das especificações de propriedades de acordo com a norma API.

**Palavras chaves:** TMCP, resfriamento acelerado, aços APIs, microestrutura e planicidade.

## ABSTRACT

TMCP (Thermo Mechanical Control Process) is a technology that combines controlled rolling with accelerated cooling for production of heavy plates of steels for various applications, including those for oil and gas transportation, meeting the API standards. There are several benefits in terms of quality and productivity associated to use of this technology, but a point of concern is related to flatness requirements, because the intense cooling applied in the process may cause large temperature heterogeneity in the plate. This, in turn, may lead to unacceptable flatness problems, as the intense cooling covers the transformation temperature range. As such, this work focused on the effect of different accelerated cooling strategies on mechanical properties and flatness of API X70 grade steel plates. Based on numerical simulations of different strategies, the resulting cooling curves were determined and used for process simulations by dilatometry, aiming at checking the feasibility of doing industrial experiences. Thus, experimental lots of plates were produced using five selected cooling strategies that were simulated. The results of microstructure, tensile properties, hardness and flatness were evaluated in the plates produced, allowing for the determination of the best cooling strategies that favored the best combination between mechanical properties and flatness, complying with the API standard.

**Keywords:** *TMCP, Accelerated cooling, API steels, Microstructure and flatness.*

## 1 INTRODUÇÃO

O emprego de resfriamento acelerado em linhas de chapas grossas começou no início da década de 1980, inicialmente no Japão e logo a seguir na Europa<sup>(1-4)</sup>. No Brasil até 2010, esta tecnologia não era utilizada nas duas únicas usinas que produziam chapas grossas, que eram a usina de Cubatão e a usina de Ipatinga, ambas linhas de produção da USIMINAS. Em 2010, na usina de Ipatinga foi instalado o primeiro equipamento de resfriamento acelerado para chapas grossas do Brasil. O objetivo principal foi desenvolver e produzir aços com maior resistência e melhor tenacidade, com redução de elementos de ligas, reduzindo o carbono equivalente (Ceq), melhorando significativamente a sua soldabilidade.

Até então, o fornecimento de aços para fabricação de tubos para transporte de petróleo e gás era por laminação controlada, conhecido pelo nome *Thermo-Mechanical Control Rolling* (TMCR) ou pela abreviação de CR (*Control Rolling*).

A produção de aços da classe API (*American Petroleum Institute*) pelo TMCP é uma técnica muito recente para produção de chapas grossas no Brasil. Os aços API fabricados em linha de chapas grossas são utilizados para a fabricação de tubos de grande diâmetro para transporte de petróleo e gás tanto para aplicação em terra quanto em alto mar (*onshore e offshore*).

Há uma tendência mundial por aços com critérios mais rigorosos de qualidade, motivado muito pelas dificuldades de transporte de óleo e gás em distâncias cada vez maiores que envolvem muitos riscos em relação à segurança destas operações. Assim o avanço na fabricação de materiais cada vez mais nobres tornou-se uma necessidade para os fabricantes de chapas grossas no mundo<sup>(1,5,6)</sup>.

Esta tecnologia apresenta vantagens não apenas para o usuário de chapas grossas, existem também grandes vantagens para os fornecedores de aços que, produzem materiais com menor custo de ligas, e ainda tem outras vantagens na área da laminação como redução de custo de energia térmica e elétrica e aumento de produtividade<sup>(5,7)</sup>.

Entretanto, uma vulnerabilidade, ou desvantagem do processo está relacionada à obtenção de boa planicidade, pois é comum a ocorrência de empenamento nos materiais após o resfriamento acelerado. Esta condição está relacionada com as tensões que ocorrem durante o resfriamento, fenômeno discutido com frequência em metalurgia para materiais produzidos em fornos de tratamento térmico *offline*, mas ainda pouco discutido para tratamento térmico *online* para produção de aços com aplicação na indústria de petróleo e gás.

Este resultado de qualidade indesejado e inadequado no produto requer retrabalho por desempenho a frio, o que aumenta o custo de produção e o prazo de entrega. A literatura disponível não apresenta informações suficientes para solução do problema e o que é apresentado é muito mais direcionado para condições específicas de determinados equipamentos de resfriamento acelerado<sup>(8,9,10)</sup>. Dadas às características particulares de cada equipamento, além daquelas gerais de cada linha de chapas grossas, se torna difícil generalizar soluções que atendam a todos os fabricantes. Isto motiva o interesse de estudo e geração de conhecimento sobre o tema, com aplicação mais voltada para materiais produzidos no equipamento CLC.

O estudo proposto tem o objetivo de investigar o efeito das variáveis do resfriamento acelerado, tais como estratégia de resfriamento e vazões de água, em um aço da classe APIX70, na microestrutura, propriedades mecânicas e planicidade de chapas grossas. Assim pretende-se aprofundar no conhecimento sobre a interação destas variáveis e seu efeito no comportamento metalúrgico e mecânico desse aço, gerando subsídios para otimização do processo industrial.

## **2 OBJETIVOS**

### **Objetivo Geral**

Estudar a influência de variáveis do processo de resfriamento acelerado na microestrutura final, nas propriedades mecânicas e na planicidade de chapas grossas de aço da classe API.

### **Objetivos Específicos**

- i. Relacionar a variação de propriedades mecânicas e da microestrutura com as diferentes estratégias de resfriamento.
- ii. Determinar a melhor estratégia de resfriamento acelerado que atenda as características de resistência mecânica, tenacidade e planicidade para o aço estudado.
- iii. Relacionar o grau de homogeneidade térmica com a planicidade obtida na chapa com processo de resfriamento acelerado.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Produção de Chapas Grossas por Laminação Controlada

Antes da utilização do TMCP para produção de chapas grossas, o processo mais difundido para aumentar a resistência mecânica de aços API, em relação ao processo de laminação convencional, era a laminação controlada.

Estudos para aplicação de *Thermo-Mechanical Processing* (TMP), que é sinônimo de CR ou de TMCR, em aços em larga escala industrial datam do final dos anos 1950 e início dos anos 1960 na Europa, em um esforço muito notável da *British Iron and Steel Research Association* (BISRA)<sup>(1)</sup>.

O TMCR teve grande desenvolvimento nas décadas de 1970 e 1980 devido à demanda de produção de tubos de grande diâmetro para utilização no Ártico<sup>(8)</sup>. O objetivo principal da laminação controlada é obter um grão ferrítico refinado<sup>(6,11)</sup>, pois o refino do grão ferrítico é o único mecanismo de endurecimento do aço que permite aumentar também a tenacidade. Este processo de produção possui basicamente dois ou três estágios<sup>(6)</sup>.

No primeiro estágio, após o reaquecimento das placas nos fornos, é feita uma etapa de laminação na região de recristalização da austenita ( $\gamma$ ). Os grãos grosseiros de austenita gerados durante a fase de reaquecimento de placas são sucessivamente refinados devido à recristalização estática entre passes, normalmente presente na etapa de laminação de desbaste. Apesar do significativo refino, a microestrutura formada após o final desta fase é de grãos austeníticos ainda relativamente grandes<sup>(5,6)</sup>.

No segundo estágio, o esboço gerado durante o primeiro estágio aguarda até que a temperatura caia para a região de não recristalização da austenita. Nesta região, não ocorre refinamento de grão, pois a recristalização entre passes que acontece no primeiro estágio aqui não acontece. As deformações devido às reduções nos passes nesta etapa alongam os grãos austeníticos e simultaneamente bandas de deformação são produzidas dentro dos grãos. Isto no final produz grãos ferríticos ( $\alpha$ ) muito mais refinados<sup>(6)</sup>.

Eventualmente, ocorre o terceiro estágio na laminação controlada, o qual se caracteriza pela realização de deformação por passe em temperatura abaixo do início de transformação da austenita para ferrita, temperatura denominada  $Ar_3$ . Então, as deformações ocorrem nas duas fases presentes, austenita e ferrita, de forma que esta região é comumente chamada de região intercrítica ou bifásica<sup>(6)</sup>. Os estágios do TMCR com a evolução térmica e microestrutural são mostrados esquematicamente na figura 3.1<sup>(6)</sup>.

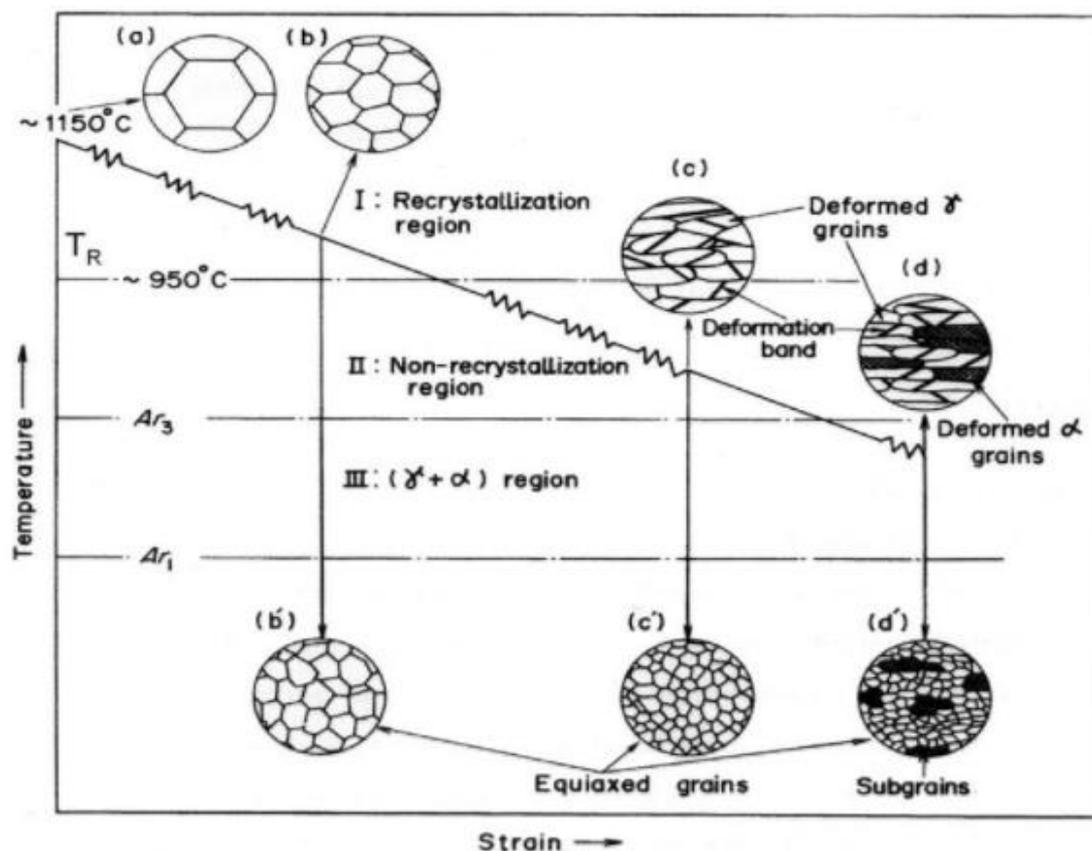


Figura 3.1 Representação esquemática dos estágios do TMCR<sup>(6)</sup>

A laminação controlada resultará no final uma microestrutura composta, normalmente, por ferrita e perlita<sup>(1,3,5)</sup>, pois o resfriamento final do laminado é feito em baixas taxas, ao ar ambiente.

Os materiais produzidos por laminação controlada, apesar de atingirem níveis satisfatórios de resistência mecânica, tendem a ter a tenacidade reduzida e uma soldabilidade pior quando comparado a materiais feitos pelo TMCP. Isto se deve a

uma adição maior de elementos químicos, o que aumenta o carbono equivalente, piorando a soldabilidade<sup>(6,8)</sup>.

Além da maior adição de elementos de liga, a laminação controlada requer temperaturas de reaquecimento de placas mais altas quando comparados aos materiais produzidos por resfriamento acelerado, e altas cargas de laminação, dado a necessidade de processamento em temperaturas mais baixas, reduzindo a produtividade. Todos estes fatores contribuem negativamente para o custo de produção<sup>(5,7)</sup>.

### **3.2 Produção de Chapas Grossas por TMCP**

O processo de produção de chapas grossas com laminação controlada seguida imediatamente de resfriamento acelerado é conhecido como TMCP<sup>(1,11,12)</sup>. Este processo, iniciado em 1980 no Japão, veio complementar a laminação controlada. O principal objetivo do resfriamento acelerado é promover um rigoroso controle microestrutural, com maior refinamento de grãos final. Com isso são alcançados valores elevados de resistência mecânica sem deterioração da tenacidade. A figura 3.2 mostra um exemplo de diferenças microestruturais obtidas pelo TMCR e pelo TMCP onde se observa uma estrutura mais refinada obtida pelo TMCP.

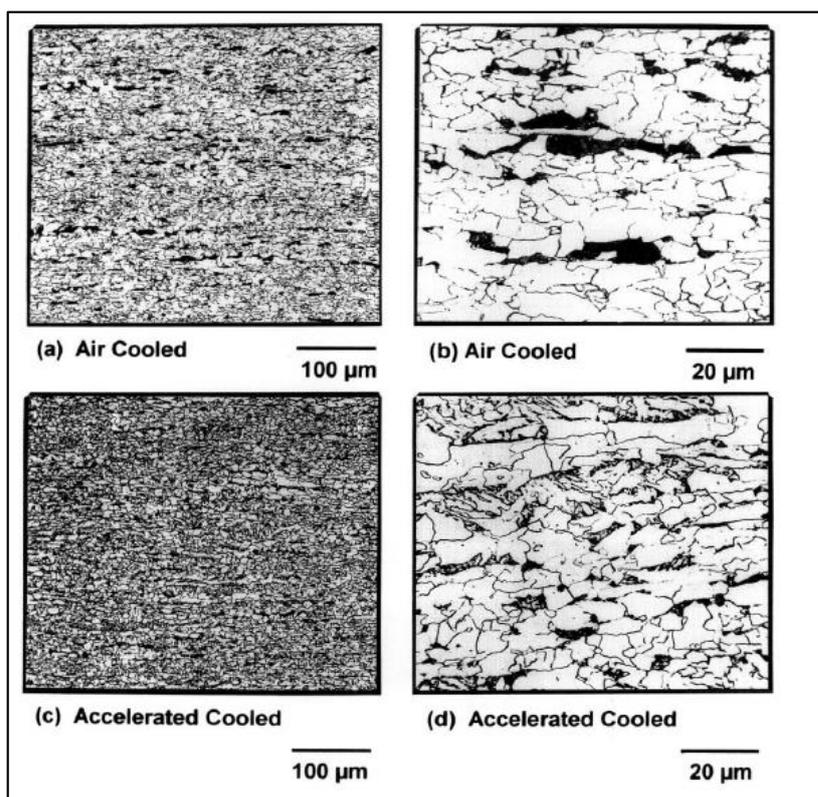


Figura 3.2 Comparação da microestrutura a  $\frac{1}{4}$  da espessura para um material de 19 mm com 0.008%C entre um processo de laminação controlada e um processo de laminação controlada e resfriamento acelerado<sup>(12)</sup>.

O equipamento de resfriamento acelerado é montado após o laminador de chapas grossas e, através do controle da temperatura inicial de resfriamento e da temperatura final de resfriamento, promove uma mudança microestrutural para ferrita e bainita, enquanto que, na laminação controlada seguida de resfriamento ao ar, a microestrutura seria formada por ferrita e perlita para aços da classe API<sup>(1,2,4,6,10,12-17)</sup>. A figura 3.3 mostra esquematicamente o TMCP e ilustra a evolução da microestrutura em função dos estágios de laminação e da evolução térmica. A figura 3.4 mostra a diferença entre os processos TMCP e TMCR, onde se observa que o TMCP utiliza uma menor temperatura de reaquecimento de placas e é realizado em temperaturas maiores na fase de acabamento, aumentando a produtividade.

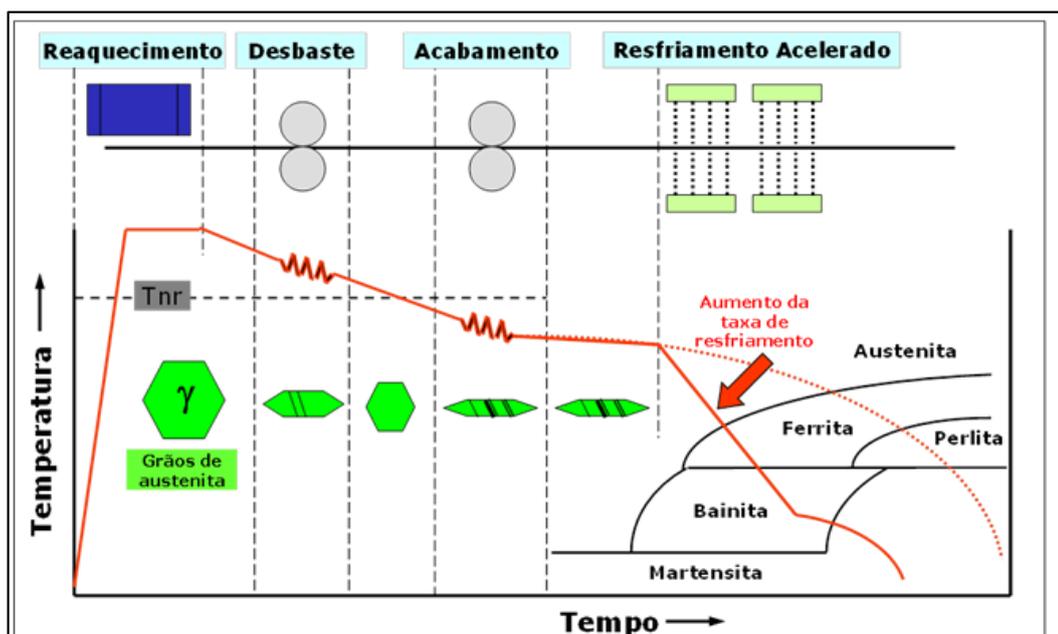


Figura 3.3 Representação esquemática do TMCP e evolução da microestrutura.

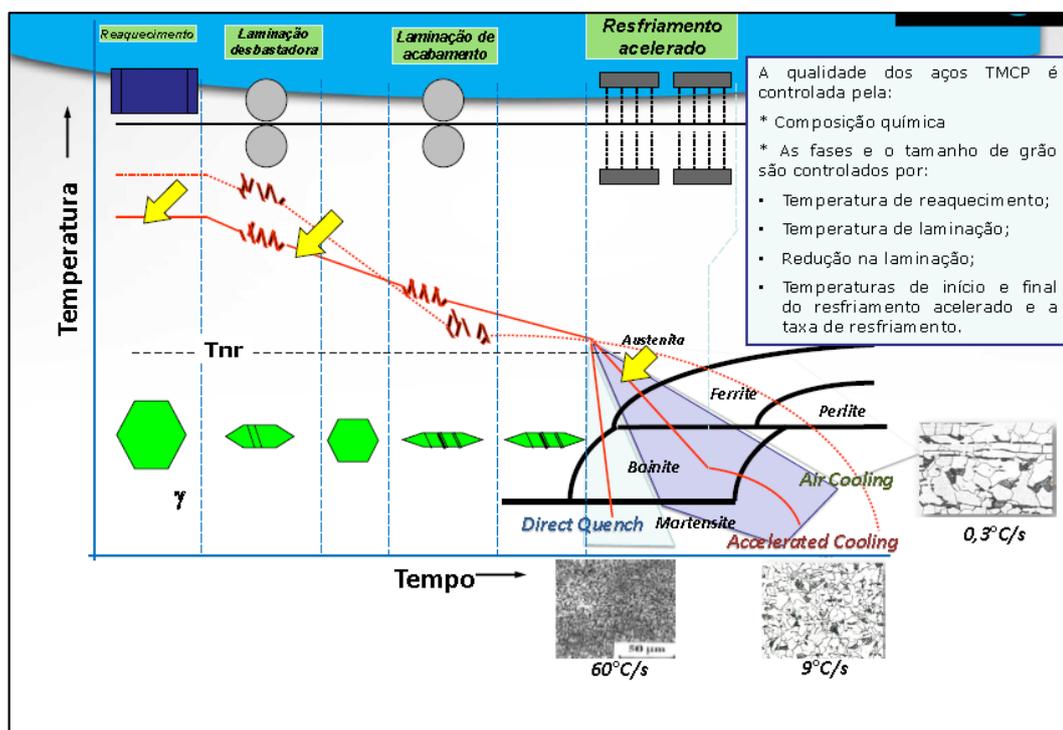


Figura 3.4 Comparação entre o TMCR e TMCP.

### 3.3 Introdução do conceito de resfriamento acelerado em laminados a quente

Os produtos obtidos após a laminação em uma linha de tiras a quente ou de chapas grossas são ambos considerados como produtos planos laminados a quente. O que difere um produto produzido em uma linha de chapas grossas é a sua dimensão, cuja espessura e largura são muito superiores às produzidas em um laminador de tiras a quente.

O conceito de produção de laminados planos com rigoroso controle das condições de resfriamento após laminação a quente e, portanto, da microestrutura final e das propriedades mecânicas começou em linhas de tiras a quente, utilizando processos em linha (*online*). O foco inicial deste resfriamento, que pode ser considerado um tratamento térmico, foi para produção de materiais em laminadores de tiras a quente, com a primeira instalação industrial ocorrendo no Reino Unido em 1962. Iniciava-se aí um grande esforço mundial para o desenvolvimento de aços de alta resistência com baixa liga (ARBL) e com altos valores de tenacidade<sup>(9)</sup>.

Para chapas grossas, destaca-se o desenvolvimento inicial de um sistema de tratamento térmico *offline*, sendo instalado o primeiro equipamento de *Roller Quenching* em 1966, que consiste no tratamento de têmpera por jatos de água após a austenitização. Até o início da década de 1980, o tratamento térmico aplicado em chapas grossas era feito somente em fornos de tratamento térmico *offline*<sup>(18)</sup>.

Em 1980, o Japão se tornou pioneiro com a instalação do primeiro sistema de tratamento térmico *online* do mundo para produção de chapas grossas. Este equipamento foi instalado na usina de Fukuyama da NKK (*Nippon Kōkan Kabushiki Kaisha*) atual usina da JFE steel. O sistema de resfriamento acelerado instalado nesta usina foi denominado de OLAC (*On line Accelerated Cooling*). A partir deste primeiro equipamento instalado na Ásia derivaram vários outros equipamentos de resfriamento acelerado, principalmente no próprio Japão e também na Europa<sup>(1,2,4)</sup>.

A principal motivação dos japoneses para desenvolver um sistema de resfriamento acelerado foi devido à alta demanda nas indústrias de transporte de óleo e gás e setor de construção marítima. Isto também representou um grande avanço na redução de custos de fabricação de produtos ainda mais nobres<sup>(7)</sup>.

### 3.4 Principais tipos de resfriamento acelerado no mundo

A instalação do primeiro equipamento de resfriamento acelerado para chapas grossas do mundo colocava o Japão na vanguarda desta tecnologia. Visto a enorme vantagem do TMCP frente à laminação controlada, foram desenvolvidos vários sistemas de resfriamento acelerado a partir da década de 1980. Cada equipamento apresentava características ajustadas à necessidade de cada fabricante e, ainda assim, várias melhorias foram introduzidas ao longo do tempo<sup>(1-7)</sup>. Os equipamentos podem ser diferenciados pelo tipo de resfriamento utilizado. As tabelas 3.1 e 3.2 mostram os principais tipos e o seu local de instalação no Japão e Europa no final da década de 1980<sup>(2)</sup>.

Tabela 3.1 Equipamentos de resfriamento acelerado no Japão no final da década de 1980<sup>(2)</sup>.

Empresa	NSC	NSC	NKK (atual JFE)	KSC	Sumitomo	KSL
Local de instalação	Yawata	Kimtsu	Fukuyama	Mizushima	Kashima	Kogogawa
Nome do sistema	CLC	CLC	OLAC	MACS	DAC-1	KCL
Dimensões (m)	4,8 X 15,5	4,7 x 19,8	4,5 X 44	5,35 X 40	4,7 X 27	4,7 x 44
Tipo de resfriamento superior	cortina	spray	U-pipe	pipe	cortina	U-pipe
Tipo de resfriamento inferior	spray	spray	spray	jet nozzle	spray	spray
Edge mask		superior e inferior	superior	superior	superior	superior
Distance from finishing mill (m)		79,8	26	19	25	53
Localização	após HL	após HL	antes da HL	antes da HL	antes da HL	antes da HL
Outros equipamento instalados na mesma empresa	Oita	Nagoya	Keihin			

HL Hot Leveller

CLC Continuous On-Line Control

DAC Dynamic Accelerated Cooling

KCL Kobe Steel's Controlled Rolling and Accelerated Cooling

MACS Multipurpose Accelerated Cooling System

OLAC On-Line Accelerated Cooling

Tabela 3.2 Equipamentos de resfriamento acelerado na Europa no final da década de 1980<sup>(2)</sup>.

Empresa	MRW	Clabecq	Italsider	Voest	TSAG	Usinor
Local de instalação	Mulheim	Tubize	Taranto	Linz	Duisburg	Dunkirk
Nome do sistema	MACOS	MULPIC	ACP		ICS	ADCO
Dimensões (m)	5 X 12	2,8 X 12	4,7 X 26	4 X 15	3,6 X 30	
Tipo de resfriamento superior	cortina	pipe	cortina	cortina	U-pipe	água e ar
Tipo de resfriamento inferior	cortina	pipe	cortina	cortina	pipe	água e ar
Edge mask	inferior				superior e inferior	
Distance from finishing mill (m)	16,6	12		25	14,3	
Localização	antes da HL	antes da HL				

HL *Hot Leveller*ACP *Accelerate Cooling Process*ADCO *Adjustable Cooling*ICS *Intensive Cooling System*MACOS *Mannesmann Accelerated Cooling System*MULPIC *Multi-Purpose Interrupt Cooling*

No Brasil, em 2011, entrava em operação comercial o primeiro sistema de resfriamento acelerado da América Latina para chapas grossas. Foi montado na USIMINAS, em Ipatinga, um sistema de resfriamento CLC em uma parceria de fornecimento do equipamento junto com assistência técnica com a *Nippon Steel*, maior produtor de aços do Japão.

Em 2016 foi instalado na usina de Ouro Branco da Gerdau o segundo sistema de resfriamento do Brasil, conhecido por MULPIC (*Multi-Purpose Interrupt Cooling*) de fabricação europeia.

Cada sistema de resfriamento acelerado instalado na Ásia e Europa nas décadas de 1980 a 1990 possui vantagens e desvantagens em relação aos seus concorrentes. Como estes sistemas de forma geral foram adaptados a linhas de operação que já estavam em funcionamento, muitas características foram pensadas para atender a um *layout*, já existente, já que também existiam características físicas de espaço a serem respeitadas<sup>(2)</sup>.

### 3.5 O equipamento CLC - *Continuous on line control*

A produção de aços da classe API (*American Petroleum Institute*) por TMCP foi introduzida pela Usiminas, no Brasil em 2011, em Ipatinga, com a automação de seu laminador de Chapas Grossas (figura 3.5) e com a instalação do CLC, mostrado na figura 3.6.



Figura 3.5 Laminador de chapas grossas da Usiminas em Ipatinga.



Figura 3.6 Equipamento de resfriamento acelerado da Usiminas.

A escolha pelo sistema do PLC partiu de cuidadosos estudos internos que avaliaram as características dos principais sistemas do mundo<sup>(2)</sup>. O PLC foi escolhido pela ampla versatilidade de aplicação, desde a produção de aços estruturais dos mais básicos,

até aços com processo de têmpera direta resistente a abrasão com microestrutura predominantemente martensítica.

Para se ter uma visão da localização do equipamento de resfriamento acelerado na Linha de Chapas Grossas da Usiminas, é mostrado seu *layout* na figura 3.7. A Linha é composta por dois fornos de reaquecimento de placas, um laminador desbastador e acabador o equipamento de resfriamento acelerado e a linha de tesouras e inspeção.

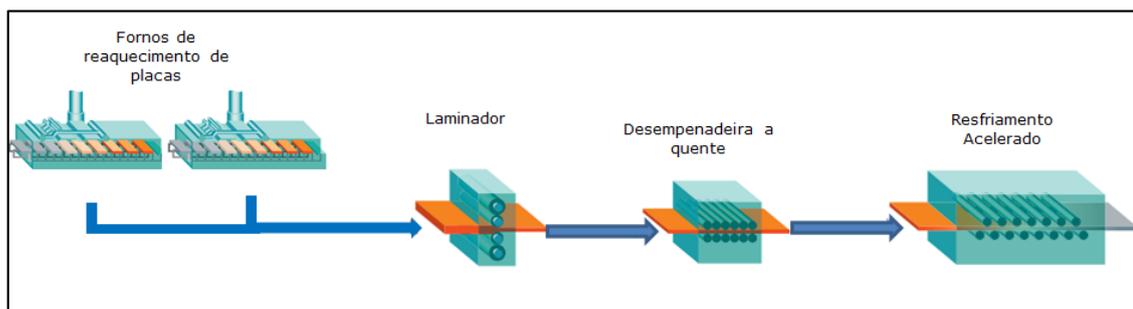


Figura 3.7 Layout da linha de chapas grossas da Usiminas.

O equipamento de resfriamento acelerado da Usiminas conta com modernos sistemas de medição e de controle. Possui pirômetros para medição da temperatura de entrada e saída do laminado, conta com um sistema de termografia *online* para identificação de anomalias durante o resfriamento.

Para um melhor controle de planicidade, possui máscaras de borda (*edge mask*) e também máscaras de topo e base para prevenção do resfriamento acentuado nas extremidades do material.

Possui seis zonas independentes de resfriamento com possibilidade de ajuste das vazões das faces superior e inferior em cada uma destas zonas. Esta funcionalidade é relevante, visto que o resfriamento na face superior tende a ser mais intenso pela tendência do acúmulo de água que ocorre. Também possui rolos de restrição que reduzem a concentração de água na face superior tornando o resfriamento mais homogêneo.

O modelo matemático incorporado ao sistema controla as velocidades de entrada, saída e aceleração para que as temperaturas previstas em projeto sejam obtidas dentro da faixa especificada.

### 3.6 Vantagens do uso de resfriamento acelerado

Avanços consideráveis no estudo de aplicação de microligantes nos aços e suas interações no processo termomecânico possibilitaram o desenvolvimento de aços com menores teores de carbono, melhorando a soldabilidade e mantendo grau adequado de resistência mecânica<sup>(1,2)</sup>. A figura 3.8 mostra níveis de resistência mecânica que podem ser obtidos para um mesmo teor de carbono equivalente comparativamente pelos processos convencionais e pelo TMCP<sup>(19)</sup>. É notável a diferença de resistência mecânica que é obtida em relação aos processos convencionais.

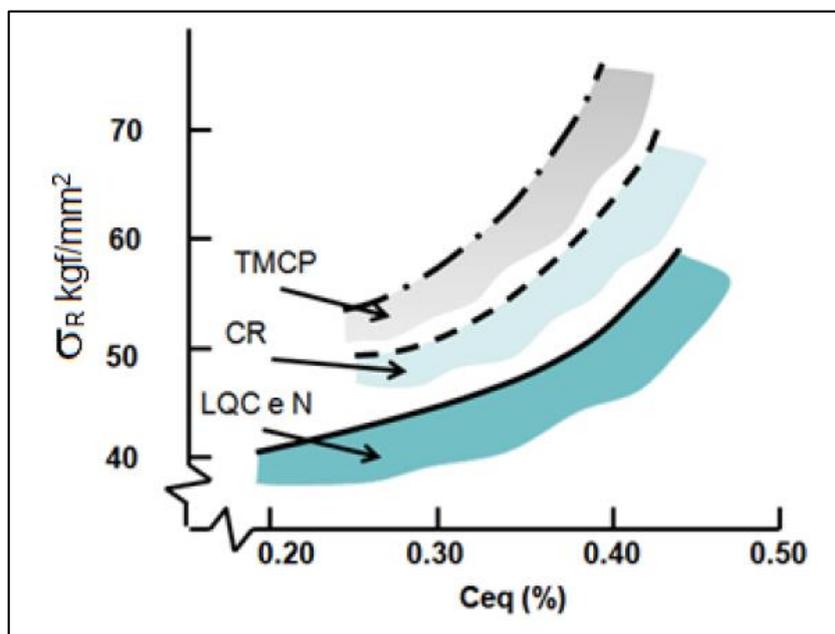


Figura 3.8 Relação entre resistência mecânica e carbono equivalente para produção de aços por processos convencionais e TMCP (LQC=laminagem a quente comum; N=aços normalizados; CR=laminagem controlada,  $C_{eq}=C+Mn/6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ )<sup>(19)</sup>.

Várias vantagens são obtidas com a produção de chapas grossas com laminagem controlada seguida de resfriamento acelerado<sup>(1,2,4,6,8,12,18)</sup>, como descrito a seguir.

### **a) Redução de elementos químicos**

Aços produzidos por TMCP possuem teores mais baixos de carbono e dos elementos de liga e de microliga, em especial o nióbio, uma vez que a resistência mecânica é fortemente modificada pelas transformações que ocorrem durante o resfriamento acelerado<sup>(1,2,3,7,6,8,12,18)</sup>. Uma das vantagens da redução do teor de elementos de liga é a redução de custo de produção do aço líquido na Aciaria.

### **b) Melhoria da soldabilidade**

Devido à redução do carbono e de outros elementos químicos, há uma redução do  $C_{eq}$ , o que melhora significativamente a soldabilidade. Isto decorre de uma maior resistência ao trincamento a frio e menor dureza máxima das juntas soldadas. Valores mais altos de energia absorvida podem ser obtidos na zona termicamente afetada (ZTA) se comparados com aços convencionais<sup>(19)</sup>.

Em projetos que envolvam soldagem, a prevenção de trinca a frio é fator principal a ser levado em consideração<sup>(19)</sup>. A figura 3.9 ilustra a diferença da temperatura de pré-aquecimento das peças a serem soldadas para aços produzidos por processo convencional e por CLC. Nota-se, para espessura de 30 mm ou mais, uma diferença em torno de 100°C entre os dois processos. A figura 3.10 ilustra a dureza obtida na ZTA em função do método de produção do material e do carbono equivalente. É evidenciado que o maior  $C_{eq}$  aumenta a dureza, o que torna o metal mais frágil.

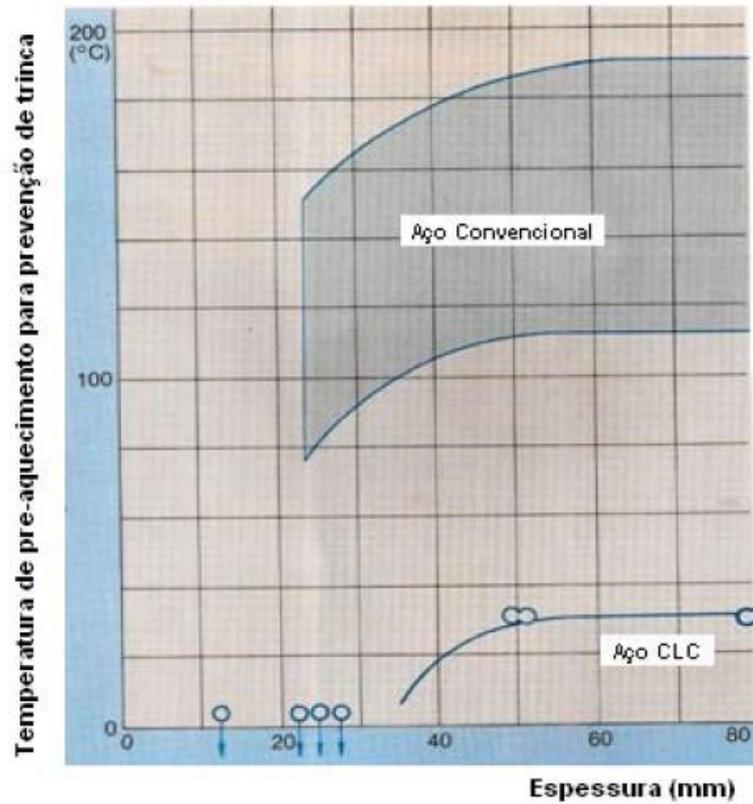


Figura 3.9 Relação entre a temperatura de pré-aquecimento para soldagem e espessura de chapas grossas processadas por CLC e de forma convencional<sup>(19)</sup>

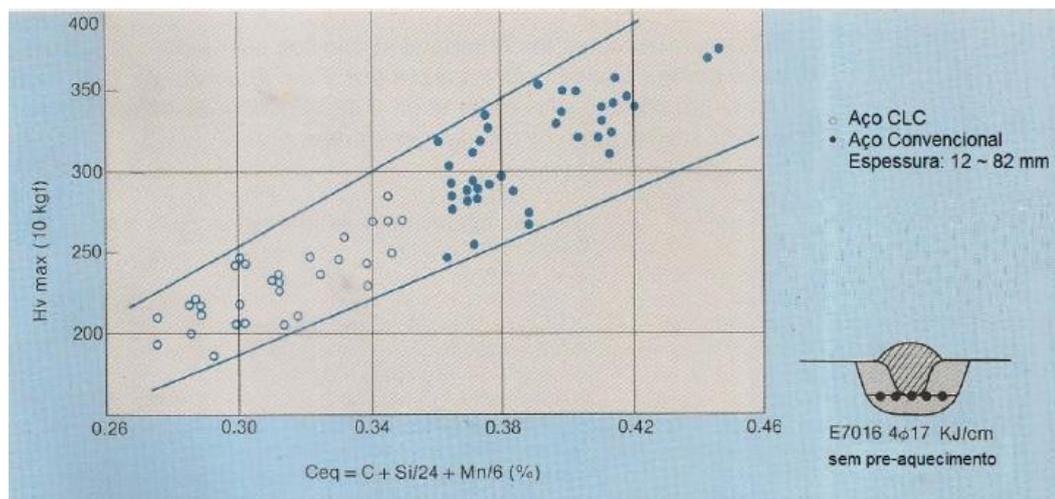


Figura 3.10 Dureza máxima na ZTA e carbono equivalente<sup>(19)</sup>.

### **c) Melhoria da relação resistência e tenacidade**

Com o refinamento da microestrutura no processo TMCP<sup>(20)</sup>, há um aumento da resistência mecânica sem deterioração da tenacidade. O aumento da resistência mecânica ocorre devido às alterações microestruturais produzidas pelo resfriamento acelerado <sup>(4)</sup>.

Este processo promove o enriquecimento da austenita remanescente com carbono e nitrogênio. A austenita enriquecida se torna mais estável e é transformada em martensita, quando o resfriamento é mais intenso, ou em bainita que juntamente com a ferrita, é normalmente obtida para aços API produzidos por TMCP<sup>(6,8)</sup>.

### **d) Redução da temperatura de reaquecimento de placas**

Materiais produzidos por resfriamento acelerado, como já visto anteriormente, utilizam menor quantidade de elementos químicos, em especial o Nb. Este elemento, muito importante para controle e refinamento da microestrutura, necessita de altas temperaturas de reaquecimento para que ocorra a solubilização. Ao reduzir seu teor pode-se operar com temperaturas mais baixas de reaquecimento de placas, o que reduz o tamanho do grão austenítico gerado nos fornos, melhorando a tenacidade do produto após o resfriamento acelerado<sup>(5,7,8)</sup>.

### **e) Aumento da produtividade**

Aços produzidos por resfriamento acelerado são laminados em temperaturas de acabamento mais altas que aços laminados apenas com o processo de laminação controlada. Com temperaturas mais altas, há uma redução na carga de laminação e aumento de produtividade e redução do consumo de energia necessária para produção de uma chapa<sup>(5,7,20)</sup>.

### 3.7 Controle de planicidade

Do ponto de vista da aplicação do produto laminado, uma boa planicidade favorece os trabalhos de soldagem. Para isto são demandados materiais com baixos níveis de tensão interna<sup>(5,7)</sup>.

O processo de resfriamento acelerado, contudo, apresenta maior dificuldade para o controle de planicidade. Materiais que sofrem resfriamento ao ar após a laminação têm pequenas tensões induzidas na superfície da chapa. Por sua vez, materiais processados no resfriamento acelerado têm maior tensão residual, de tração ou compressão. O controle de variação de temperatura é essencial para reduzir tensões no laminado, melhorando sua planicidade<sup>(7,10)</sup>.

Vários defeitos de planicidade podem ocorrer, conforme figura 3.11, que ilustra defeitos típicos que ocorrem após o resfriamento acelerado para aços API. Fotografias obtidas na Usiminas, mostradas nas figuras 3.12 e 3.13, evidenciam a ocorrência do defeito.

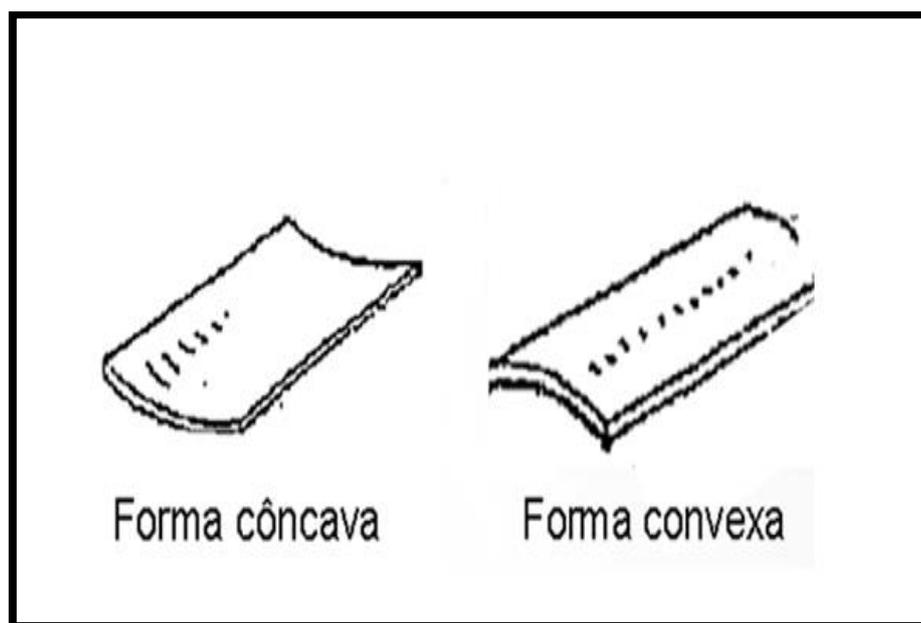


Figura 3.11 Representação de defeitos relacionados à planicidade após resfriamento acelerado.



Figura 3.12 Material com anormalidade de planicidade, defeito concavidade.(fonte Usiminas).



Figura 3.13 Material com anormalidade de planicidade, defeito convexidade (fonte Usiminas).

Outros defeitos também podem aparecer após o resfriamento acelerado até que o material atinja a temperatura ambiente, como ilustrado na fotografia da figura 3.14,

onde são observadas ondulações muito acentuadas nas bordas e no centro dos laminados.



Figura 3.14 Material com anormalidade de planicidade, defeito ondulações (fonte Usiminas).

Dificuldades para um melhor controle de planicidade podem ser provocadas por fatores tais como: espessura do produto, espessura da carepa formada na laminação a quente e quantidade de água aplicada nas faces superior e inferior da chapa. Todos estes fatores podem gerar heterogeneidade de taxa de resfriamento entre diferentes locais do laminado, especialmente entre superfícies superior e inferior, que leva a distorções do laminado. A planicidade do laminado muda continuamente após o resfriamento acelerado até a temperatura ambiente<sup>(17)</sup>.

### **3.8 Efeito da presença de carepa na planicidade**

A presença de uma camada superficial de óxidos de ferro no laminado, chamada de carepa, é inerente a todo o processo de laminação a quente. Após o fim da laminação a quente, a superfície da chapa normalmente possui uma camada de carepa final que é composta por três diferentes óxidos de ferro, a wustita ( $\text{FeO}$ ), a magnetita ( $\text{F}_3\text{O}_4$ ) e a hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ). A proporção entre estes óxidos vai depender da condição de laminação, da composição química do aço e da condição da descarepação utilizada. A carepa possui condutividade térmica em torno de  $0,2 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ , enquanto que a do aço é em torno de  $35 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ . Desta forma, a carepa atua como um isolante térmico, na

interface do metal base com água utilizada no resfriamento acelerado. A presença de uma camada heterogênea de carepa pode provocar diferenças de temperatura ao longo da superfície da chapa, causando tensões e variações de propriedades mecânicas<sup>(17, 21,22)</sup>.

As figuras 3.15 e 3.16, fornecidas pela USIMINAS, apresentam imagem termográfica de laminados com grande variação de temperatura na superfície e sem variação de temperatura, respectivamente. A variação de temperatura neste caso foi atribuída à presença de óxidos heterogêneos na superfície da chapa.

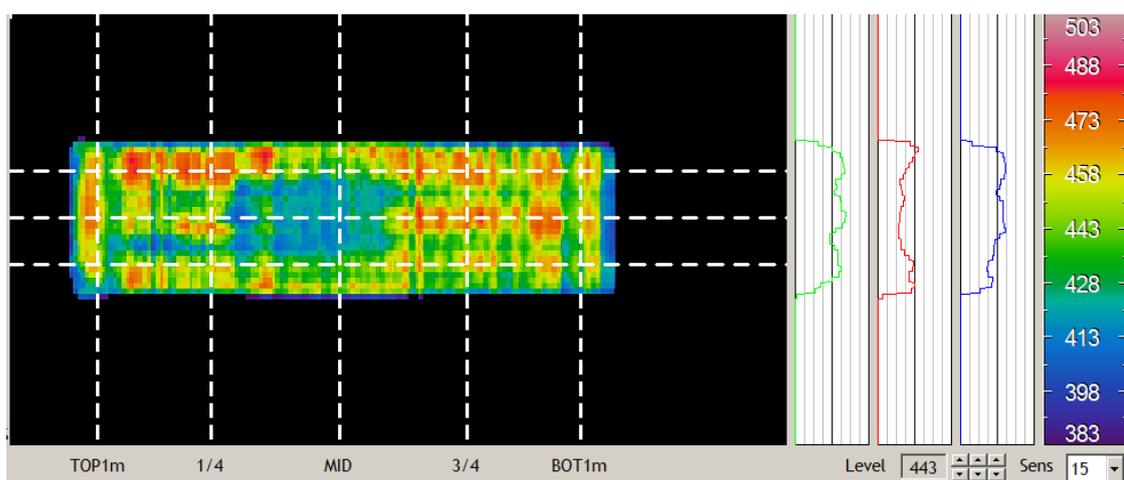


Figura 3.15 Material com termografia heterogênea, imagem do termográfico do CLC.

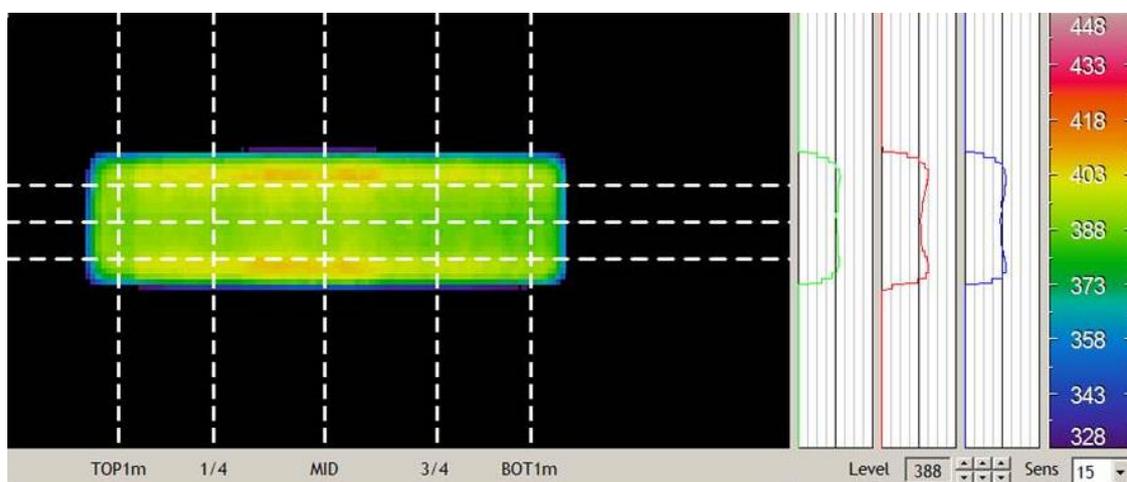


Figura 3.16 Material com termografia homogênea, imagem do termográfico do CLC.

### 3.9 Transferência de calor no resfriamento acelerado

Além de garantir as taxas de resfriamento necessárias para o atingimento da microestrutura e das propriedades mecânicas exigidas nas chapas grossas, o resfriamento por água precisa garantir uma homogeneidade mínima de resfriamento do laminado, a fim de evitar os problemas de planicidade. Como ressaltado, tal homogeneidade depende de aspectos como a carepa presente na superfície do laminado, vazão de água utilizada e espessura do laminado.

Destaca-se que o equipamento de resfriamento acelerado possui diversos recursos para auxiliar na obtenção desta homogeneidade, como o uso de máscaras de bordas, que impede a incidência de água nas extremidades e bordas do laminado e o uso de vazão de água diferenciada entre as superfícies superior e inferior.

Dois aspectos gerais devem ser considerados com relação à taxa de resfriamento. O primeiro é a diferença da extração de calor entre a superfície e o centro da espessura da chapa, gerando diferentes microestruturas ao longo da espessura, cujo gradiente aumenta para materiais com espessura maior. O segundo fator é a variação que existe na taxa de resfriamento média máxima de ser obtida em relação à espessura. A figura 3.17 apresenta um gráfico desta variação em função da espessura<sup>(21)</sup>.

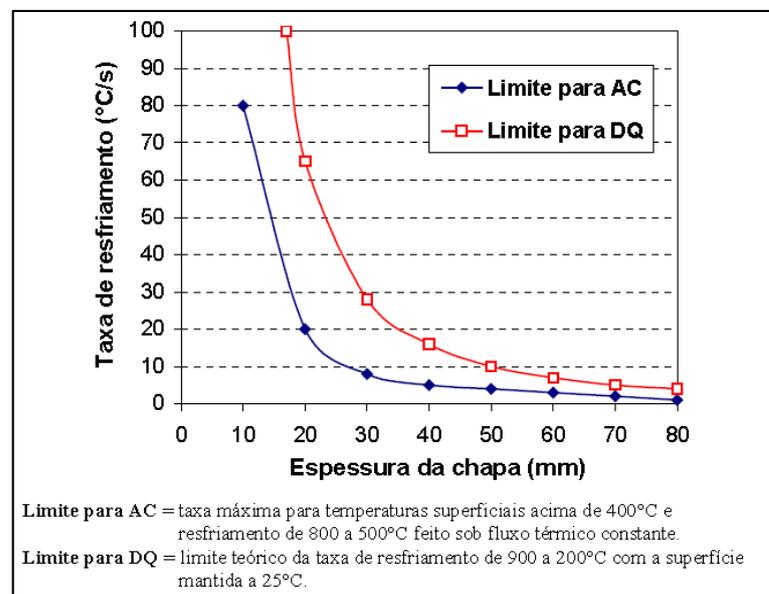


Figura 3.17 Máxima taxa de resfriamento para o resfriamento acelerado (AC) e para têmpera direta (DQ) em função da espessura da chapa<sup>(21)</sup>.

Além disso, é importante o entendimento do fenômeno de transferência de calor do laminado para o meio ambiente, pelo regime de convecção forçada com água, uma vez que a temperatura da chapa ao ser resfriada passa pelos diferentes regimes de extração de calor. Se a temperatura superficial variar localmente, a taxa de extração de calor pode mudar substancialmente, trazendo problemas de forma e planicidade do laminado.

Na figura 3.18, é apresentada esquematicamente a curva de ebulição em água de uma chapa aquecida. Esta curva pode variar em função de fatores como as características de superfície e a vazão de água utilizada. Usualmente, esta curva é dividida em quatro regiões de acordo com os fenômenos predominantes de extração de calor que acontecem no resfriamento acelerado de chapas grossas<sup>(17,22,23)</sup>.

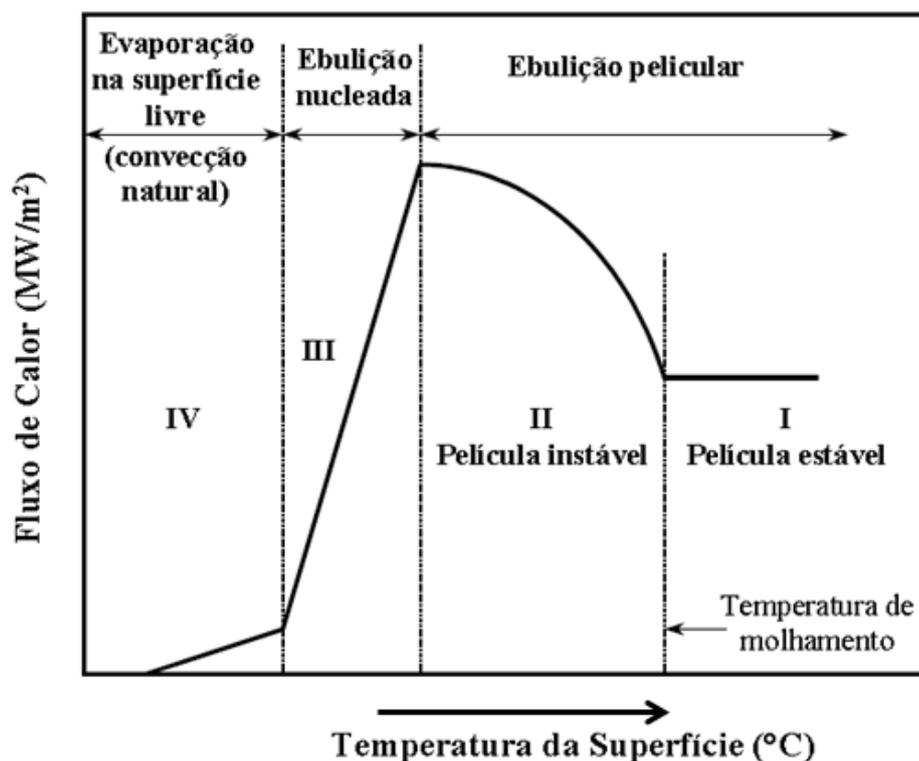


Figura 3.18 Representação esquemática da curva de ebulição da água sobre a superfície de uma chapa aquecida<sup>(22)</sup>.

### **a) Regime de ebulição em película estável**

Durante o resfriamento, quando a temperatura da superfície do laminado encontra-se acima da temperatura de molhamento, temperatura de transição, um filme de vapor estável forma-se sobre a superfície da chapa. Neste caso a transferência de calor ocorre por convecção com este filme, tornando o fluxo térmico baixo em relação à região seguinte<sup>(23)</sup>.

### **b) Regime de ebulição instável**

Quando a temperatura da superfície da chapa é resfriada abaixo da temperatura de molhamento, ocorre a instabilidade do filme de vapor, fazendo com que na superfície da chapa existam áreas com presença ainda deste filme e áreas onde ocorre o contato direto da água com a chapa. Nestas áreas onde o contato da água acontece com a chapa, a tendência é um superaquecimento da água ocorrendo evaporação, formando bolhas que reagem de duas formas: transportam o calor latente da evaporação e aumentam a transferência de calor por convecção devido à agitação que ocorre com a água. Este mecanismo é chamado de ebulição nucleada. Sendo assim, neste regime acontece o regime de ebulição em película e a ebulição nucleada, que aumenta muito o fluxo de calor. Isto provoca diferenças de temperatura em várias regiões da chapa<sup>(22)</sup>.

### **c) Regime de ebulição nucleada**

Ao final da formação dos filmes de vapor sobre a superfície da chapa, o mecanismo de transferência de calor passa a ser apenas pela ebulição nucleada. O fluxo máximo de extração de calor acontece ao final da formação do filme de vapor. Neste ponto ocorre a maior formação de bolhas e, com a redução da temperatura da superfície da chapa, o fluxo de calor vai também reduzindo<sup>(22)</sup>.

### d) Regime de convecção

Com a redução da temperatura da superfície da chapa é interrompida a formação das bolhas. Neste regime a transferência de calor ocorre por convecção natural<sup>(23)</sup> e o fluxo de calor é mínimo.

A figura 3.19 mostra a ocorrência dos três regimes iniciais, onde pode ser observada a formação de um filme estável de vapor a temperaturas mais altas, e o início do molhamento da chapa de forma gradual até que ocorra a ebulição nucleada.

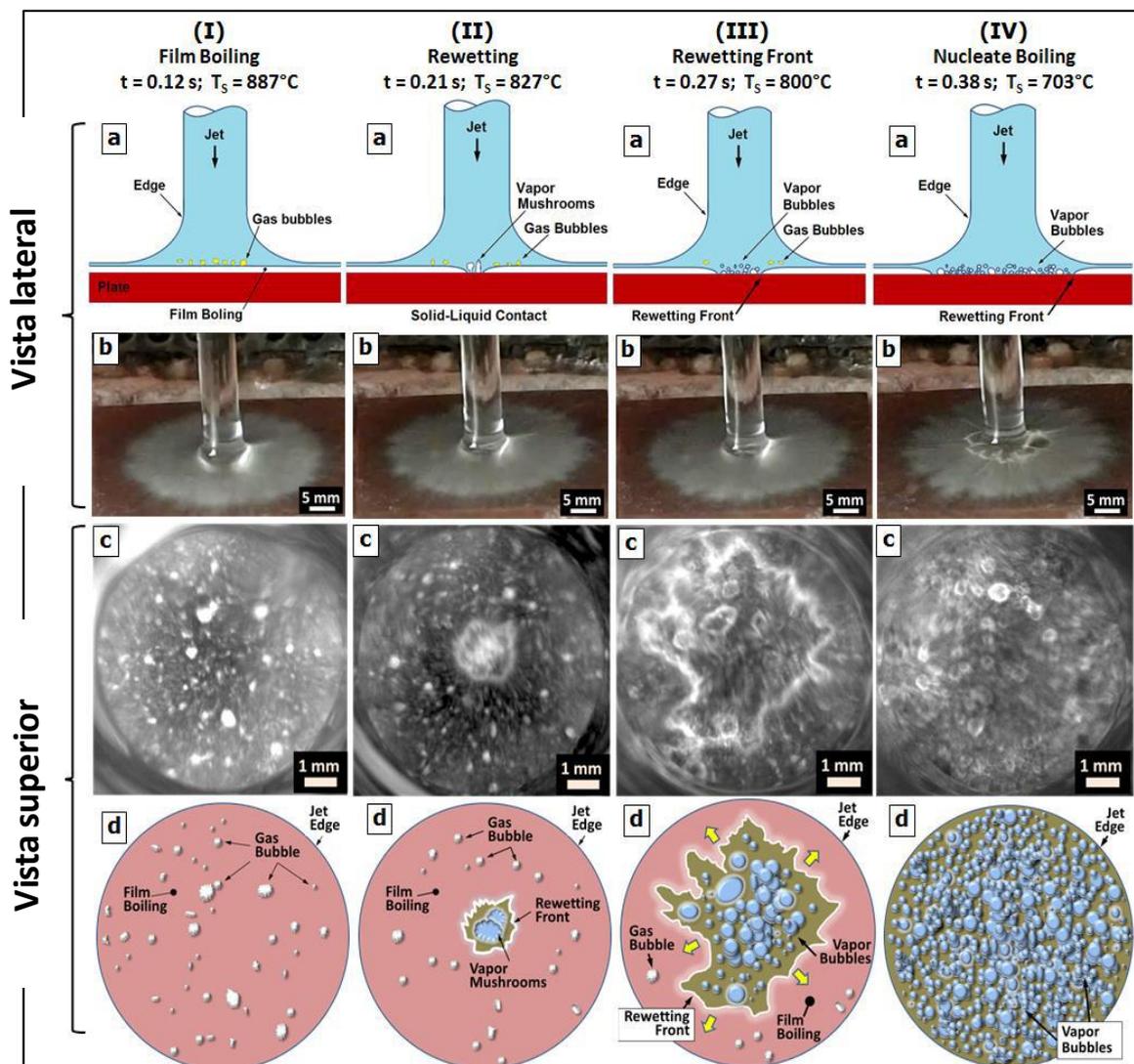


Figura 3.19 Evolução dos estágios de transferência de calor entre água e uma chapa aquecida<sup>(23)</sup>.

### 3.10 Transformação de Fase e Tensões Residuais no Resfriamento Acelerado

Os problemas de planicidade de chapas processadas TMCP estão associados às diferenças de taxas de resfriamento que, por sua vez, causam transformação de fase em momentos diferentes, resultando em tensões residuais. Portanto, o trinômio resfriamento-transformação de fase-tensões residuais deve ser analisado para o entendimento dos problemas de forma e planicidade. Aspectos do resfriamento foram vistos no item anterior.

Com relação à transformação de fases, os diagramas TRC são extremamente úteis para determinar quais as microestruturas que são obtidas a partir de uma composição química, variando-se a taxa de resfriamento. Eles são obtidos pela austenitização seguida do resfriamento em taxa constante até a temperatura ambiente do corpo de prova, variando-se esta taxa. Através da análise da microestrutura final e das curvas dilatométricas é possível determinar as fases presentes e suas porcentagens.

A figura 3.20 mostra um exemplo de diagrama TRC, indicando diferentes possibilidades de obtenção de microestrutura em função da taxa de resfriamento. Além das fases formadas, o diagrama pode indicar seus percentuais e a dureza resultante da microestrutura.

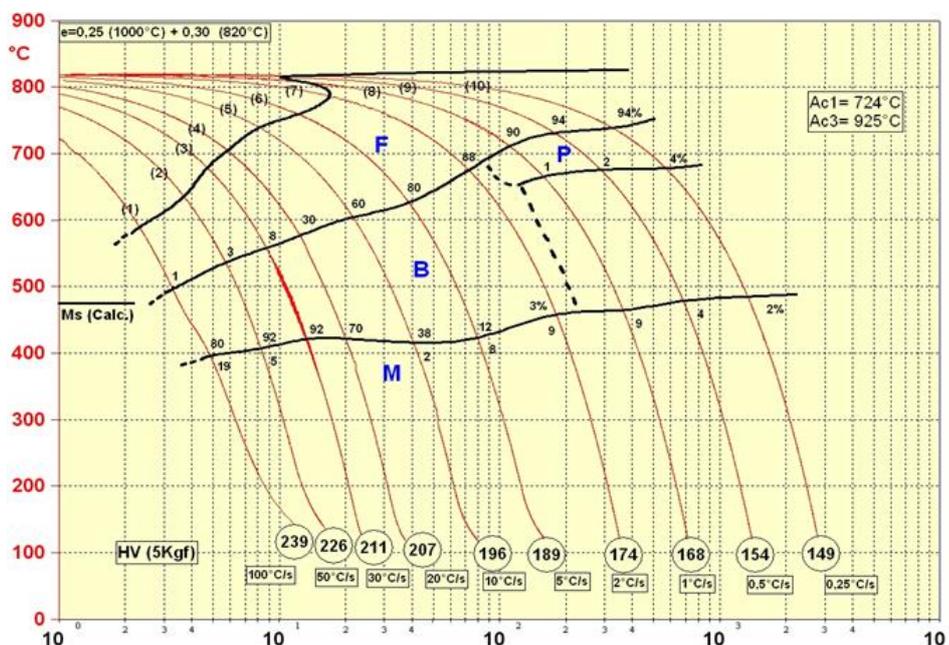


Figura 3.20 Diagrama TRC para um aço contendo 0,044% C, 1,35% Mn, 0,35% Si, 0,012% P, 0,001% S com adição de Nb, Ni, Ti, Cr, Mo e V (fonte Usiminas).

A taxa de resfriamento aplicada altera a microestrutura e a dureza obtidas, conforme figura 3.21, que se refere às condições amostradas anteriormente do diagrama TRC da figura 3.20.

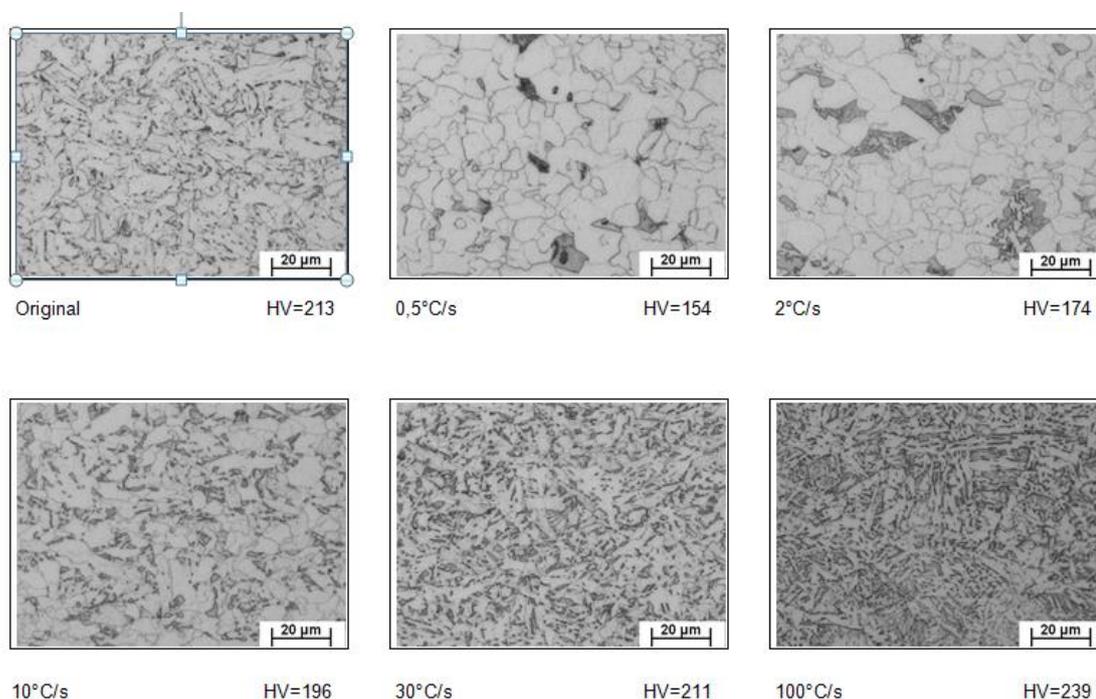


Figura 3.21 Microestrutura e dureza representativa das diferentes condições de resfriamento utilizadas ilustrando o efeito da taxa de resfriamento.

Como existem variações dimensionais, expansão ou contração, relativas à transformação de fase, são geradas tensões residuais durante o resfriamento, especialmente se ocorrer variação local de temperatura nesse processo<sup>(24)</sup>, visto que a expansão dimensional devido à diferentes microestruturas formadas em diferentes instantes de tempo apresentam respostas diferentes durante o resfriamento<sup>(25)</sup>. O controle destas tensões durante um processo de resfriamento acelerado em escala industrial apresenta alta dificuldade em função de inúmeras variáveis externas aos parâmetros de resfriamento acelerado.

Deve-se frisar que a geração de tensões residuais não é exclusividade do resfriamento acelerado. Na verdade, como este processo de fabricação de aços API deve ser visto como um conjunto de esforços desde a fabricação da placa, passando pelo reaquecimento e pelo laminador, todas as fontes de geração de heterogeneidades devem ser consideradas.

Durante o reaquecimento há o crescimento dos grãos e a dissolução de microligantes. Um aquecimento irregular, ou em temperatura e tempo inadequados, pode provocar a variação da microestrutura da placa o que refletirá em uma variação no produto, podendo provocar problemas também relacionados à planicidade do material. Também se sabe que no resfriamento ao ar, tensões são induzidas na superfície do laminado, entretanto, as tensões induzidas pelo resfriamento a água são muito maiores, podendo causar forças compressivas ou trativas em função do modo como é utilizado o resfriamento, o que implicará em materiais com planicidade também inadequada. O controle de diferença de temperatura entre as faces inferior e superior do laminado, e entre regiões diferentes da superfície do laminado, é essencial para o controle da planicidade da chapa<sup>(7)</sup>.

### **3.11 Dilatometria**

O grande rigor nos requisitos de propriedades mecânicas não permite que sejam feitos grandes ajustes na condição de resfriamento para correção de planicidade sem que isto afete a tenacidade e a resistência mecânica do produto. Assim o pesquisador deve determinar o seu limite experimental primeiro com base na garantia da correta microestrutura final pretendida. Para diferentes composições químicas e taxas de resfriamento, podem ser obtidas várias microestruturas ao final do resfriamento. Conhecer este comportamento é essencial para desenvolvimento do trabalho. A determinação do diagrama TRC é parte integrante do trabalho. O processo é feito através de ensaios no equipamento dilatômetro (figuras 3.22 e 3.23).

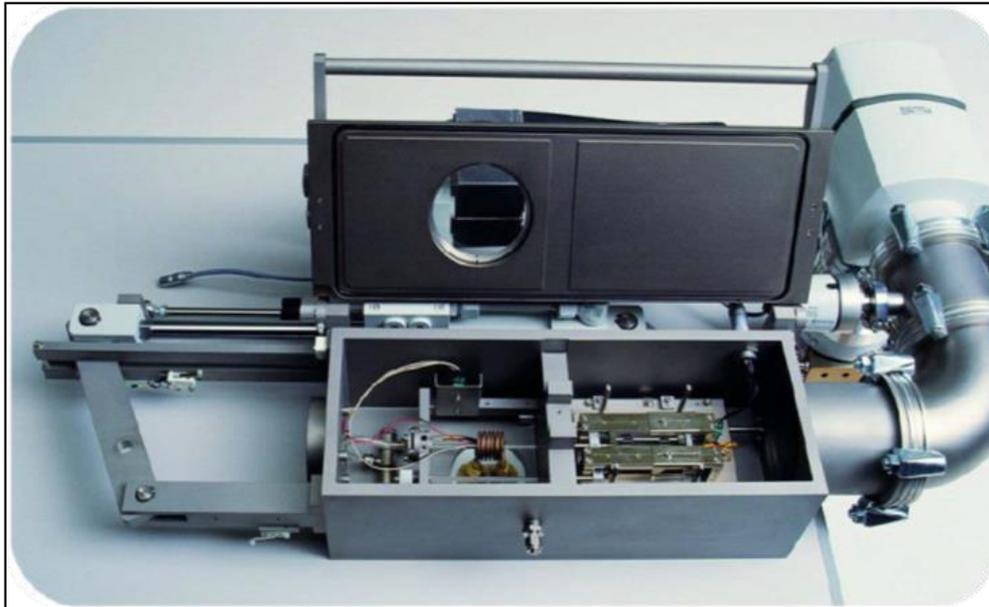


Figura 3.22 Dilatômetro modelo Bähr DIL805

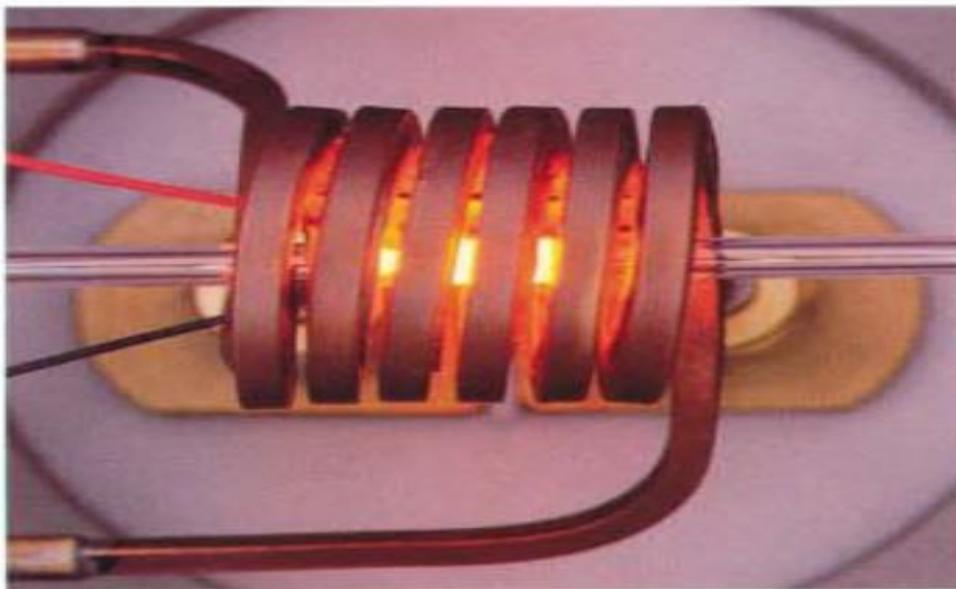


Figura 3.23 Bobina de indução do Dilatômetro modelo Bähr DIL805 imagem ampliada do corpo de prova aquecido.

A dilatometria se tornou uma ferramenta essencial e poderosa para estudo de transformação de fases dos sólidos, em especial dos metais. Através do dilatômetro são monitoradas em tempo real as mudanças dimensionais que ocorrem em função da aplicação de um determinado ciclo térmico. A técnica consiste na medição das variações dimensionais do corpo de prova em ciclos térmicos, sendo que um conhecimento prévio das faixas prováveis de transformação de fase do material é importante para determinar qual o ciclo térmico adequado a ser aplicado. A alta

precisão obtida nesta medição permite que sejam feitas análises de alta qualidade sobre as temperaturas de transformação<sup>(26,27)</sup>.

O funcionamento do dilatômetro é descrito a seguir:

- É feita a alimentação de uma bobina por uma fonte de alta frequência, provocando o aquecimento do corpo de prova através de indução. Durante o resfriamento, em função da taxa de resfriamento visada, pode-se utilizar ar, ou gás (N, Ar ou He).
- As variações que ocorrem no comprimento do corpo de prova são medidas por varetas de quartzo, ligadas a um transformador diferencial variável linear (LVDT).

### **3.12 Ensaio de Tenacidade dos Aços – Charpy**

O ensaio de *Charpy* foi desenvolvido para medir energia de impacto, também denominada tenacidade ao impacto. No corpo de prova é feito um entalhe em forma de “V”. A ilustração do ensaio é mostrada na figura 3.24<sup>(28)</sup>. A carga é aplicada como um impacto instantâneo, transmitida através de um martelo acoplado a um pêndulo balanceado, que parte de uma altura fixa predeterminada. O martelo atinge o corpo de prova na posição do entalhe onde há um ponto de concentração de tensões. O pêndulo continua sua trajetória até atingir uma altura menor que a altura inicial, o que permite calcular a energia absorvida em função da diferença da altura inicial para a altura final. Uma das principais funções do ensaio de *Charpy* é determinar se o material apresenta uma transição dúctil frágil quando a temperatura é reduzida. Acontecendo isto, pode-se determinar em que faixa de temperatura acontece esta transição. A aparência da superfície de falha é o indicativo da natureza da fratura. Para a fratura dúctil, a superfície apresentará como fibrosa ou opaca, já a característica de fragilidade é apresentada com textura granular brilhosa. A figura 3.25 mostra fotografias do aspecto da fratura em corpos de prova ensaiados com várias temperaturas, desde 79°C até – 59°C<sup>(28)</sup>.

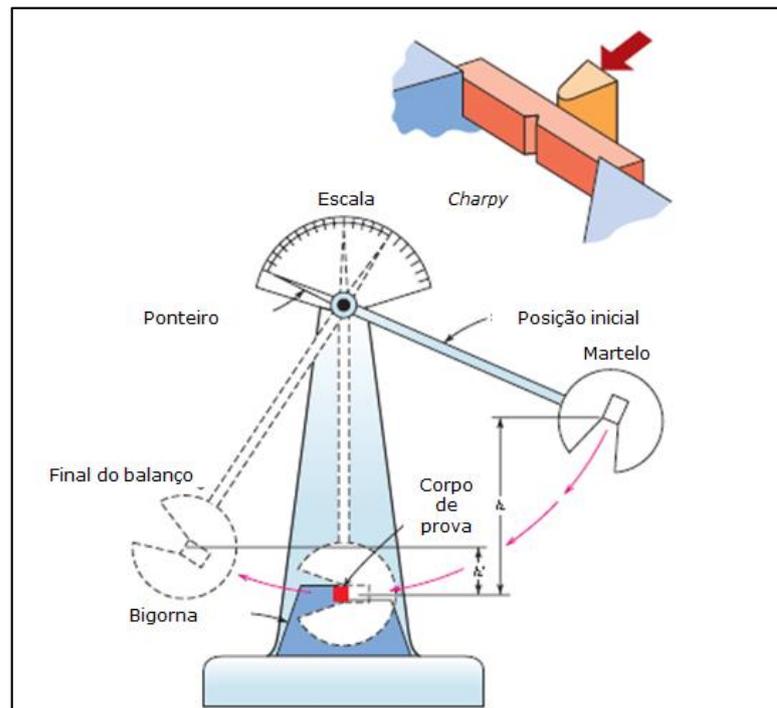


Figura 3.24 Representação esquemática de um ensaio de Charpy<sup>(28)</sup>.

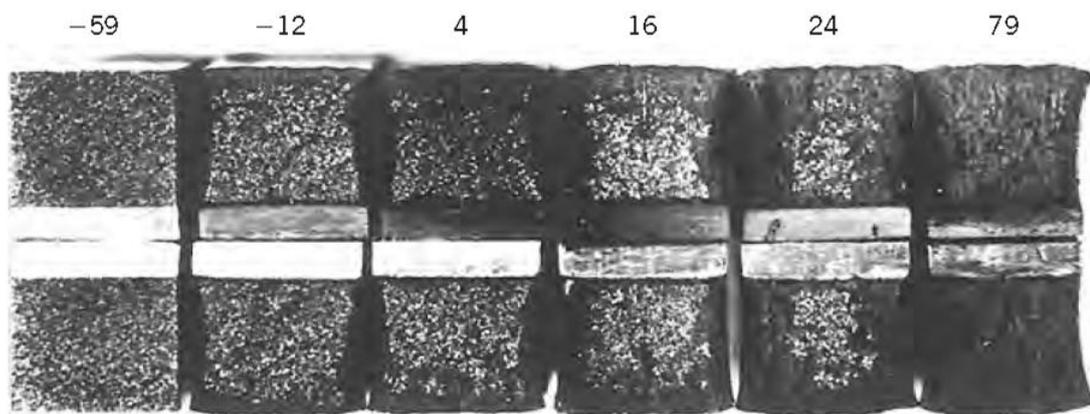


Figura 3.25 Fotografia de superfícies de fratura de copos de prova de Charpy com variação da temperatura de ensaio em °C<sup>(28)</sup>.

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Material Utilizado

Foram utilizadas na produção industrial 12 placas do material API-5L-X70-PSL2 provenientes de 3 corridas produzidas na aciaria da usina de Ipatinga da Usiminas. As placas possuíam espessura de aproximadamente 252 mm. Os valores de composição química obtidos nas corridas apresentaram valores muito próximos entre si e atenderam a norma de fabricação API 5L conforme tabela 4.1.

Tabela 4.1 Composição química do aço estudado conforme norma API 5L (% em massa)<sup>(29)</sup>.

C	Si	Mn	P	Nb +V +Ti
≤ 0.12	≤ 0.45	≤ 1.70	≤ 0.025	≤ 0.15

As chapas possuíam dimensões nominais de 25 x 1511 x 12450 mm (espessura x largura x comprimento). Este material tem requisitos de resistência mecânica elevados aliados a requisitos de alta tenacidade. São chapas utilizadas para fabricação de tubos para transporte de óleo e/ou gás, em muitas ocasiões, em condições extremas do ponto de vista de aplicação. As placas foram identificadas sequencialmente com números de 001 a 012.

### 4.2 Construção do Diagrama de Transformação no Resfriamento Contínuo (TRC)

Trinta corpos de prova (CPs) cilíndricos de 10 mm de comprimento por 4 mm de diâmetro foram confeccionados a partir de uma amostra de chapa.

Os ensaios por dilatométrica foram realizados no dilatômetro Bähr Dil 805D, no módulo sem deformação. Os CPs foram aquecidos a 5°C/s até 900°C, mantidos nesta temperatura por 30 s visando completa austenitização e homogeneização térmica, e resfriados em taxa constante entre 0,5°C/s e 100°C/s. Ensaios preliminares haviam mostrado que o aço completa sua austenitização por volta de 890°C. Os pontos de início e final de transformação de cada fase/constituente foram determinados pela análise da curva de dilatométrica no resfriamento juntamente com o exame da microestrutura por microscopia ótica e por MEV, esta na seção longitudinal do CP

passando pelo diâmetro. Também foi determinada a dureza média HV com carga de 3 kgf em cada CP.

### 4.3 Simulações do Resfriamento

Para determinação das estratégias de processamento foi utilizado o simulador de evolução térmica desenvolvido pelo Centro de Pesquisa da Usiminas<sup>(30)</sup>. Assim foram determinadas as cinco condições que foram testadas em simulação física de laboratório e posteriormente replicadas em condições industriais.

A figura 4.1 mostra a tela principal do simulador de evolução térmica utilizado na simulação do resfriamento.

**Dados do processo**

Entrada manual  Modelos anteriores

Temp. acabamento FM (°C) 0 clique para novo perfil

Rotação último passe (rpm) 80

Espessura laminado (mm) 0,00

Largura laminado (mm) 0

Comprimento laminado (mm) 0

Vel. laminado FM p/ HL (m/min) 0,0

Temp. entrada HL (°C) 0

Temp. início resfriamento (°C) 0

Temp. final resfriamento (°C) 0

Velocidade saída do CLC (m/min) 0

Temp. água superfície sup. (°C) 0

Temp. água superfície inf. (°C) 0

Correção aceleração CLC (Delta) 0,00

Cál. temp. média  Sent. último passe

NSC  Usiminas  Forno  CLC

**Tipos de simulação**

Direta SPI  Direta CR Number  Inversa

Usina Usiminas Ipatinga Qualidade APIX-70-PSL2 Quant.: 3001

**Composição química**

C	0,00	0,120 ~ 0,140 (%)	Cu	0,00	0,000 ~ 0,050 (%)
Mn	0,00	1,400 ~ 1,500 (%)	Mg	0,00	0,100 ~ 0,200 (%)
Si	0,00	0,200 ~ 0,300 (%)	N	0,0000	0,000 ~ 0,008 (%)
P	0,0000	0,000 ~ 0,020 (%)	Nb	0,000	0,000 ~ 0,008 (%)
S	0,0000	0,000 ~ 0,005 (%)	Ni	0,00	0,000 ~ 0,050 (%)
Al	0,000	0,020 ~ 0,050 (%)	Ti	0,000	0,010 ~ 0,020 (%)
Cr	0,00	0,200 ~ 0,300 (%)	V	0,000	0,030 ~ 0,045 (%)
B	0,0000	0,001 ~ 0,003 (%)			

Faixa esp.: 12,00 ~ 76,20

**Oscilação (m/min)**

Velocidade oscil. 0

Definida pelo modelo  Imposta

**Direta SPI - Desenvolvimento**

**Qualidade do SPI** Aplicação

API

**Faixa espessura (mm)**

25 Temperaturas (°C): Entrada CLC Saída CLC

685~710 610~660

**Comentários**

Escreva aqui seu comentário.

**Densidades (m3/m2/min) e razão**

	Coef. alfa / CLC number					
Faixa dens. inf. padrão	Zona 1	Zona 2	Zona 3	Zona 4	Zona 5	Zona 6
	0,25-0,35	0,25-0,35	0,25-0,35	0,00	0,00	0,00
Dens. inf.	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Razão Inf/Sup	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Dens. sup.	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00

**Projeto de Linha**

USINA | IPATINGA - situação ATUAL - 1 laminado

**Modo de simulação**

A partir do laminador  A partir do CLC

**Método solução**

MVF  MDF

**Cálculo Microestrutura**

Não  Sim  Modelo teórico

Diagrama de linha com pontos CLC, HL, FM e ponto de referência de parada.

Figura 4.1 Tela do simulador de resfriamento acelerado, CLC.

As cinco estratégias são resumidas na tabela 4.2. As estratégias foram chamadas de E1, E2, E3, E4 e E5. O equipamento de resfriamento acelerado possui seis zonas de controle. As cinco estratégias previamente definidas levaram em consideração uma variação da intensidade do uso do resfriamento acelerado no início do resfriamento e no fim do resfriamento. Observa-se também, que a estratégia E5, utilizou uma

temperatura de acabamento mais alta do que as demais estratégias. O objetivo foi ter uma condição em que o resfriamento forçado fosse iniciado ainda no campo austenítico, diferente das outras estratégias em que o resfriamento acelerado foi iniciado no campo bifásico.

Tabela 4.2 Temperaturas ( $^{\circ}\text{C}$ ) e intensidade de resfriamento usado para a simulação. TD: Temperatura de desenformamento;  $T_A$ : Temperatura de Acabamento; TIR: Temperatura Inicial de Resfriamento; TFR: Temperatura Final de Resfriamento.

Estratégia	TD	$T_A$	TIR	TFR	Intensidade do resfriamento	
					Início	Fim
E1	>1150	<760	<730	<500	Baixa	Alta
E2	>1150	<760	<730	<500	Moderada	Moderada
E3	>1150	<760	<730	<500	Alta	Baixa
E4	>1150	<760	<730	<500	Alta	-
E5	>1150	>800	>780	<450	Alta	Alta

#### 4.4 Ensaios de Dilatometria em Condições Simuladas de Processo

O diagrama TRC é útil para entender as transformações do aço e as fases formadas após resfriamento contínuo, porém ele considera taxa constante de resfriamento desde o campo austenítico até a temperatura ambiente. No processo industrial, o resfriamento acelerado ocorre em faixa relativamente estreita, sendo que antes de seu início e após o seu final o resfriamento é ao ar, com taxa relativamente baixa.

Portanto, foram realizados ensaios por dilatometria com deformação em condições similares ao processo industrial. O objetivo foi verificar a possibilidade de alterar a estratégia de resfriamento acelerado, visando melhorar a planicidade, sem comprometer as propriedades de tração da chapa.

Os ensaios por dilatometria foram realizados com o módulo de deformação do dilatômetro Bähr Dil 805D. O ciclo termomecânico aplicado é mostrado na figura 4.2 e os valores das variáveis indicadas são dados na tabela 4.3. A aplicação de duas deformações na temperatura de acabamento visando condicionar a austenita seguiu a conclusão de Manohar<sup>(31)</sup>, que mostrou a conveniência de usar duas deformações menores ao invés de somente uma deformação elevada. A taxa de resfriamento no CLC foi obtida dos resultados da simulação com as condições da tabela 4.3. Foram

realizados ensaios aplicando-se as cinco estratégias da tabela 4.2, mais três variantes delas, indicadas em E3 mod, E3 mod2 e E3 mod3.

O objetivo dos ensaios foi avaliar a microestrutura e a dureza final resultantes de diferentes estratégias de resfriamento da chapa. A microestrutura inicial da chapa seria uma mistura de austenita e ferrita encruadas, exceto para a estratégia E5, que seria totalmente austenita deformada. Adicionalmente, foram realizados ensaios no dilatômetro, com o mesmo módulo de deformação, porém sem a aplicação das deformações na temperatura de acabamento. Em tais ensaios foram repetidos os ciclos térmicos das estratégias E1, E2 e E3 da tabela 4.3, eliminando-se as deformações e mantendo-se a temperatura  $T_A$  durante o tempo de 7 s.

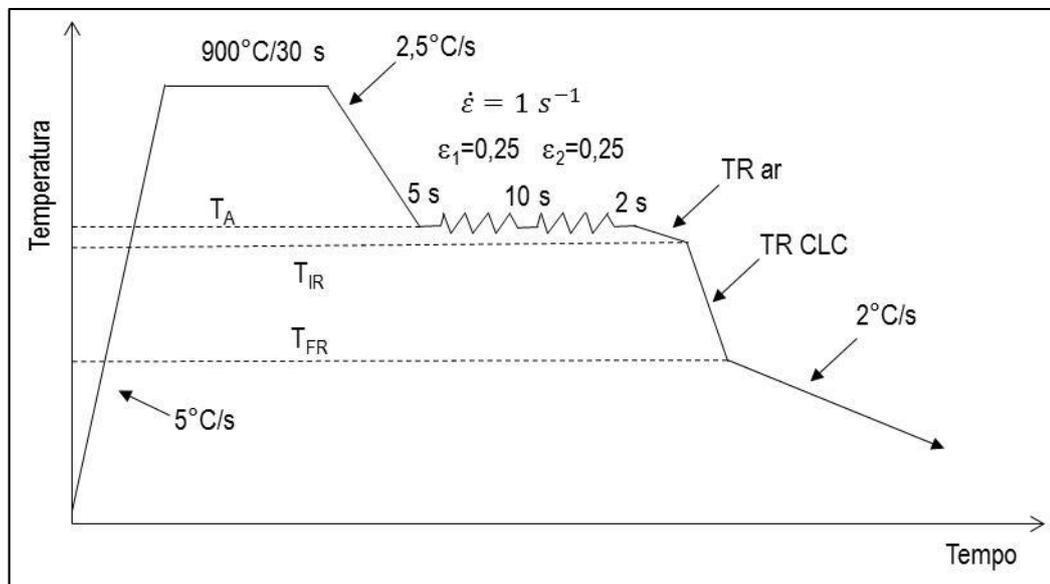


Figura 4.2 Ciclo termomecânico aplicado nos ensaios de dilatométrica com deformação.

Tabela 4.3 Valores dos parâmetros dos ensaios de dilatométrica com deformação indicados na tabela 4.2 Na estratégia E3 mod2, o CP foi resfriado de 720°C a 580°C a 46°C/s e daí até 430°C a 26°C/s.

<b>Estratégia</b>	<b>T<sub>A</sub> (°C)</b>	<b>T<sub>IR</sub> (°C)</b>	<b>T<sub>RF</sub> (°C)</b>	<b>TR ar (°C/s)</b>	<b>TR CLC (°C/s)</b>
E1	<760	<730	<500	0.5	<40
E2	<760	<730	<450	0.5	<40
E3	<760	<730	<450	0.5	>40
E4	<760	<730	<500	0.5	>40
E3 mod	<760	<730	<500	0.5	<40
E3 mod2	<760	<730	<500	0.5	>40/<30
E3 mod3	<760	<730	<500	0.5	>50
E5	>800	>780	<450	0.5	<45

Adicionalmente, foi realizado um ensaio com um ciclo termomecânico propiciando condições de condicionamento da austenita, típico do processo industrial, ou seja, encharque em condições típicas de solubilização dos precipitados de Nb, seguido da aplicação de deformações em temperaturas onde ocorre a recristalização da austenita, seguida do resfriamento lento por um tempo suficiente para ocorrer a precipitação de Nb, e aplicação final de uma deformação em temperatura na região de não recristalização. Posteriormente, o resfriamento foi realizado seguindo o mesmo ciclo para o ensaio sem condicionamento da austenita.

Na figura 4.3 é mostrado o ciclo termomecânico empregado nesse ensaio. Foi aplicada somente uma deformação na temperatura de 885°C, em vez de duas no ciclo da figura 4.2, para que a geometria do CP não ficasse demasiadamente heterogênea.

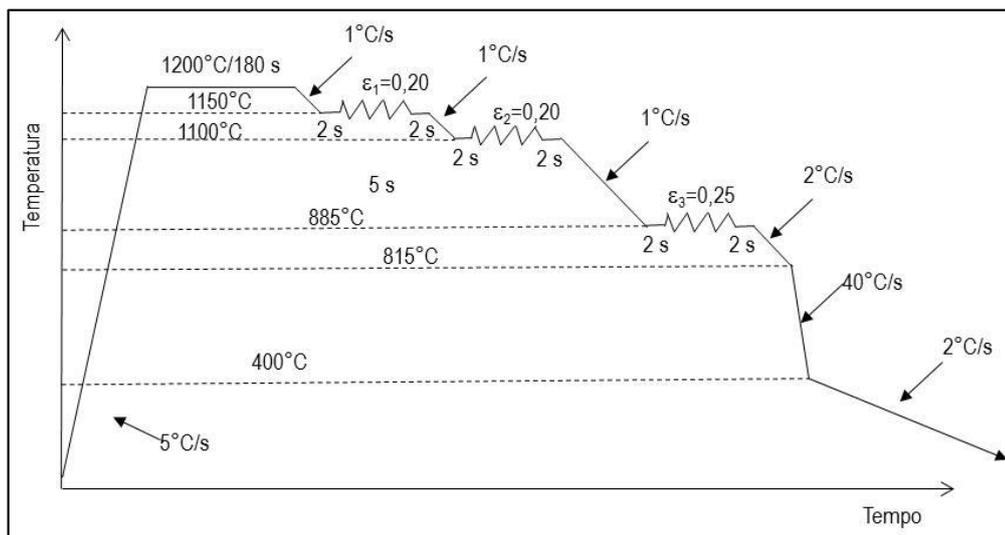


Figura 4.3 Ciclo termomecânico aplicado no ensaio por dilatométrica simulando a condição E5 na tabela 4.3, porém com condicionamento prévio da austenita.

Os CPs ensaiados foram seccionados longitudinalmente pelo diâmetro para observação da microestrutura por microscopia ótica e por MEV, após preparação metalográfica padrão e ataque com reagente nital 4%, para análise da microestrutura. Também foi determinada a dureza HV 3kgf.

#### 4.5 Processamento Industrial

Uma vez que as simulações obtidas de dureza e microestrutura obtidas no ensaio por dilatométrica foram promissoras quanto à utilização de diferentes estratégias de resfriamento para atendimento das propriedades mecânicas do aço APIX70, foram realizadas experiências industriais.

##### a) Enfornamento e aquecimento das placas

As doze placas foram enfornadas e reaquecidas em forno contínuo de viga móvel mostrado nas figuras 4.4 e 4.5 até atingir temperatura superior a 1150°C e tempo de permanência superior a 240 min.



Figura 4.4 Etapa de enforamento de placas.



Figura 4.5 Etapa de desenforamento de placas.

A fase de reaquecimento de placas deve levar em consideração a temperatura de solubilização dos carbonitretos dos elementos microligantes. Para aços microligados com Nb a temperatura mínima de reaquecimento é determinada pelos teores de Nb e C. Para calcular esta temperatura de solubilização do Nb foi utilizada a equação de Irvine mostrada na equação 4.1<sup>(32)</sup>. Com o aquecimento acima da temperatura de solubilização, é obtida uma solubilização completa dos carbonitretos de microligantes, que precipitarão nas discordâncias durante e também após o processo termomecânico seguinte<sup>(33)</sup>. Com isso há um retardo da recristalização da austenita, contribuindo para uma estrutura mais refinada<sup>(33)</sup>.

$$T_s \geq \frac{6770}{2,26 - \{\log[Nb][C+12N/14]\}} \quad (4.1)$$

### b) Laminação das placas enforadas

A laminação foi feita em um laminador reversível conforme já visto na revisão bibliográfica, em dois estágios, sendo o primeiro estágio na região de recristalização da austenita, reduzindo a espessura da placa até uma espessura em torno de 4 a 6 vezes a espessura de produto. Na sequência, o material foi resfriado ao ar em mesas de rolos, conforme mostrado na figura 4.6, até que a temperatura do esboço fosse menor que a  $T_{nr}$ , que foi estimada pela equação de Boratto<sup>(34)</sup>, equação (4.2). Após atingir a temperatura adequada, o material foi laminado por sucessivos passes com redução, até atingir espessura de produto, com temperatura final de laminação para as estratégias E1 a E4 na região bifásica e para a estratégia E5 na região austenítica.

$$T_{nr}(^{\circ}C) = 897 + 464.C + (6445.Nb - 644.\sqrt{Nb}) + (732.V - 230.\sqrt{V}) + 890.Ti + 363.Al - 357.Si \quad (4.2)$$



Figura 4.6 Resfriamento do material para segundo estágio de laminação.

### c) Resfriamento acelerado das chapas laminadas

Com base nas simulações anteriores, foram testadas as cinco condições de resfriamento. As estratégias E1 a E4 tiveram início de resfriamento com temperatura na região bifásica e a estratégia E5 na região austenítica. Os aços antes do processo de resfriamento acelerado foram desempenados em uma desempenadeira a quente conforme mostrado na imagem da figura 4.7. Esta operação tem como objetivo melhorar a planicidade antes do resfriamento para melhorar a condição de homogeneidade do resfriamento.



Figura 4.7 Desempenadeira a quente da Usiminas.

#### d) Inspeção das chapas processadas

Após resfriado ao ar, o laminado teve as bordas, topo e base aparados e foi dividido em chapas, para logo na sequência serem inspecionadas. A planicidade foi checada com a utilização de régua de alumínio e cunhas verificando a planicidade obtida. A figura 4.8 ilustra como foi esta atividade.



Figura 4.8 Medição de planicidade em chapas grossas com uso de régua e cunha.

## 4.6 Amostragem

Após o resfriamento acelerado, os materiais foram resfriados ao ar conforme figura 4.9. Foram retiradas três amostras para os diversos ensaios, conforme esquematicamente indicado na figura 4.10.

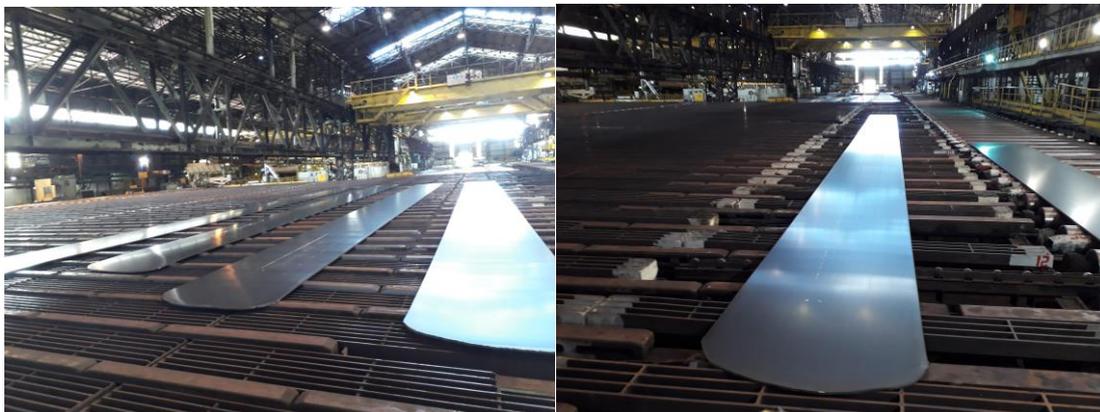


Figura 4.9 Material após o resfriamento acelerado.

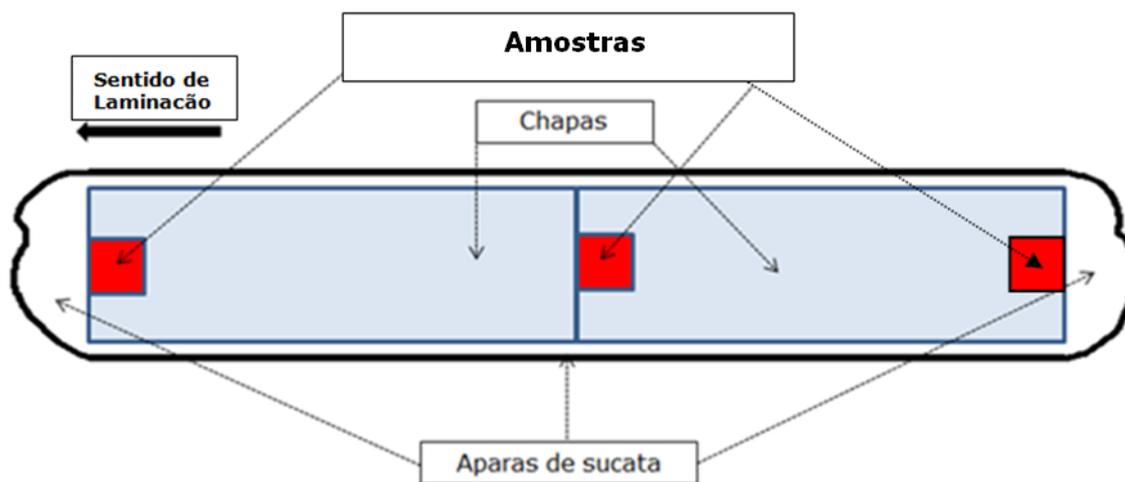


Figura 4.10 Representação esquemática dos locais de amostragem dos laminados submetidos à experiência industrial.

### a) Ensaio de tração das chapas industriais

Corpos de prova foram preparados e ensaiados para determinação das propriedades mecânicas de tração em temperatura ambiente na máquina de tração *Instron* de 1200 kN de capacidade, conforme a norma ASTM A370<sup>(35)</sup>. Neste ensaio foram determinados o limite de resistência, o de escoamento e o alongamento do material. Os corpos de prova serão confeccionados conforme croqui mostrado na figura 4.11.

Foram utilizados corpos-de-prova com secção retangular com largura igual a 38,1 mm e espessura igual à espessura do produto. A base de medida utilizada foi igual a 25,4 mm e o escoamento foi determinado à deformação de 0,5%, medida por extensômetro.

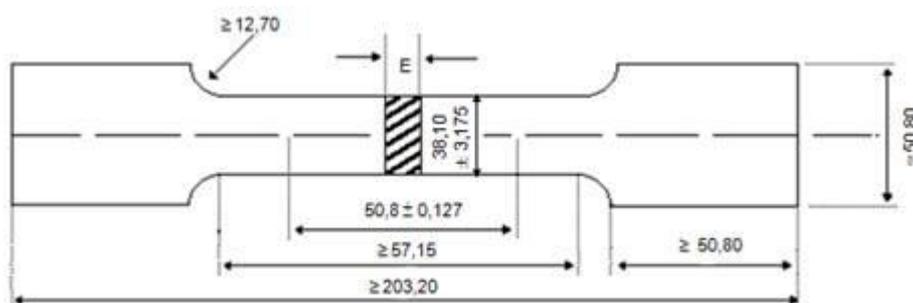


Figura 4.11 Esboço dos detalhes em mm do CP de tração conforme ASTM A-370<sup>(35)</sup>. E = espessura da chapa.

### b) Ensaio de Charpy

Também foram feitos testes de *Charpy* para determinação da tenacidade. O ensaio foi feito conforme a norma ASTM A370<sup>(35)</sup>. As dimensões dos corpos de prova são mostradas na figura 4.12. A energia foi determinada pelo ângulo final do cutelo e a fratura dúctil por meio de carta de comparação. Os corpos-de-prova foram retirados o mais próximo possível da superfície superior da chapa (aproximadamente 2 mm abaixo da superfície). A temperatura do ensaio foi a  $-20^{\circ}\text{C}$ .

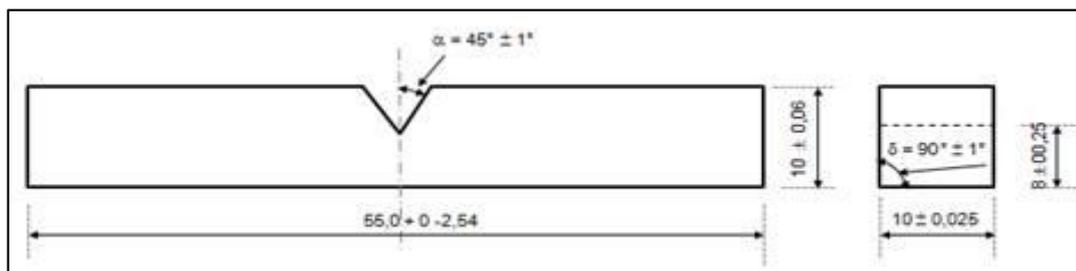


Figura 4.12 Dimensões do CP de Charpy conforme ASTM A-370<sup>(35)</sup>.

### c) Ensaio DWTT

Ensaio realizado conforme a norma API-RP-5L3 (2014), utilizando corpos-de-prova sem redução de espessura e com entalhe prensado. O percentual de fratura dúctil, quando diferente de 100%, foi determinado quantitativamente por meio de medidas realizadas na superfície fraturada e utilização de fórmulas sugeridas pela norma do ensaio e outras desenvolvidas e validadas internamente por meio de analisador de imagens.

### d) Ensaio de dureza

Foram realizados ensaios para determinação da dureza Vickers, conforme a norma NBR NM 6507, partes 1 e 2, com carga de 10 kgf (HV10). O resultado do ensaio representa a média de três medidas realizadas a 2 mm da superfície superior da chapa.

### e) Análise de microestrutura

Em amostras retiradas próximo as de ensaio de tração, foram também feitas análises de microestrutura com microscópio óptico e com microscópio eletrônico de varredura, além da análise da carepa presente no material após o resfriamento acelerado. As seções foram longitudinais à direção de laminação e preparadas por procedimentos padrão de metalografia. A microestrutura foi observada após ataque com reagente nital a 4%.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Diagrama TRC do Aço APIX70

Na figura 5.1 é mostrado o diagrama TRC obtido do aço em estudo. A microestrutura da chapa original foi constituída de ferrita e bainita bandeadas, com dureza de 192 HV. Se o aço em estudo for resfriado com taxas muito baixas de resfriamento, por exemplo,  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ , a microestrutura será constituída basicamente por ferrita e perlita bandeadas, com dureza baixa, de 152 HV. À medida que a taxa de resfriamento é aumentada a fração de perlita diminui, sendo totalmente eliminada em taxas acima de  $8^{\circ}\text{C/s}$ . Também, o bandeamento é reduzido, ficando totalmente eliminado em taxas a partir de  $20^{\circ}\text{C/s}$ . As frações de bainita e de martensita também aumentam com a taxa de resfriamento, em detrimento da ferrita. Todos estes aspectos são esperados de acordo com os princípios básicos de transformação de fase nos aços.

O diagrama TRC fornece informações da microestrutura e dureza do aço resfriado continuamente a partir da austenita recristalizada. Tais informações são relevantes para compreender seu comportamento, mas podem não representar a microestrutura do aço obtido no processo industrial, o que dependerá do tipo de aço e da etapa do processo termomecânico prévio. Interessante observar que a dureza de 192 HV da chapa original é atingida quando a taxa de resfriamento está entre  $20^{\circ}\text{C/s}$  e  $40^{\circ}\text{C/s}$ , ou seja, dentro da faixa usual utilizado no resfriamento acelerado. Porém, este valor pode ter sido mera coincidência, uma vez que as microestruturas são diferentes no processo industrial e no diagrama TRC.

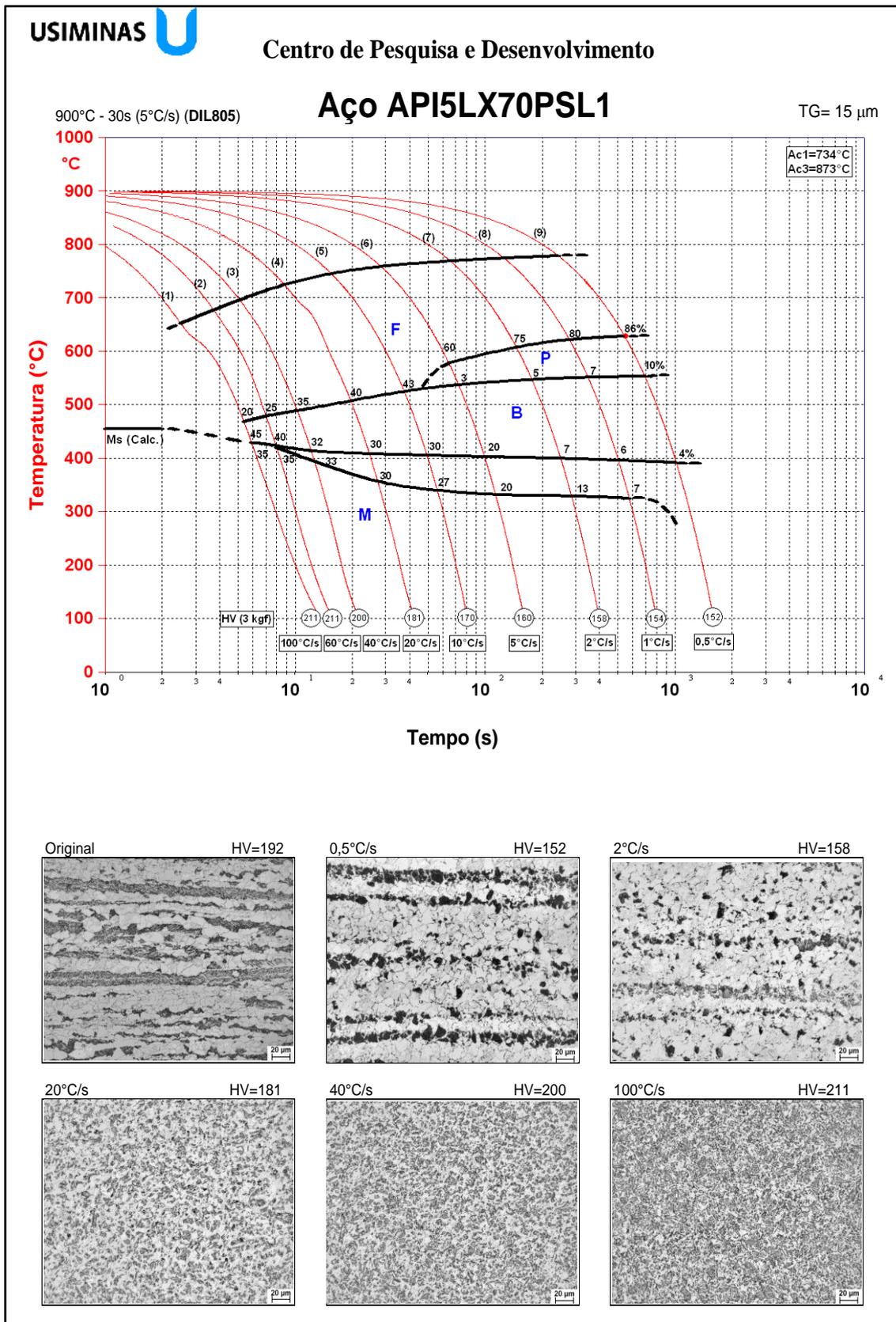


Figura 5.1 Diagrama TRC construído para o aço API5LX70 em estudo.

## 5.2 Simulação das Curvas de Resfriamento com Diferentes Estratégias

Foi considerado o aço API5LX70, de espessura 25,00 mm, sendo as temperaturas de processo e as vazões das zonas usadas como dados de entrada para simulação, tabela 4.2. Nota-se que a estratégia E1 usa resfriamento mais intenso ao final do processo. A estratégia E2 utiliza um resfriamento moderado enquanto as estratégias E3 e E4 utilizam um resfriamento mais intenso no início.

Observa-se ainda que a estratégia E5 considera o resfriamento da chapa enquanto a microestrutura é totalmente austenítica, portanto, difere significativamente das demais. As curvas de resfriamento geradas na simulação das cinco estratégias são mostradas na figura 5.2. A temperatura mostrada se refere à posição  $\frac{1}{4}$  da espessura da chapa.

O início do resfriamento forçado para as estratégias E1, E2, E3 e E4 iniciam com temperaturas na região bifásica, enquanto a estratégia E5 tem início de resfriamento acima da  $A_{r3}$ , ou seja, com a microestrutura totalmente austenítica.

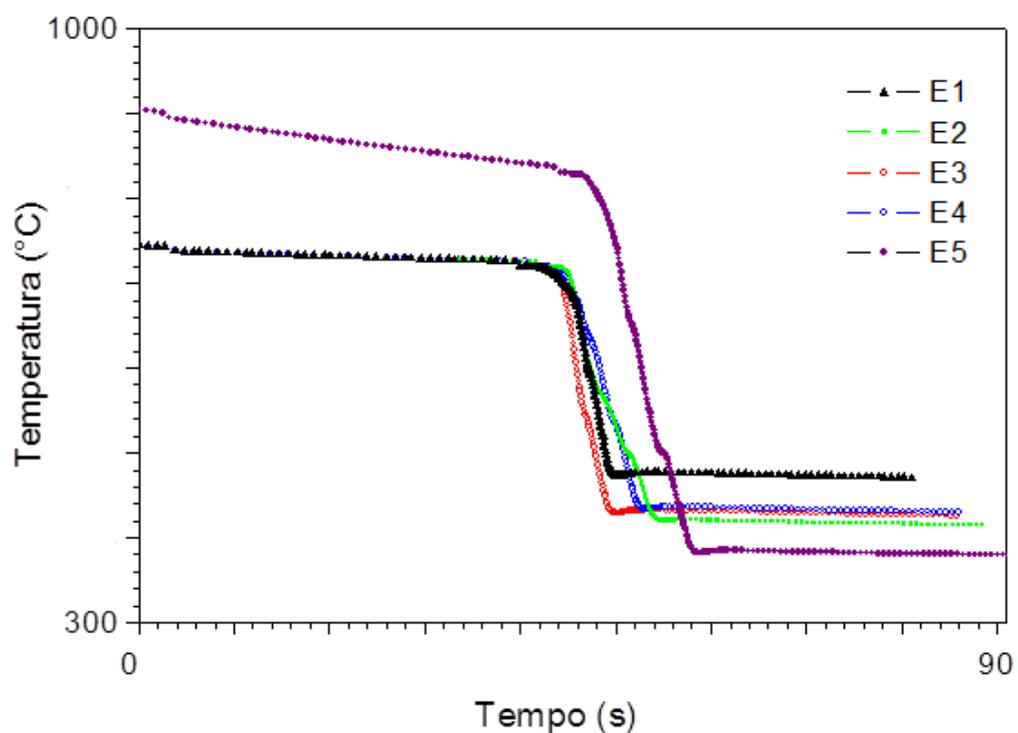


Figura 5.2 Curvas de resfriamento calculadas a  $\frac{1}{4}$  da espessura da chapa em diferentes estratégias de vazão de água nas zonas.

### 5.3 Microestrutura dos CPs Ensaados por Dilatometria

Os CPs ensaiados apresentaram considerável abaulamento e certo desvio do eixo longitudinal, como mostra a figura 5.3. Em decorrência, houve também heterogeneidade de deformação no plano longitudinal pelo diâmetro, onde foi analisada a microestrutura. Para efeito de registro e análise, foram tomadas fotografias a aproximadamente  $\frac{1}{4}$  do diâmetro do CP no meio do comprimento, que é o local de controle de temperatura.



Figura 5.3 Fotografia do CP após ensaio de dilatometria com deformação

Não se objetivou a análise detalhada da microestrutura dos CPs, uma vez que o foco foi a avaliação da dureza. Por isso, observações somente ao MO foram realizadas.

As figuras de 5.4 a 5.11 mostram fotografias da microestrutura obtida nos CPs ensaiados em todas as condições mostradas na tabela 4.3, lembrando que nas estratégias E1, E2 e E3, houve ensaios com e sem deformação na temperatura de acabamento.

Considerando-se os CPs ensaiados com deformação em temperatura de acabamento baixa, da estratégia E1 até a estratégia E4, tabela 4.3, não há diferença significativa da microestrutura, que foi constituída de ferrita com grãos deformados e um segundo constituinte, possivelmente uma mistura de bainita e martensita-austenita (MA). Durante a deformação a  $750^{\circ}\text{C}$ , que é abaixo da  $A_{r3}$  do material, parte da austenita já transformou em ferrita, portanto esta ferrita aparecerá deformada. A microestrutura está alinhada de acordo com a deformação imposta ao CP. Por outro lado, nos CPs

sem deformação, a microestrutura é constituída de ferrita poligonal, mais grossa que no CPs com deformação, e segundo constituinte que, além de bainita e MA, possui também perlita.

Por outro lado, o efeito das diferentes estratégias de resfriamento na microestrutura não fica claro com a observação somente ao MO.

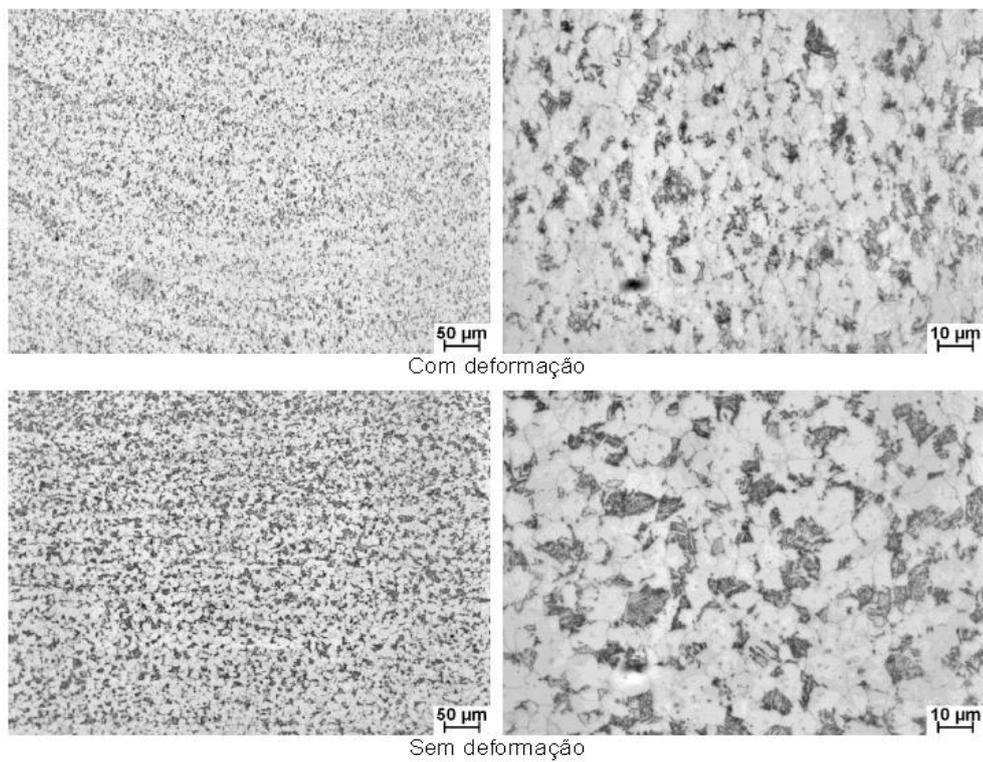


Figura 5.4 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E1 de resfriamento.

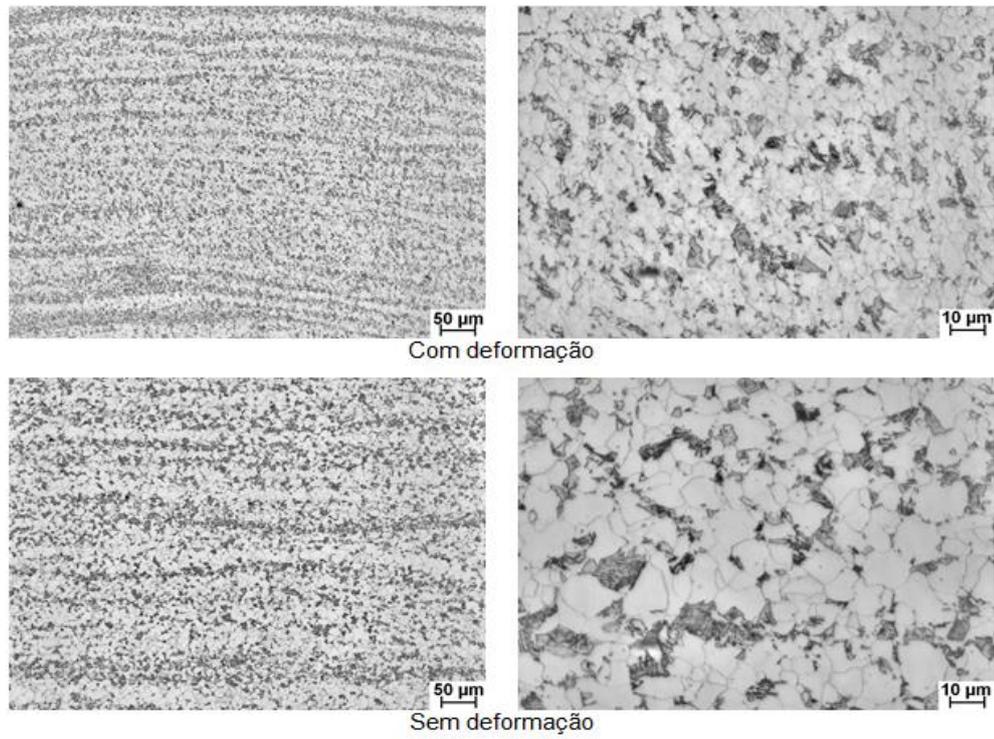


Figura 5.5 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E2 de resfriamento.

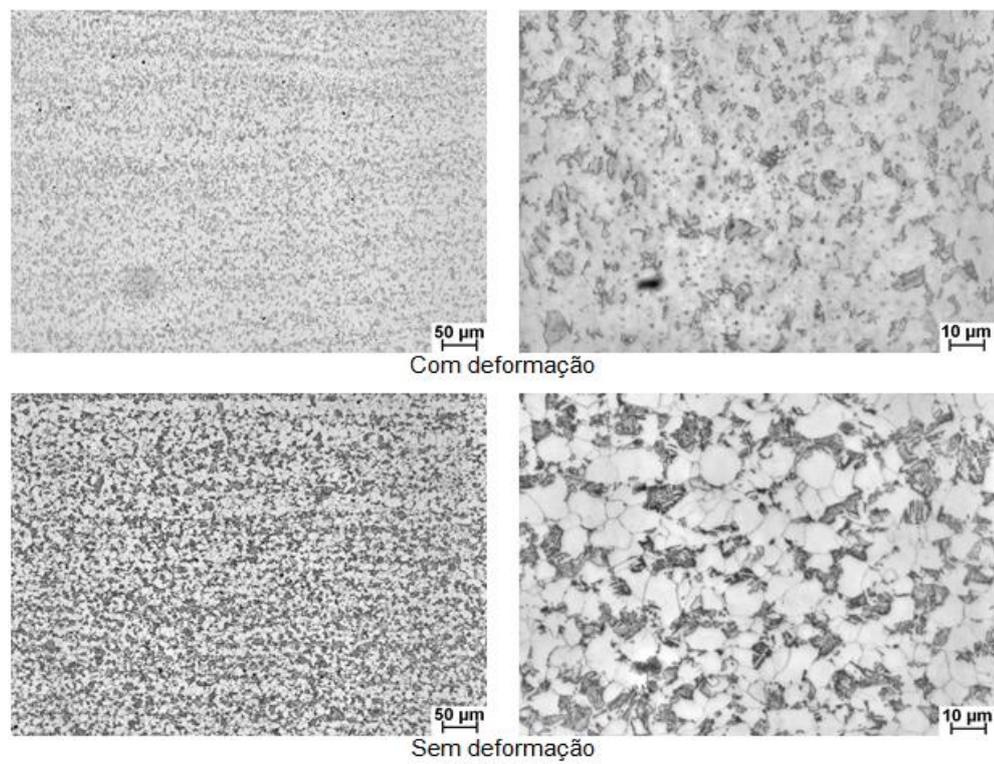


Figura 5.6 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E3 de resfriamento.

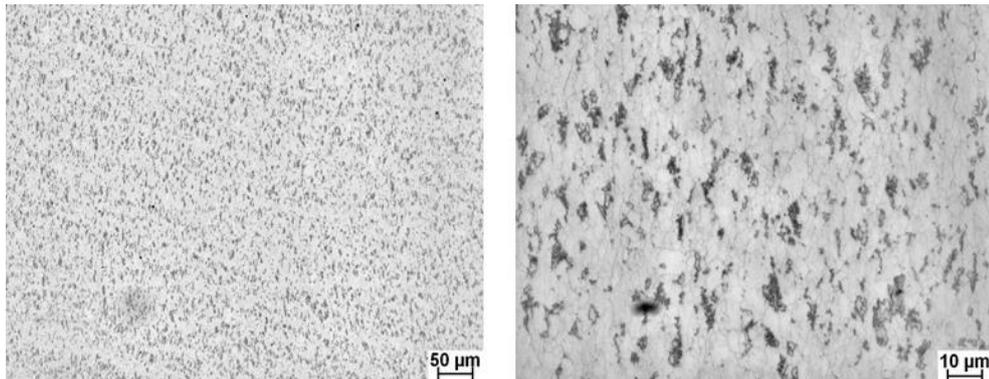


Figura 5.7 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E4 de resfriamento.

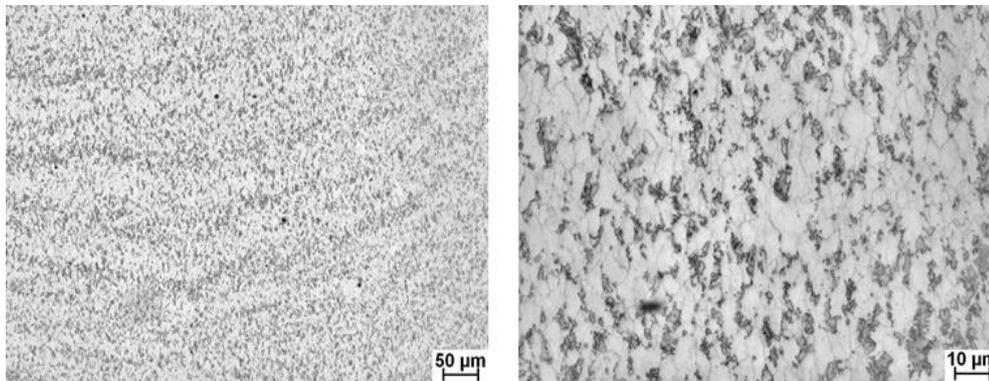


Figura 5.8 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E3 mod de resfriamento.

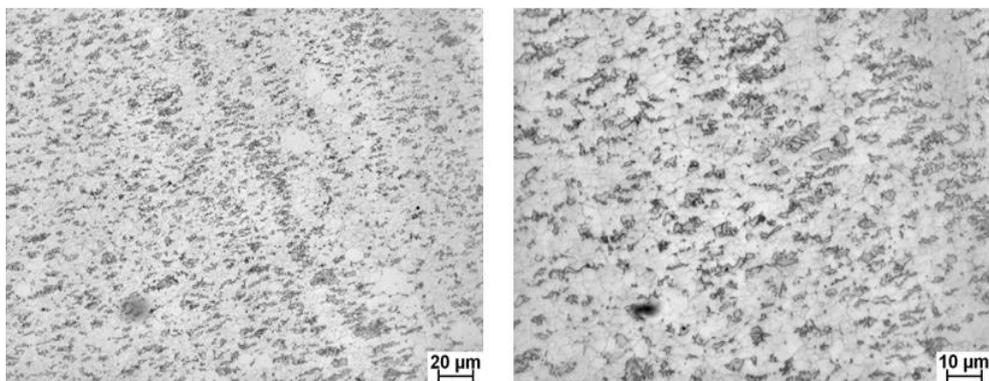


Figura 5.9 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E mod2 de resfriamento.

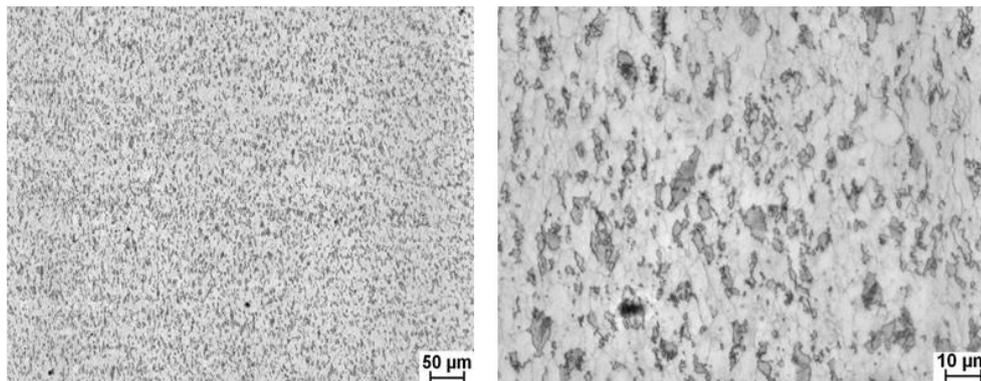


Figura 5.10 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E3 mod3 de resfriamento.

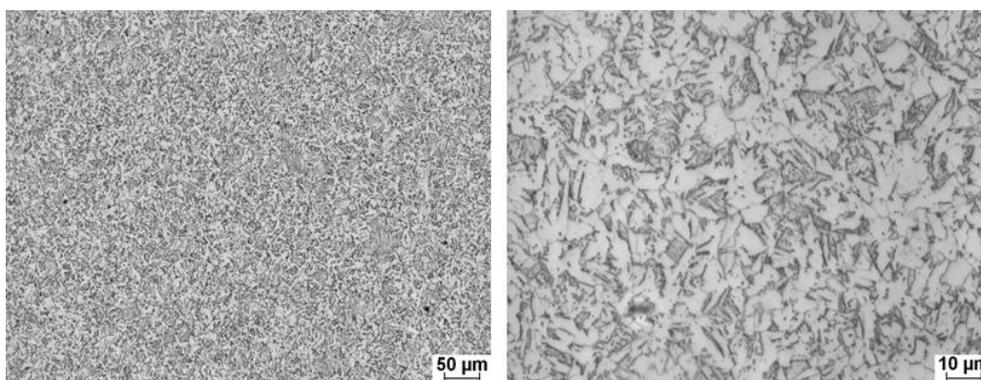


Figura 5.11 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com a estratégia E5 de resfriamento.

#### 5.4 Efeito do Condicionamento Prévio da Austenita na Microestrutura Final

A microestrutura mostrada na figura 5.11 é constituída de ferrita, bainita e martensita, formada a partir do resfriamento em torno de 40°C/s de 800°C até uma temperatura <450°C do material na condição austenítica. No processo industrial, espera-se que a microestrutura da chapa formada em condição similar de resfriamento seja constituída, basicamente, de bainita.

Na figura 5.12 é mostrada a microestrutura obtida no CP ensaiado pelo ciclo da figura 4.3. Houve presença predominante de bainita, além de pequena quantidade de ferrita com contornos irregulares. A dureza correspondente desta microestrutura, mostrada no item seguinte, foi superior à obtida no ciclo da figura 4.2, e ainda foi muito próxima da obtida no processo industrial.

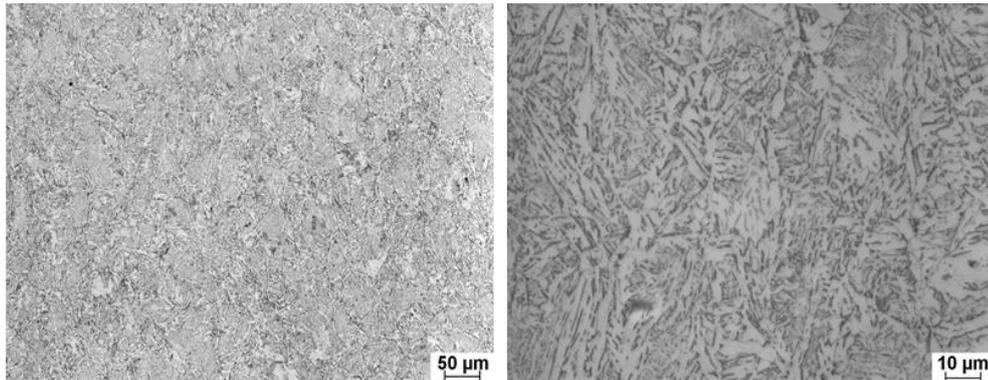
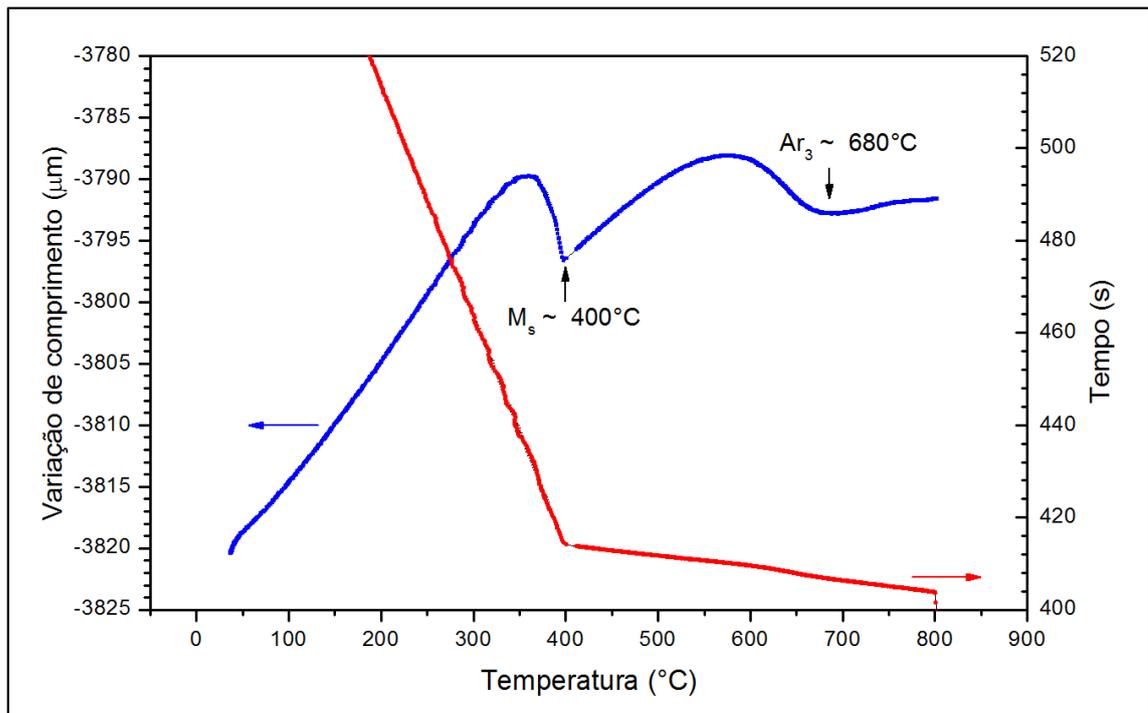
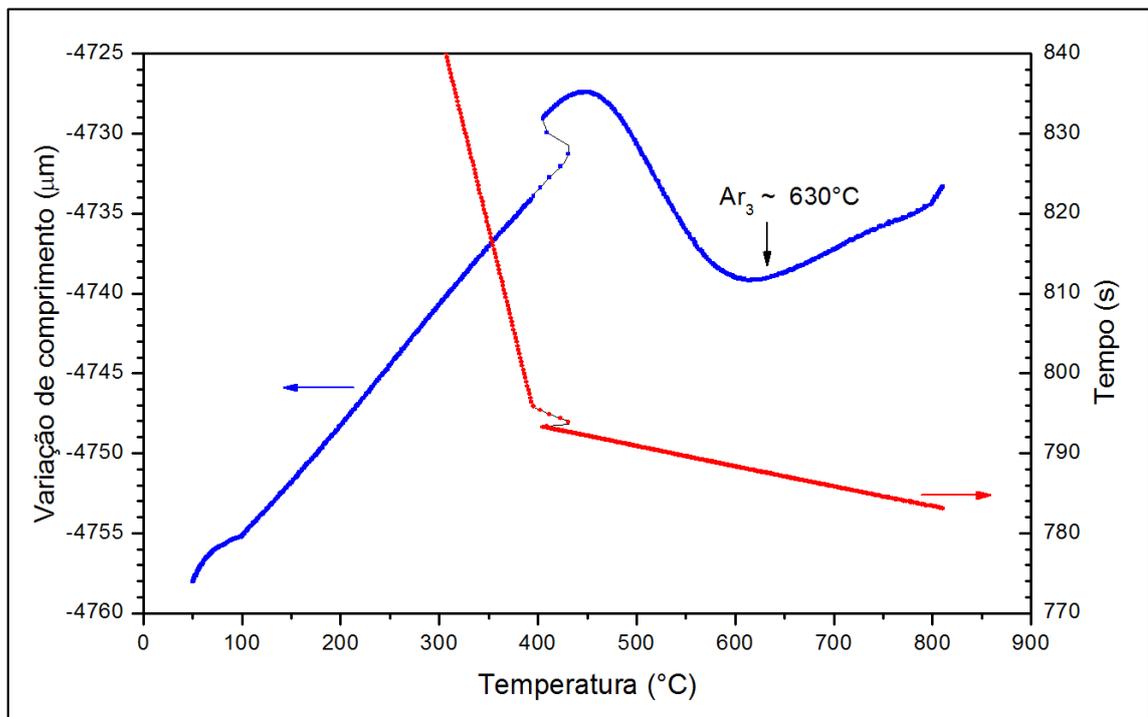


Figura 5.12 Microestrutura vista ao MO do CP ensaiado de acordo com o ciclotermomecânico mostrado na figura 4.3.

Sem o condicionamento prévio da austenita, a transformação para ferrita se inicia por volta de 680°C e a formação de significativa quantidade de martensita é evidenciada pela dilatação logo abaixo de 400°C, conforme mostra a curva dilatométrica na figura 5.13-(a). Por outro lado, quando ocorreu o condicionamento da austenita, a transformação foi retardada para próximo de 630°C, formando-se a ferrita quase-poligonal e bainita, como mostra a figura 5.13-(b).



(a)



(b)

Figura 5.13 Trecho da curva dilatométrica durante o resfriamento abaixo de  $885^{\circ}\text{C}$ , nos ciclos da figura 4.2, em (a), e da figura 4.3, em (b). As setas indicam mudanças no comportamento da curva devido às transformações da austenita.

Esse resultado mostra que é muito relevante considerar o condicionamento prévio da austenita, pelo menos nos aços microligados ao Nb, no estudo das transformações de fase. Sabe-se que a cinética de transformação e os produtos formados são dependentes, entre outros fatores, do estado microestrutural da austenita prévia, o qual, por sua vez, em ensaios de dilatométrica, depende do ciclo termomecânico empregado. Se ocorrer somente austenitização devido ao encharque em temperatura pouco acima da  $A_{c3}$ , a austenita estará recristalizada e os precipitados de Nb não estarão dissolvidos. Quando ocorrer o condicionamento prévio da austenita, o Nb se encontrará dissolvido durante a etapa de deformação em alta temperatura e se precipitará no tempo até a aplicação da deformação final, esta abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ), de forma que a austenita ficará encruada devido ao ancoramento dos contornos de grão pelos precipitados.

Vale ressaltar que foram realizadas tentativas de temperar a amostra a partir da temperatura de 885°C, logo após a deformação, no intuito de revelar a microestrutura austenítica. Não houve sucesso, uma vez que o CP deformado e preso às garras não permite obtenção de taxas muito altas de resfriamento, além da temperabilidade do aço não ser elevada.

## 5.5 Dureza dos CPs Ensaçados por Dilatometria

As determinações de dureza foram realizadas nas posições de  $\frac{1}{4}$  do diâmetro e no centro, no meio do comprimento da seção metalográfica. Foram realizadas seis medições em cada uma desta posição. Então, foram determinados os valores médios das doze medidas e seu desvio padrão.

Na figura 5.14 é mostrado o gráfico do valor médio da dureza em função da estratégia de resfriamento usada no dilatômetro, para os CPs com e sem deformação.

Se considerar todos os CPs deformados a baixa temperatura, 750°C, não se pode dizer há diferença estatisticamente significativa entre as durezas dos CPs. Porém, há uma clara tendência de valores mais baixos quando a temperatura de final de resfriamento foi entre 450 e 500°C, estratégias E1 e E4, que para <450°C nas demais estratégias. A faixa de taxas de resfriamento testada, não afetou a dureza, que

permaneceu no patamar de 200°HV. Também não houve efeito da aplicação de duas taxas durante o resfriamento, como na estratégia E3 mod2, tabela 4.3.

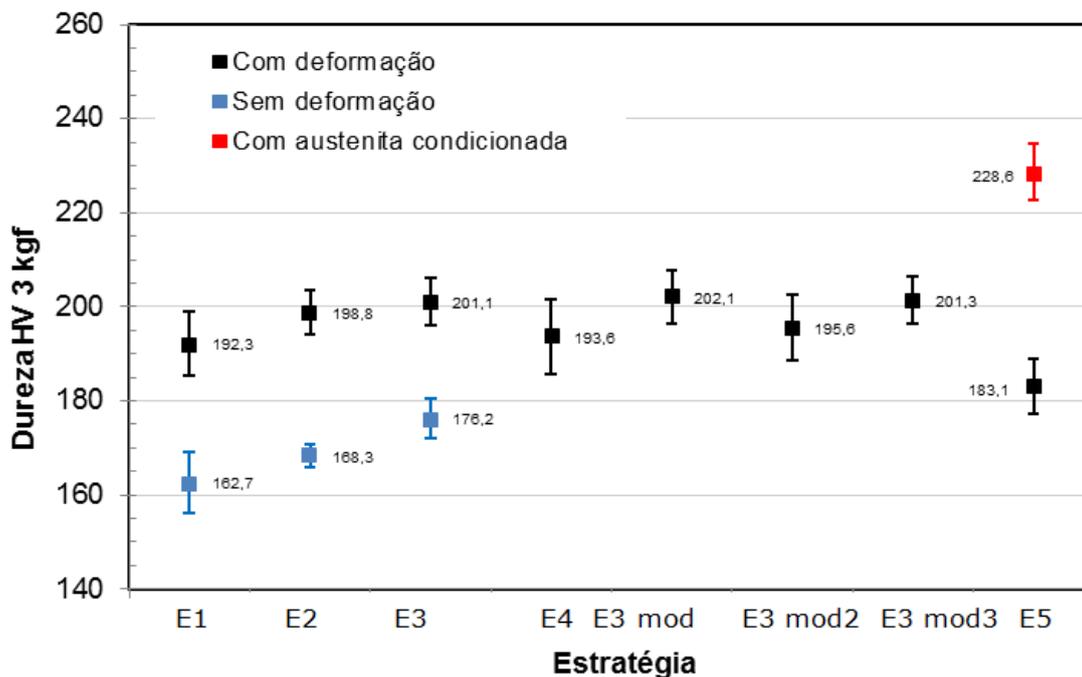


Figura 5.14 Dureza dos CPs ensaiados por dilatometria com deformação ou não em função da estratégia de resfriamento usada, tabela. As barras de erro são relativas a um desvio padrão amostral.

Por outro lado, nos CPs não deformados a dureza é bem inferior à dos CPs deformados, o que é explicado pelo grão ferrítico maior e poligonal (não encruado) como mostrado nas microestruturas. Além disso, há um aumento da dureza tanto com a redução da temperatura de final de resfriamento entre 450 e 500°C para <450°C (estratégia de E1 para E2), quanto com o aumento da taxa de resfriamento de <40°C/s para >40°C/s (estratégia de E2 para E3).

Tais observações mostram que existe um efeito sinérgico das variáveis que influenciam na transformação da austenita em sua microestrutura final, ou seja, o efeito de uma variável depende do nível da outra.

Nota-se que o condicionamento da austenita na etapa de desbaste provocou substancial elevação da dureza, de 183 HV para 229 HV, quando a chapa foi resfriada rapidamente a partir do campo austenítico, condição E5. Este efeito está associado à

microestrutura obtida, constituída basicamente de bainita, ao invés de ferrita e martensita/bainita, como mostrado anteriormente.

Vale ressaltar que a dureza obtida no CP ensaiado na estratégia E1 com deformação apresentou dureza média de 192 HV, que é exatamente o mesmo valor da dureza média da chapa original produzida industrialmente nessa estratégia, como indicado no diagrama TRC construído. Isso indica que o efeito da deformação na região bifásica, no caso deste ensaio, mascarou o efeito do condicionamento prévio da austenita. Assim, nos ensaios com deformação na região intercrítica não requerem, necessariamente, o condicionamento da austenita para se atingir uma dureza representativa do processo industrial.

## 5.6 Termografia

Para cada laminado foi verificada a condição termográfica após o resfriamento acelerado com o objetivo de verificar a homogeneidade do resfriamento e fazer correlações posteriores com a planicidade obtida.

As figuras 5.15 e 5.16 mostram respectivamente a condição termográfica das sequências 001 e 002. Observa-se boa homogeneidade térmica após o resfriamento. Estas duas sequências foram processadas conforme a estratégia E1, que conforme mostrado na tabela 4.2 partiu de uma temperatura inicial de resfriamento na região bifásica com um resfriamento com intensidade mais baixa, aumentando esta intensidade no final do resfriamento.

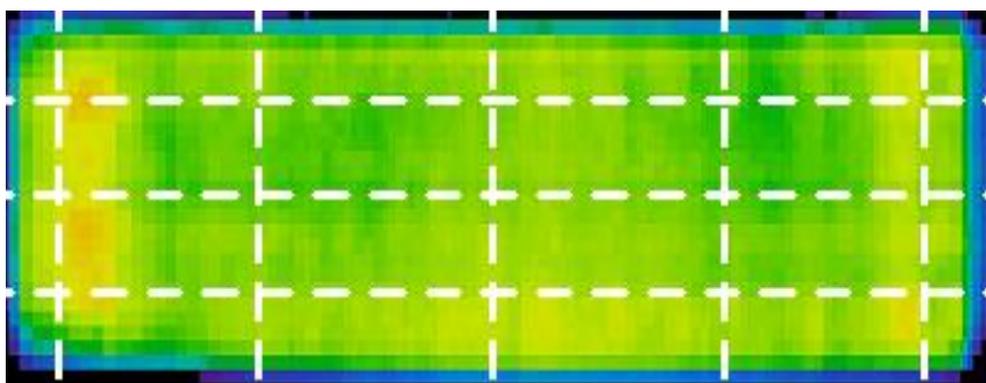


Figura 5.15 Resultado termográfico para a sequência 001, processada conforme estratégia E1.

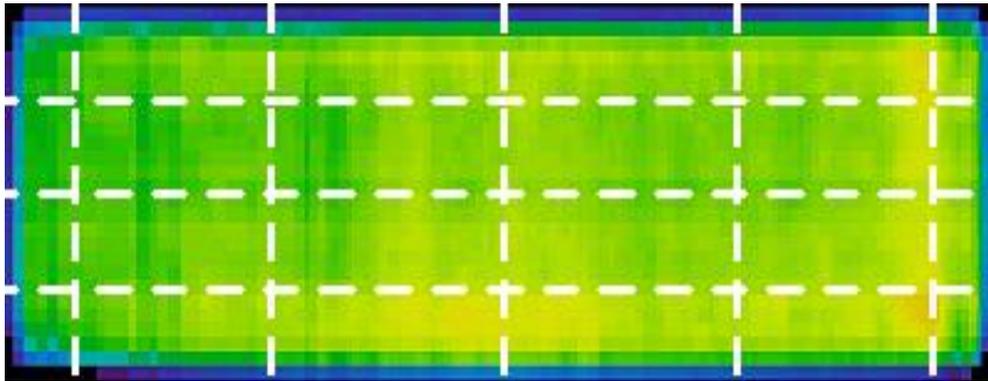


Figura 5.16 Resultado termográfico para a sequência 002, processada conforme estratégia E1.

As figuras 5.17 e 5.18 mostram respectivamente a condição termográfica das sequências 003 e 004. Estas duas sequências foram processadas conforme a estratégia E2. Nesta condição a variação de temperatura no material foi muito acentuada. Esta estratégia partiu também de um início de resfriamento similar à estratégia E1, mas com resfriamento moderado durante todo processo de resfriamento acelerado.

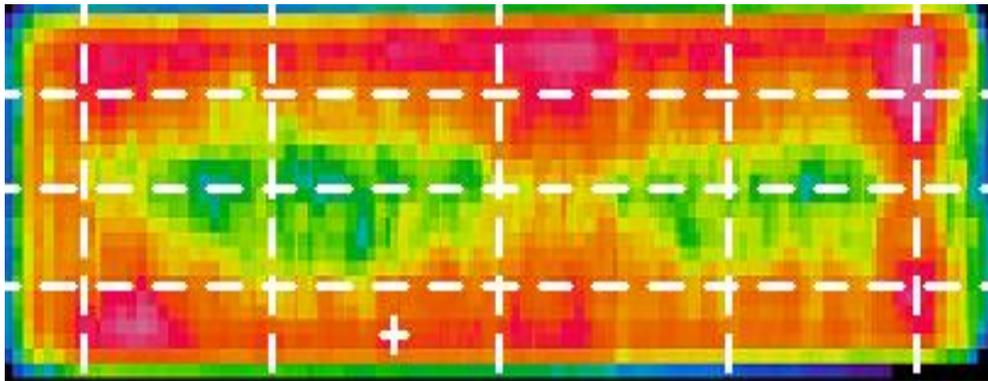


Figura 5.17 Resultado termográfico para a sequência 003, processada conforme estratégia E2.

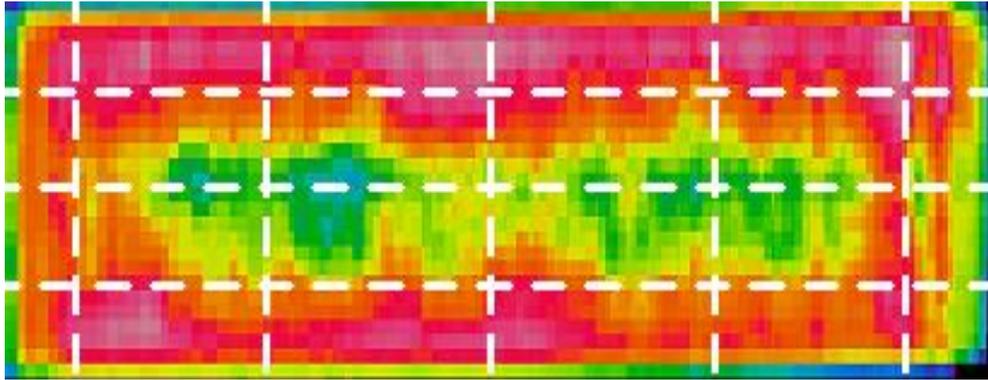


Figura 5.18 Resultado termográfico para a sequência 004, processada conforme estratégia E2.

As figuras 5.19, 5.20 e 5.21 mostram respectivamente a condição termográfica das sequências 005, 006 e 007. A estratégia de processamento deste material foi a E3. Nesta condição também há grande heterogeneidade térmica após o resfriamento. Com condição de início de resfriamento similar as estratégias E1 e E2, têm como diferença, que o início de resfriamento é feito em alta intensidade e o fim do resfriamento é feito em menor intensidade.

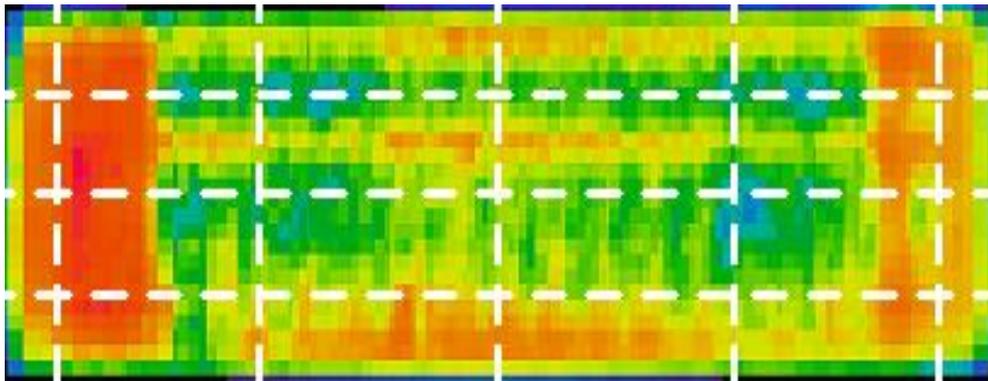


Figura 5.19 Resultado termográfico para a sequência 005, processada conforme estratégia E3.

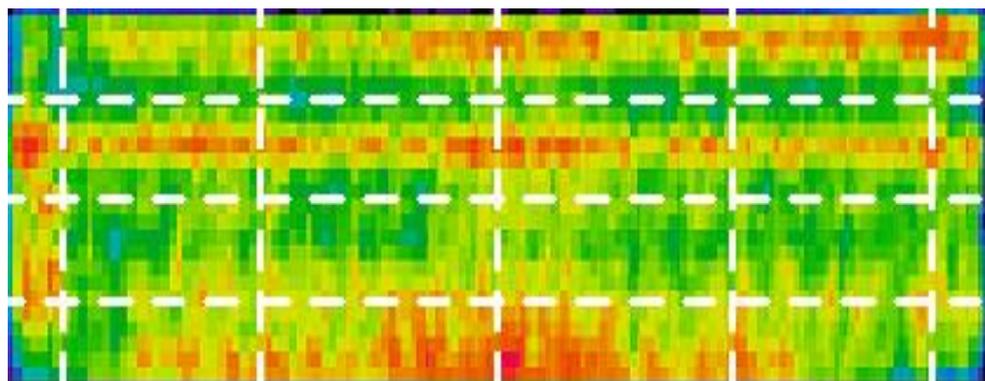


Figura 5.20 Resultado termográfico para a sequência 006, processada conforme estratégia E3.

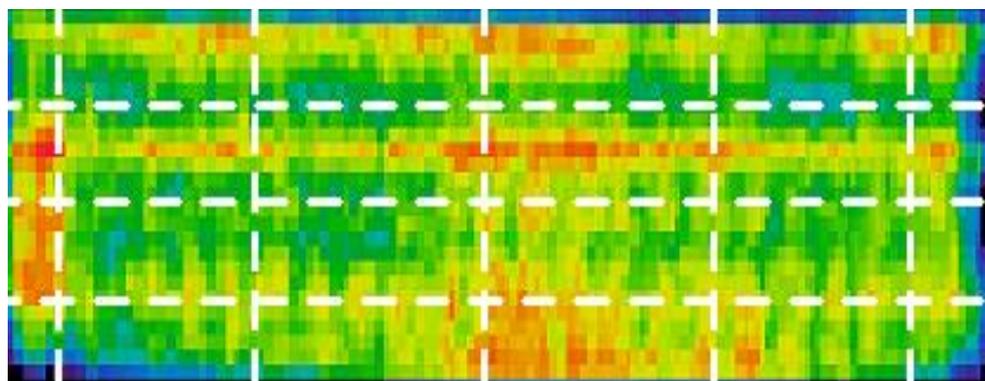


Figura 5.21 Resultado termográfico para a sequência 007, processada conforme estratégia E3.

As figuras 5.22, 5.23 e 5.24 mostram respectivamente a condição termográfica das sequências 008, 009 e 010. Observa-se boa homogeneidade térmica após o resfriamento. O material foi produzido conforme a estratégia E4 obtendo termografia similar ao material produzido na estratégia E1. Esta estratégia também tem temperatura de início de resfriamento similar às estratégias anteriores.

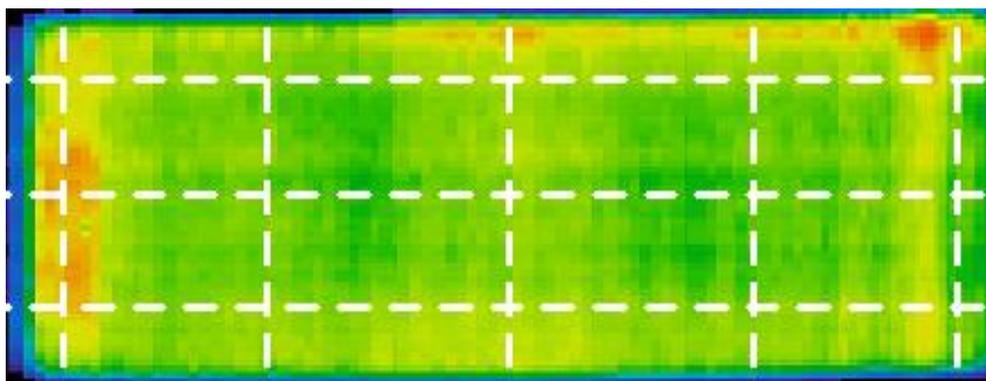


Figura 5.22 Resultado termográfico para a sequência 008, processada conforme estratégia E4.

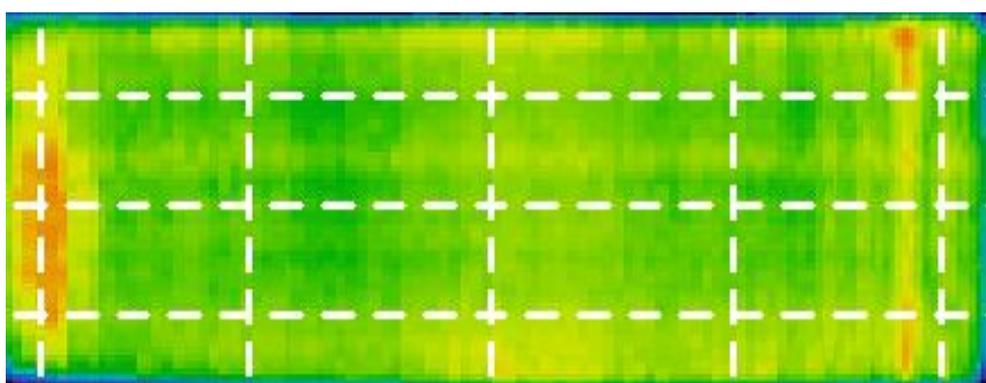


Figura 5.23 Resultado termográfico para a sequência 009, processada conforme estratégia E4.

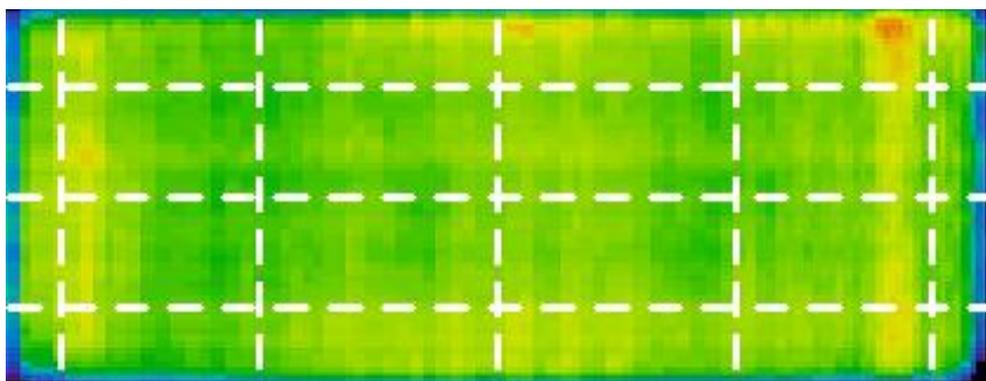


Figura 5.24 Resultado termográfico para a sequência 010, processada conforme estratégia E4.

As figuras 5.25, e 5.26 mostram respectivamente a condição termográfica das sequências 011 e 012. A condição de processamento foi a da estratégia E5, diferente das demais estratégias por utilizar uma temperatura de início de resfriamento maior que as demais estratégias. O resultado da termografia ficou ruim quando comparado as estratégias E1 e E4 e melhor quando comparado com as estratégias E2 e E3.

Observa-se que as extremidades dos materiais ficaram mais quente, assim isto indica que é apenas uma necessidade de ajuste no equipamento.

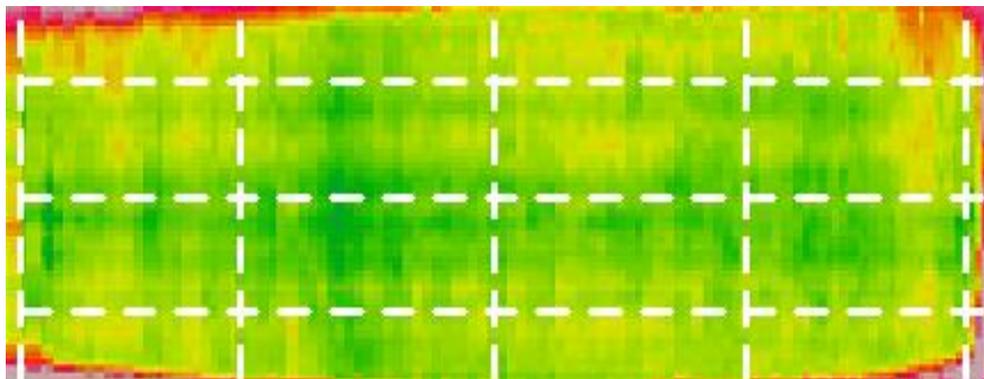


Figura 5.25 Resultado termográfico para a sequência 011, processada conforme estratégia E5.

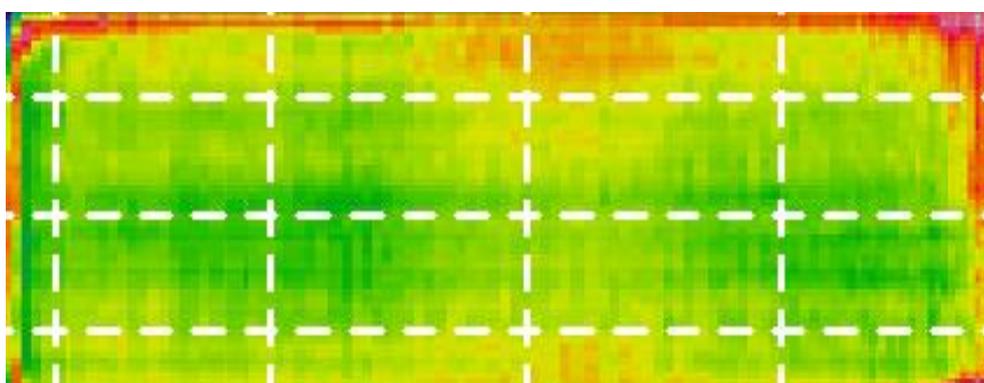


Figura 5.26 Resultado termográfico para a sequência 012, processada conforme estratégia E5.

A variação de temperatura ao longo do comprimento é mostrada no gráfico da figura 5.27. Em termos numéricos, isto representa a diferença entre o maior e o menor valor encontrado de temperatura na seção longitudinal obtida na termografia. Uma menor variação indica uma termografia mais uniforme.

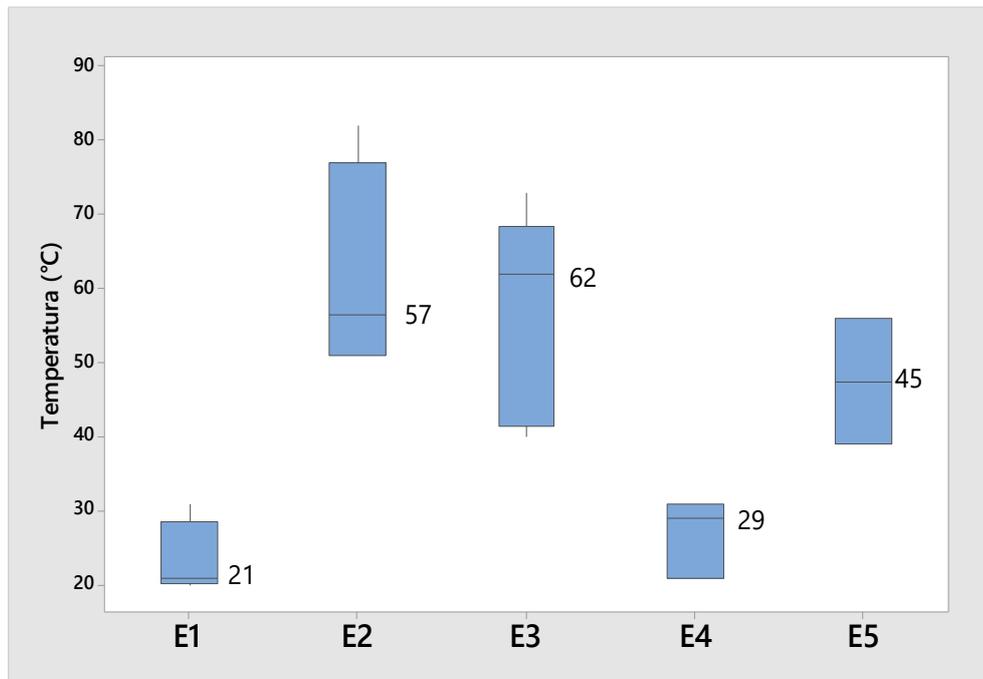


Figura 5.27 Diferença entre a maior e a menor temperatura na seção longitudinal em função de cada estratégia de resfriamento.

## 5.7 Microestrutura das Chapas Laminadas

A microestrutura foi analisada ao MO em locais próximo a  $\frac{1}{4}$  da espessura e adjacente às superfícies superior e inferior. Ao MEV a observação foi a  $\frac{1}{4}$  da espessura e próximo da superfície superior apenas, visto que não havia diferença perceptível entre as duas superfícies.

Imagens da microestrutura da sequência 002, resfriada com a estratégia E1, são mostradas nas figuras 5.28, 5.29 e 5.30. Junto à superfície a microestrutura está refinada e constituída de grãos de ferrita encruados, e bainita bandeada. A  $\frac{1}{4}$  da espessura a microestrutura é mais grossa e existem grãos de ferrita poligonais e grãos encruados, além de bainita. Tais características mostram que a deformação no passe de acabamento ocorreu abaixo da  $A_{r3}$ , como esperado, e que a temperatura mais baixa na superfície do laminado, em relação ao centro, provocou maior quantidade de ferrita encruada.

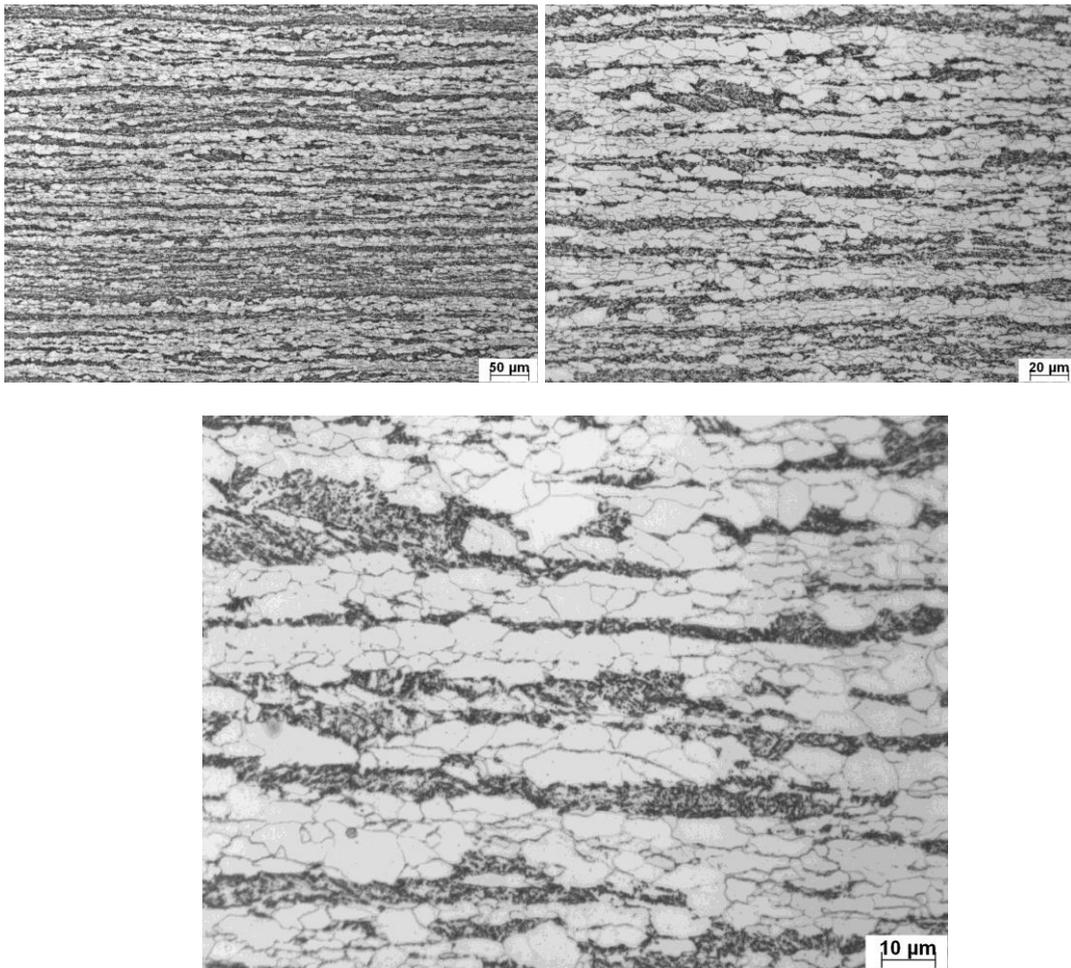


Figura 5.28 Microestrutura vista ao MO a  $\frac{1}{4}$  da espessura da amostra da sequência 002, resfriada de acordo com a E1.

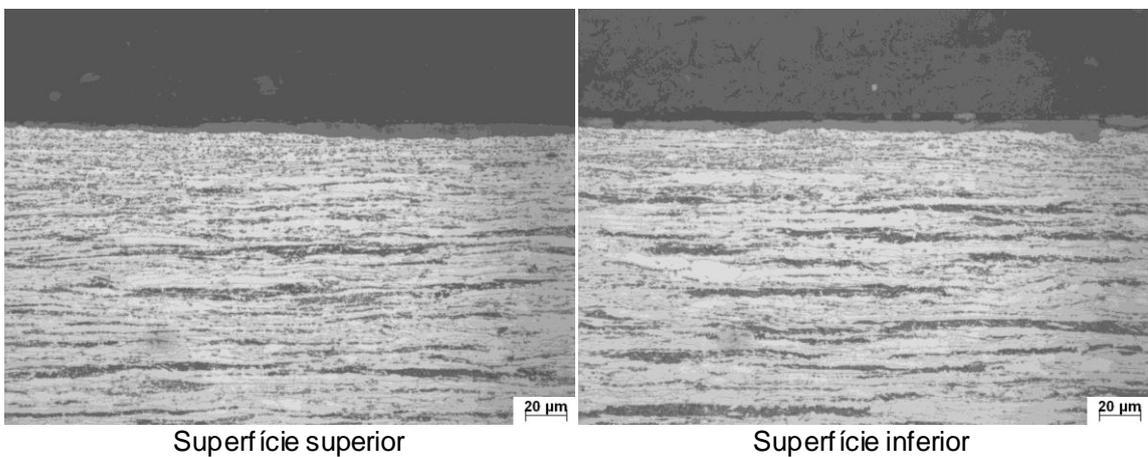


Figura 5.29 Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 002, resfriada de acordo com a estratégia E1.

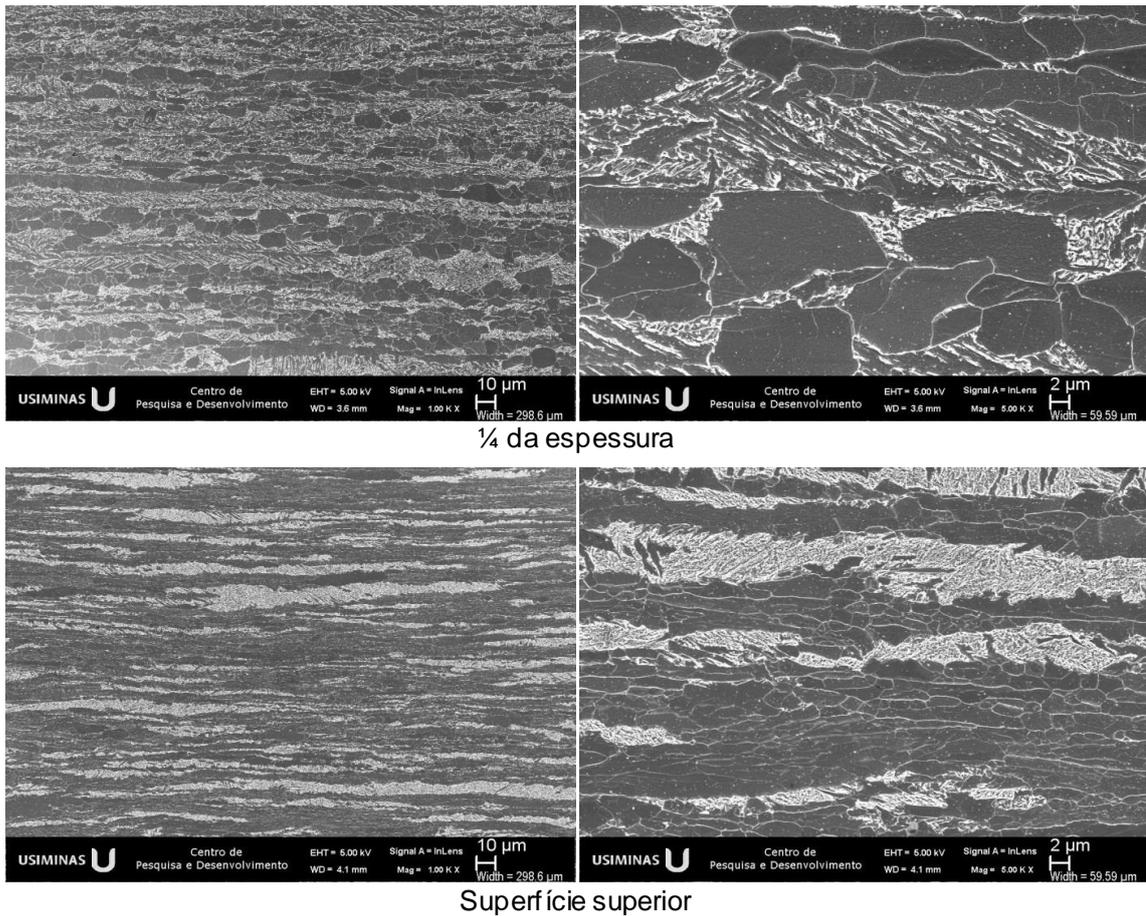


Figura 5.30 Microestrutura vista ao MEV A  $\frac{1}{4}$  da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 002, resfriada de acordo com a estratégia E1.

Nas figuras 5.31, 5.32 e 5.33 são mostradas fotografias da microestrutura da amostra da sequência 004, resfriada com a estratégia E2. Observações similares às da estratégia E1 podem ser feitas em relação à microestrutura obtida com esta estratégia de resfriamento.

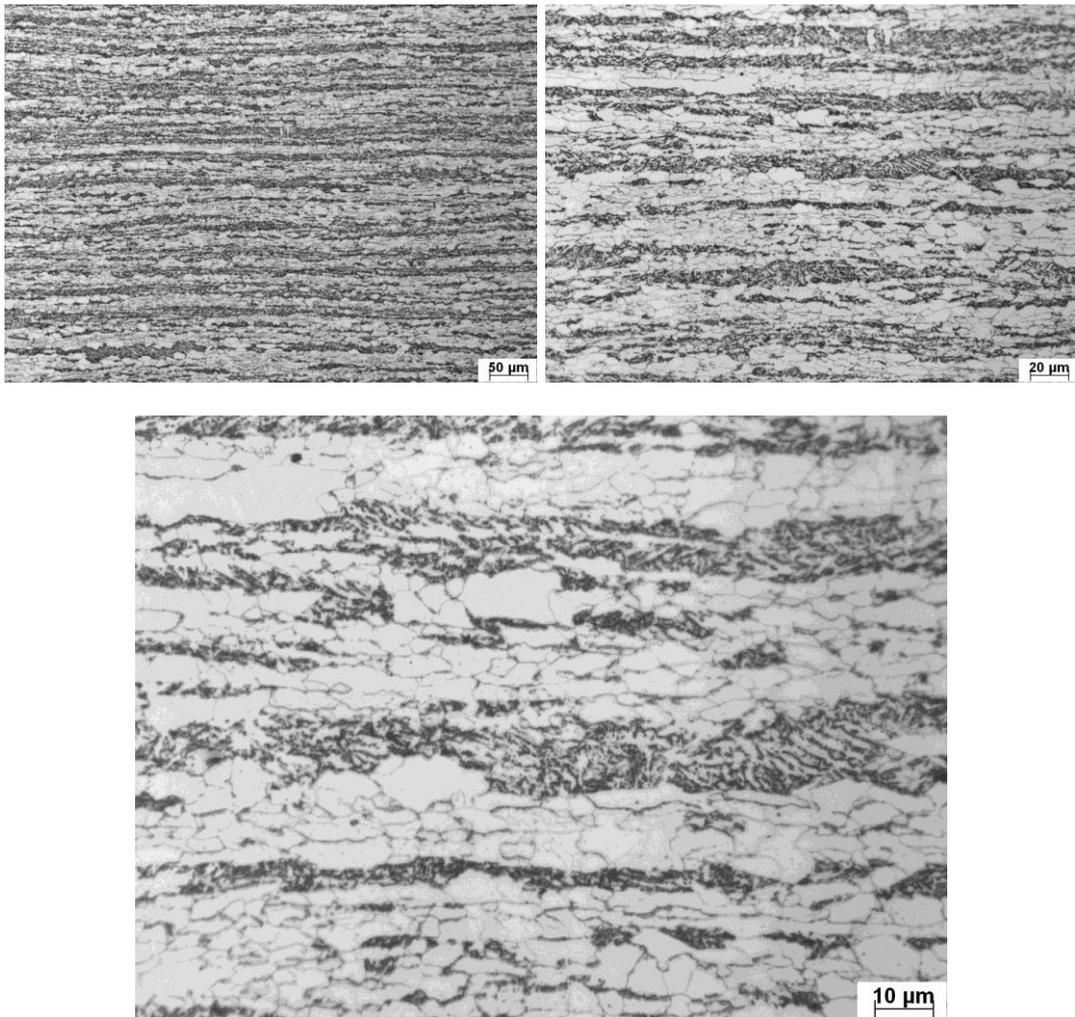


Figura 5.31 Microestrutura vista ao MO a  $\frac{1}{4}$  da espessura da amostra da sequência 004, resfriada de acordo com a estratégia E2.

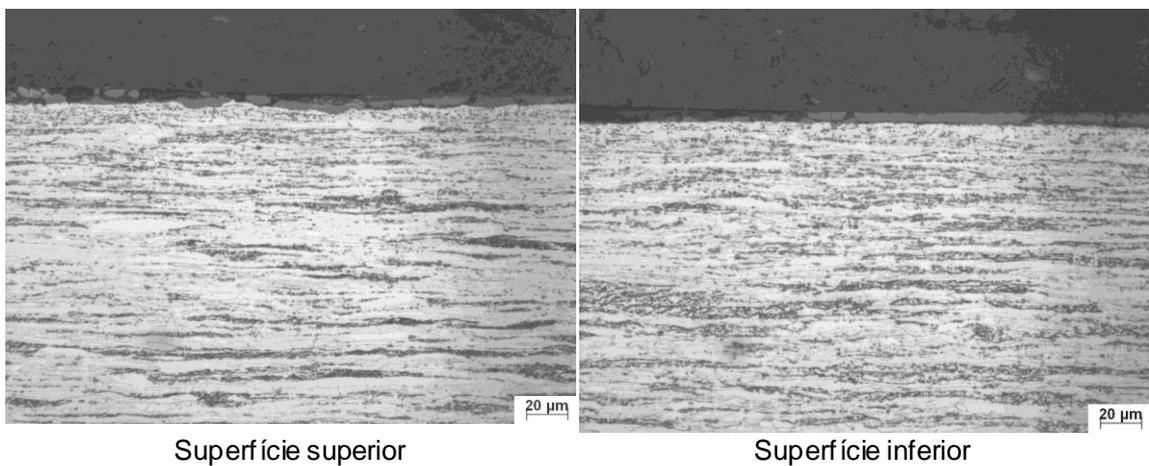


Figura 5.32 Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 004, resfriada de acordo com a estratégia E2.

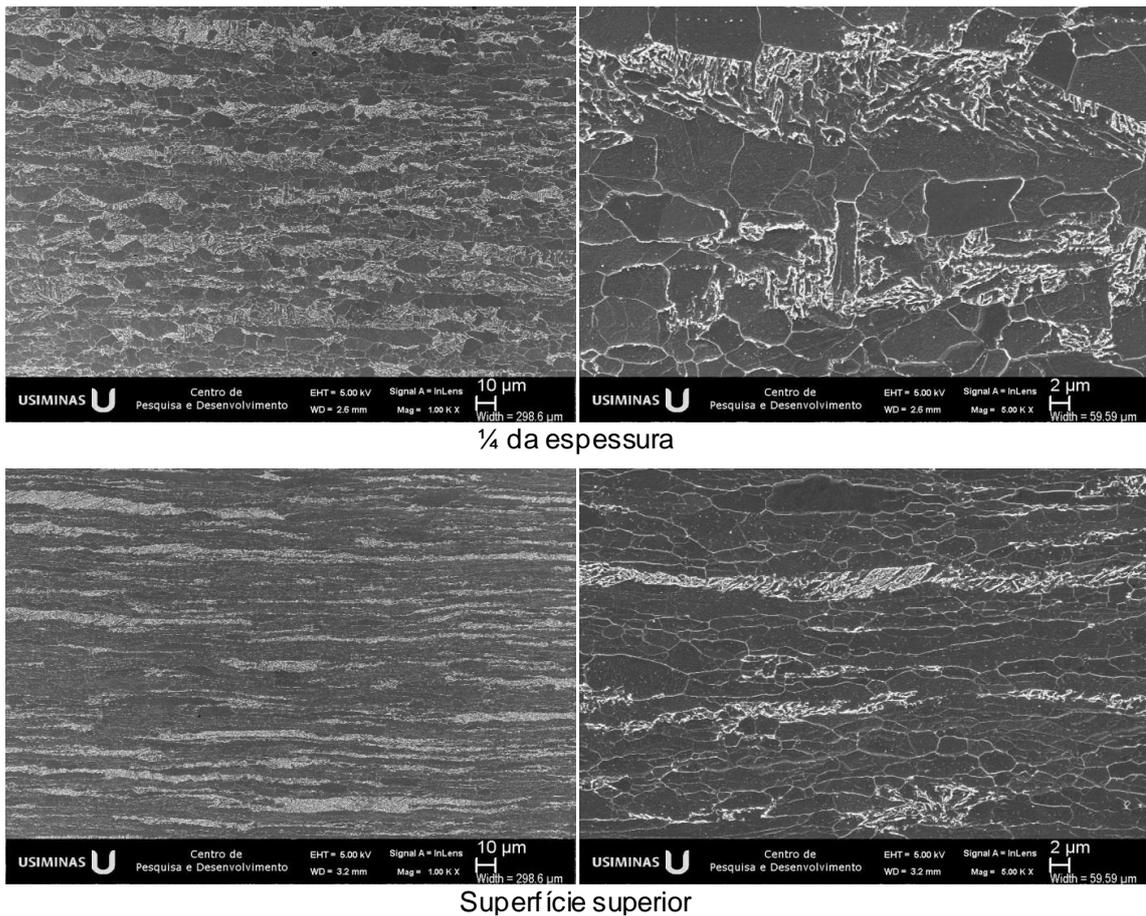


Figura 5.33 Microestrutura vista ao MEV A  $\frac{1}{4}$  da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 004, resfriada de acordo com a estratégia E2.

Nas figuras 5.34, 5.35 e 5.36 são mostradas imagens da microestrutura da amostra da sequência 007, resfriada de acordo com a estratégia E3. A microestrutura também é constituída de ferrita encruada e bainita junto à superfície e grãos de ferrita poligonal e ferrita encruada, além de bainita, a  $\frac{1}{4}$  da espessura. Aparentemente, a quantidade de ferrita encruada a  $\frac{1}{4}$  da espessura é maior que nas estratégias E1 e E2.

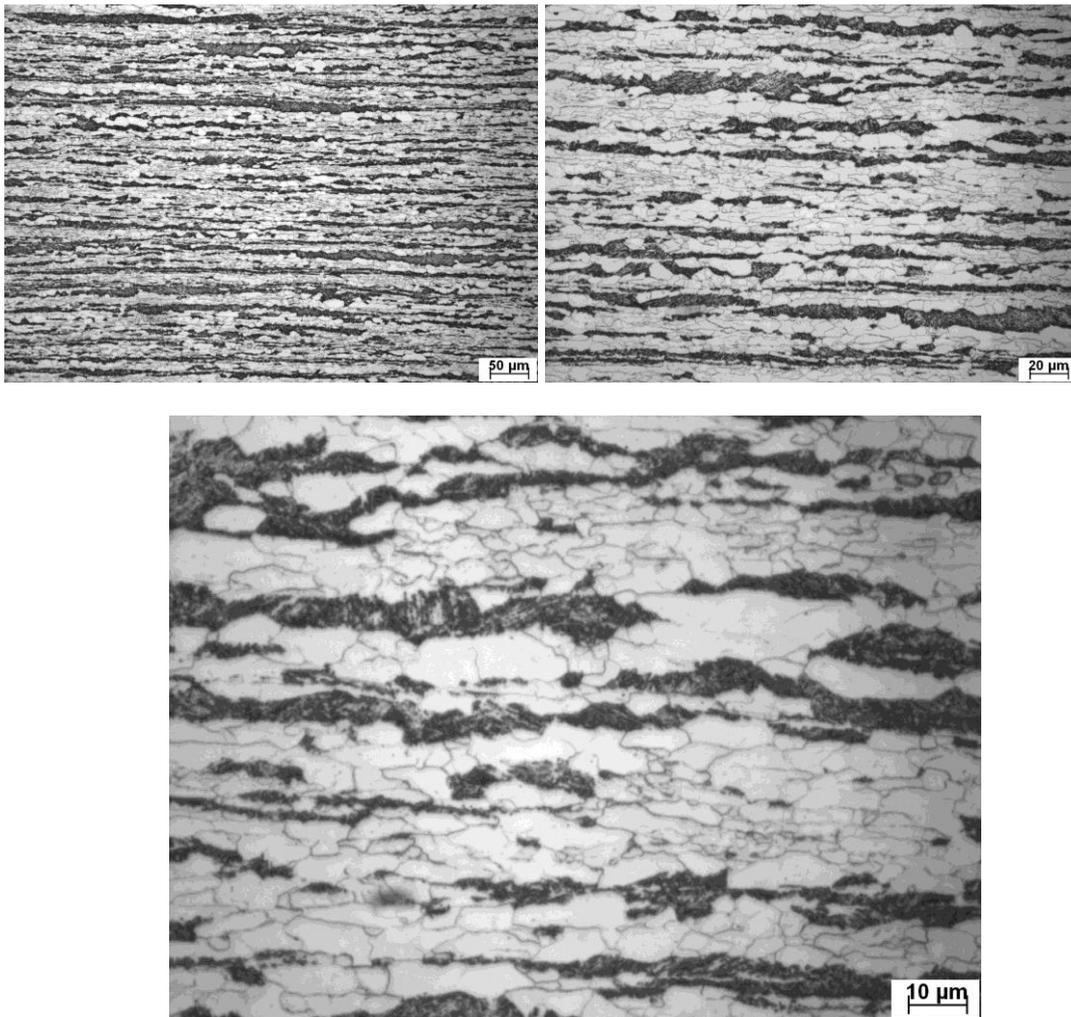


Figura 5.34 Microestrutura vista ao MO a  $\frac{1}{4}$  da espessura da amostra da sequência 007, resfriada de acordo com a estratégia E3.

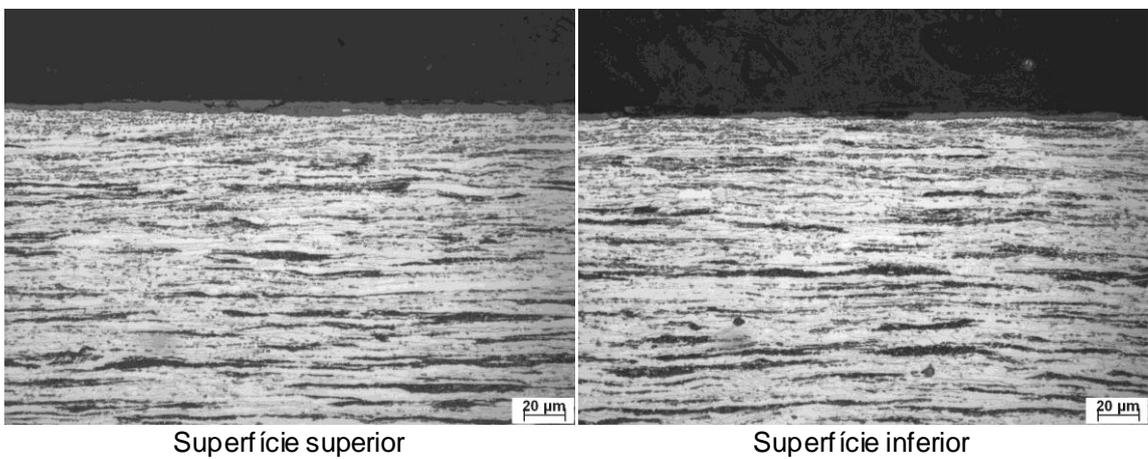


Figura 5.35 Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 007, resfriada de acordo com a estratégia E3.

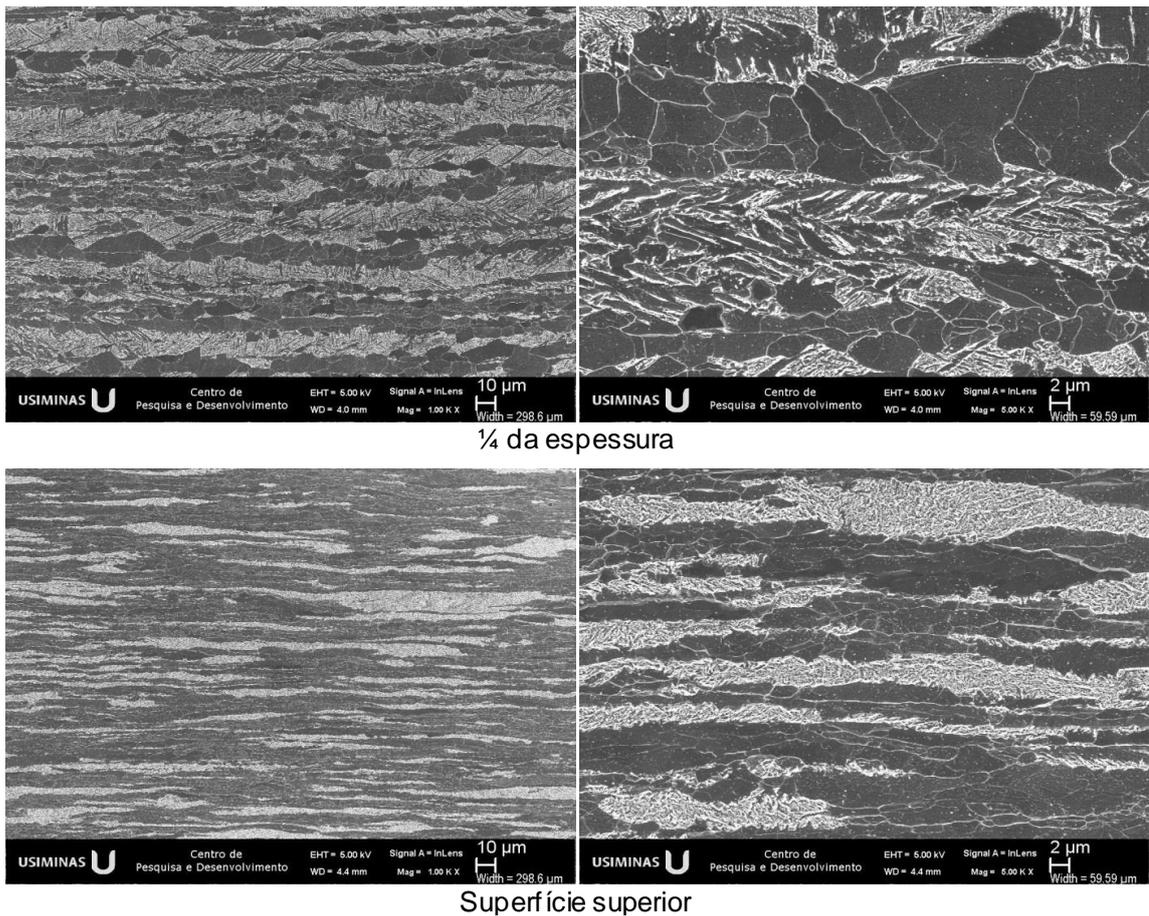


Figura 5.36 Microestrutura vista ao MEV A  $\frac{1}{4}$  da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 007, resfriada de acordo com a estratégia E3.

A microestrutura na amostra da sequência 010, resfriada de acordo com a estratégia E4, é mostrada nas fotografias das figuras 5.37, 5.38 e 5.39. Novamente a microestrutura é formada por ferrita deformada e bainita junto à superfície e ferrita poligonal, ferrita deformada e bainita a  $\frac{1}{4}$  da espessura. Notam-se alguns grãos de ferrita deformada próximo à superfície e a quantidade de grãos poligonais a  $\frac{1}{4}$  é maior que na estratégia E3.

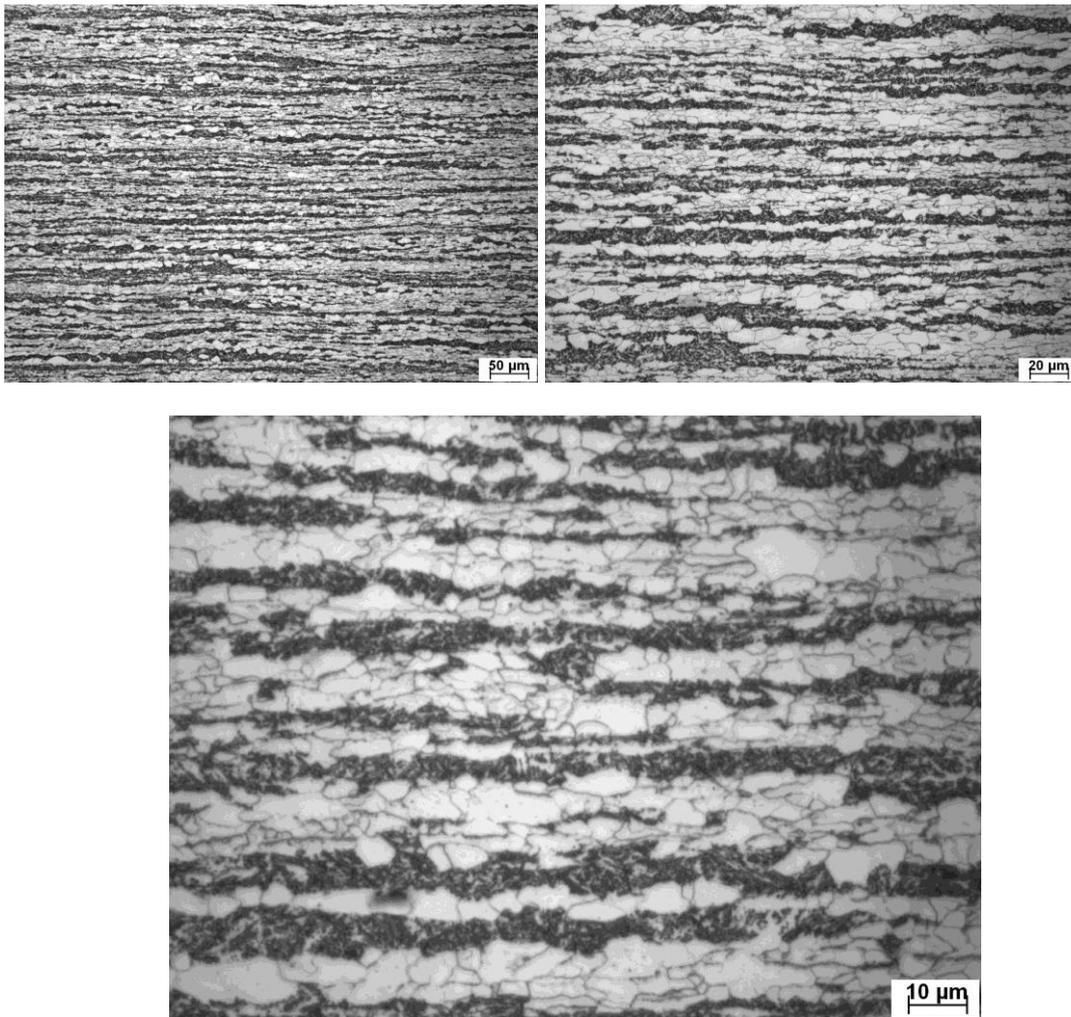


Figura 5.37 Microestrutura vista ao MO a  $\frac{1}{4}$  da espessura da amostra da sequência 010, resfriada de acordo com a estratégia E4.

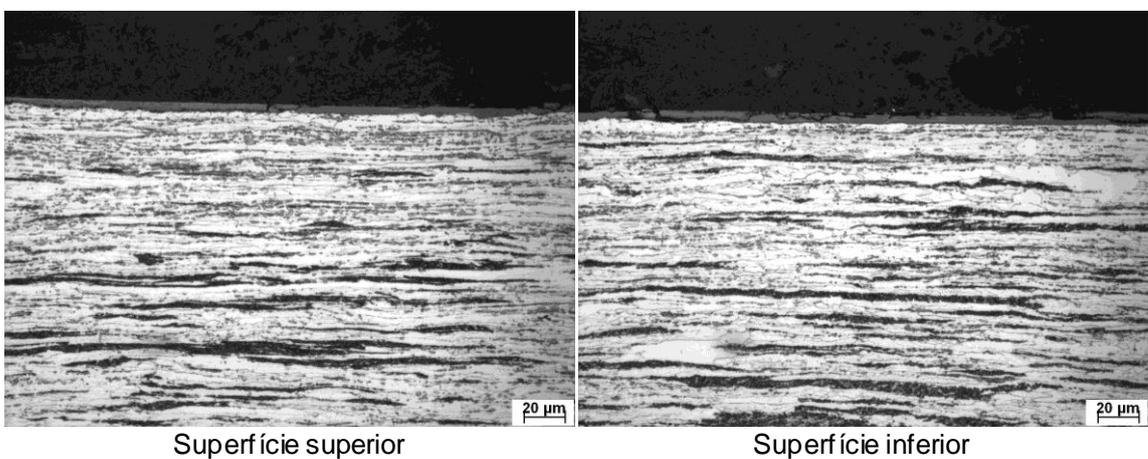


Figura 5.38 Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 010, resfriada de acordo com a estratégia E4.

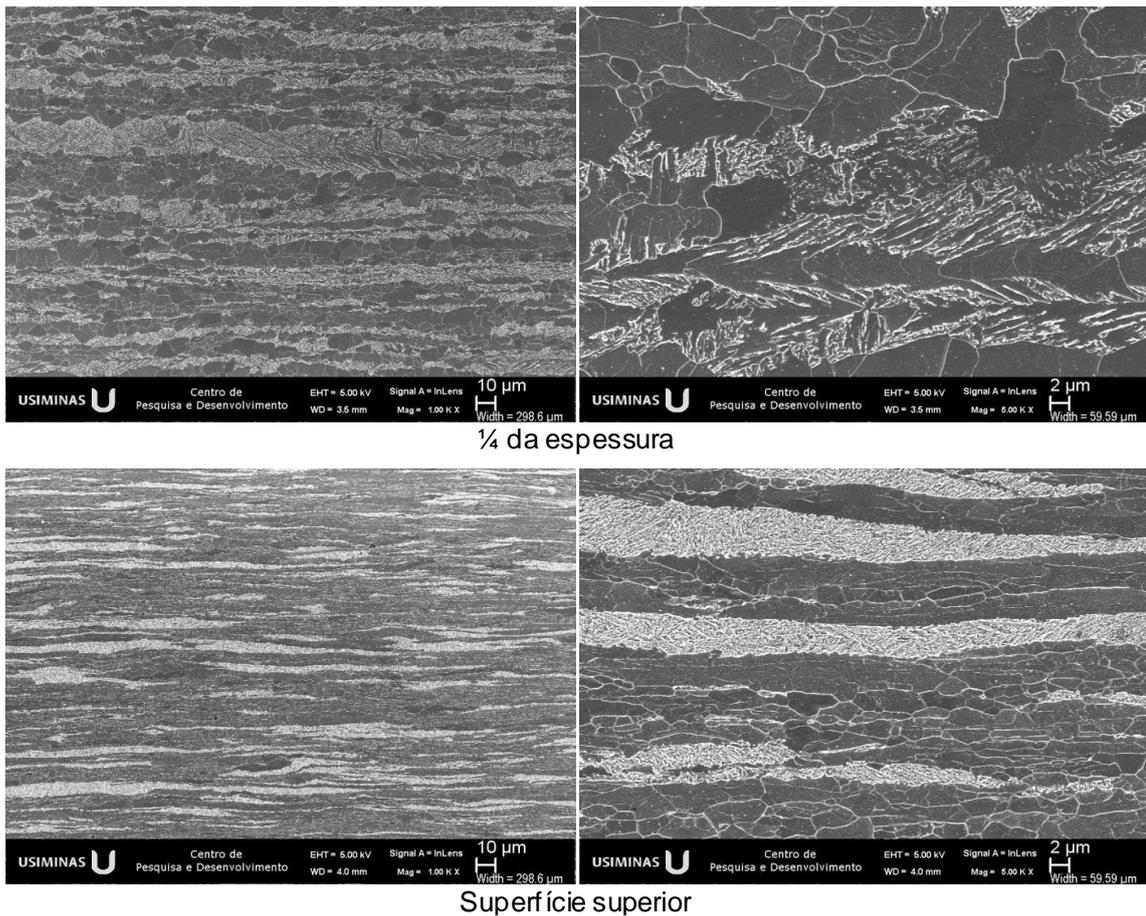


Figura 5.39 Microestrutura vista ao MEV A 1/4 da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 010, resfriada de acordo com a estratégia E4.

Finalmente, a microestrutura na amostra da sequência 12, resfriada de acordo com a estratégia E5, é mostrada nas figuras 5.40, 5.41 e 5.42. A microestrutura é predominantemente bainítica e foi obtida com o resfriamento rápido a partir do campo austenítico, com taxa próxima de 44°C/s, conforme tabela 4.3. Na superfície a bainita foi mais compacta que centro.

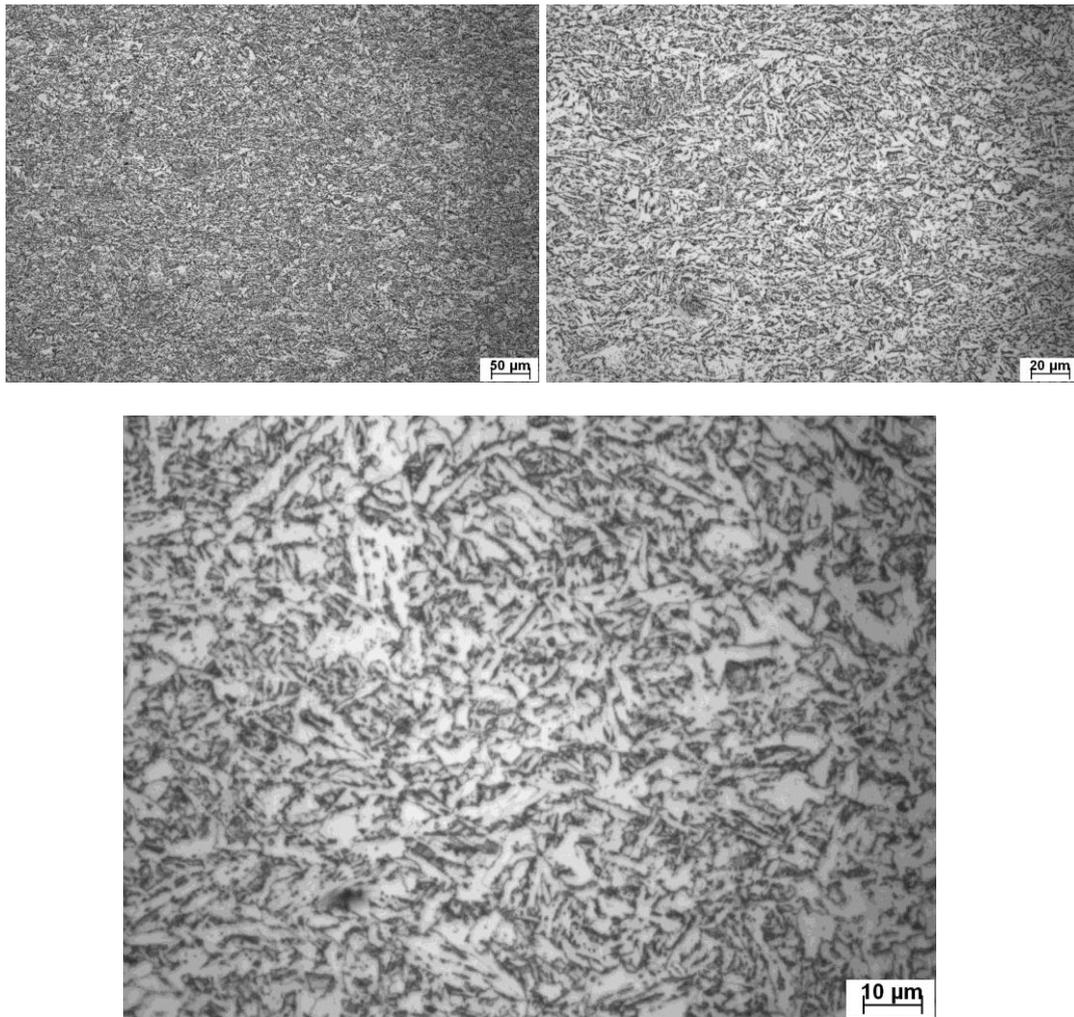


Figura 5.40 Microestrutura vista ao MO a  $\frac{1}{4}$  da espessura da amostra da sequência 012, resfriada de acordo com a estratégia E5.

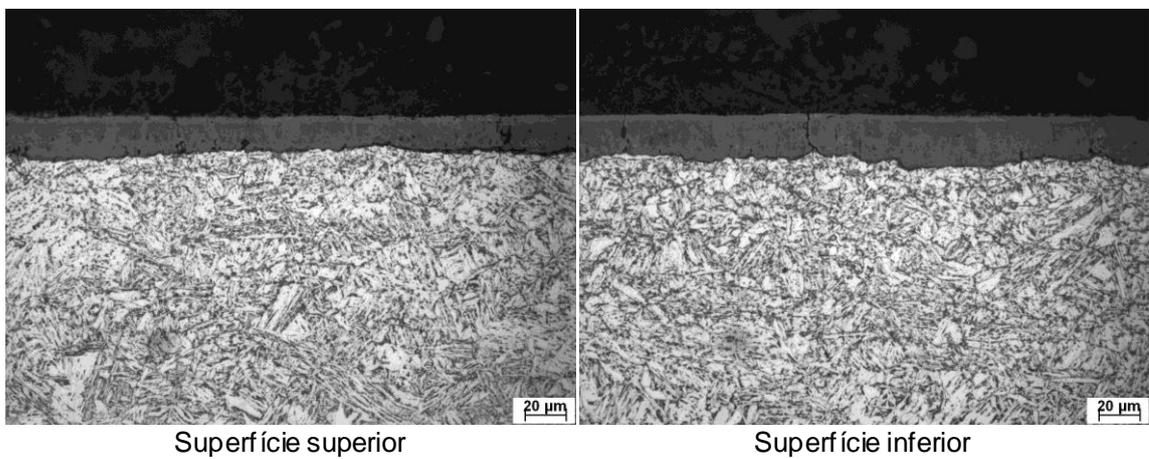


Figura 5.41 Microestrutura vista ao MO adjacente às superfícies da amostra da sequência 012, resfriada de acordo com a estratégia E5.

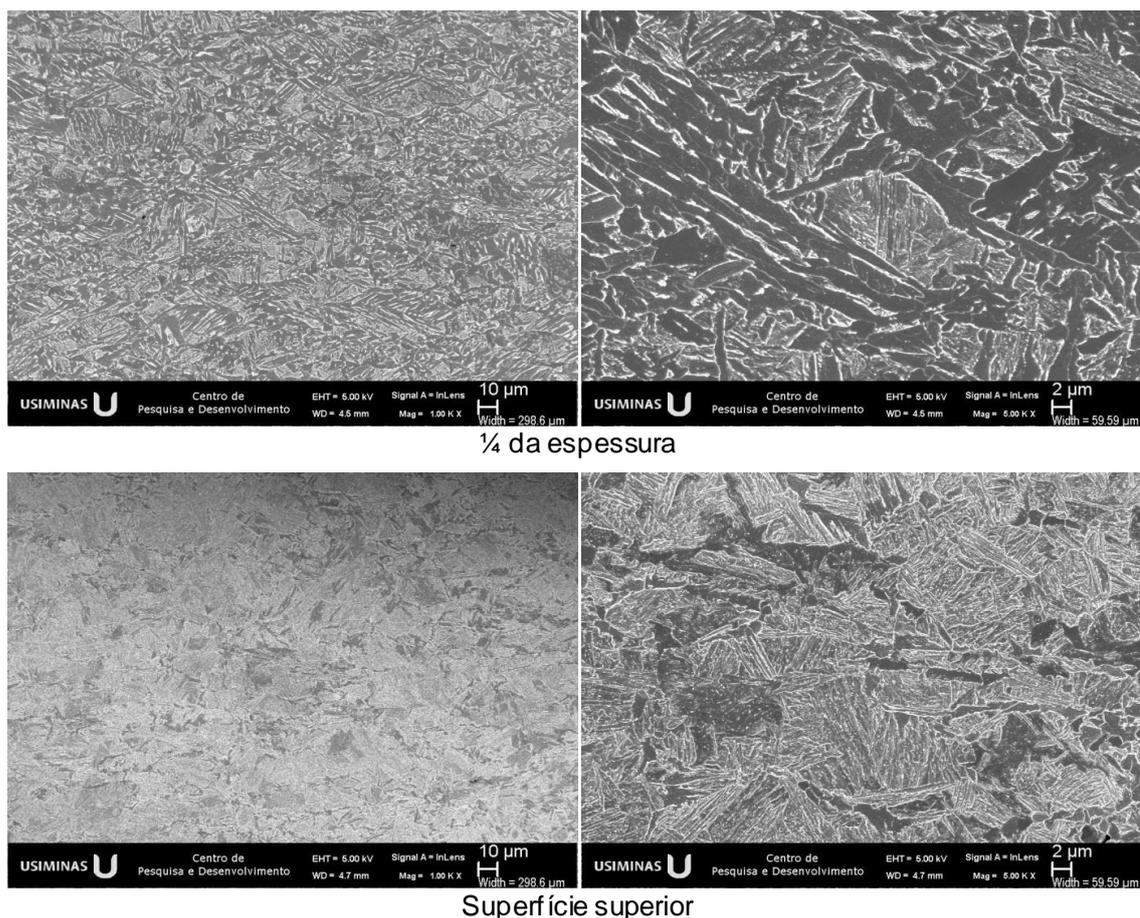


Figura 5.42 Microestrutura vista ao MEV A  $\frac{1}{4}$  da espessura e adjacente à superfície na amostra da sequência 012, resfriada de acordo com a estratégia E5.

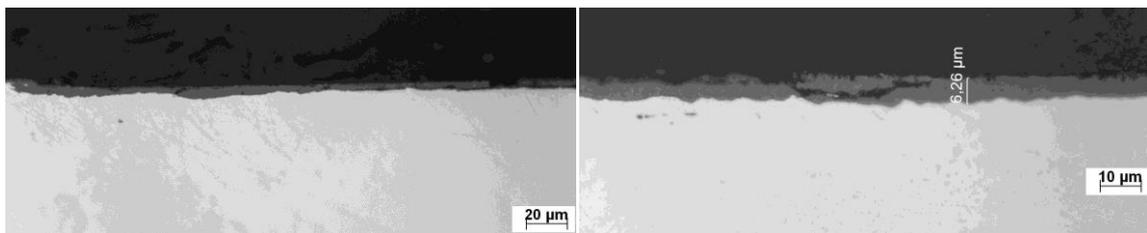
## 5.8 Carepa Remanescente nas Chapas Processadas

As imagens da camada de carepa nas amostras das chapas observadas nas seções metalográficas são mostradas nas figuras 5.43, 5.44, 5.45, 5.46 e 5.47, respectivamente para as estratégias E1 a E5.

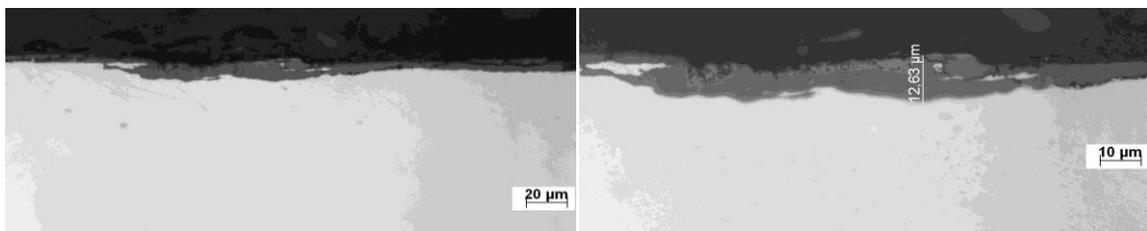
Nas chapas laminadas a baixa temperatura (E1 a E4), a espessura da carepa remanescente varia entre  $6\ \mu\text{m}$  e  $9\ \mu\text{m}$ , embora em alguns locais uma carepa irregular mais espessa esteja presente, figura 5.43-(b). Em parte da superfície da amostra a carepa estava aderente e uniforme e em outras regiões, parcialmente destacada e degradada. Em geral, percebeu-se que na superfície superior houve maior aderência da carepa. Também ficou evidente que nas amostras relativas aos laminados das estratégias E2 e E3 tiveram carepa mais degradada que as demais, o que é

consistente com a pior qualidade da termografia mostradas nas figuras 5.17 a 5.21 indicando maior heterogeneidade térmica.

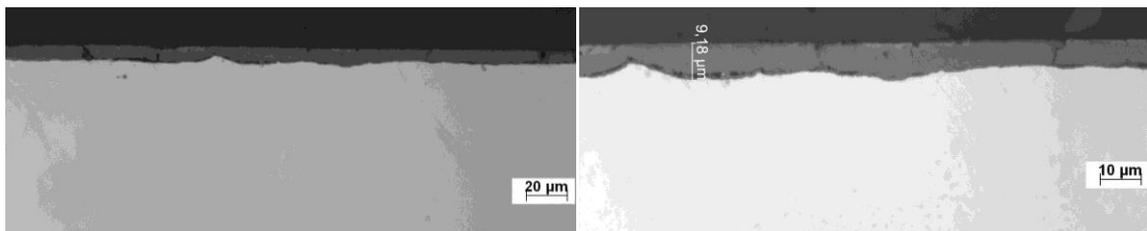
No material laminado com alta temperatura de acabamento, estratégia E5, a camada de carepa atingiu 23  $\mu\text{m}$  de espessura nos locais onde foi preservada, mas em vários locais ela estava totalmente destacada, figura 5.47 -(b).



(a) Superfície superior – carepa regular



(b) Superfície superior – carepa irregular



(c) Superfície inferior – carepa regular

Figura 5.43 Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 002, estratégia E1 de resfriamento.

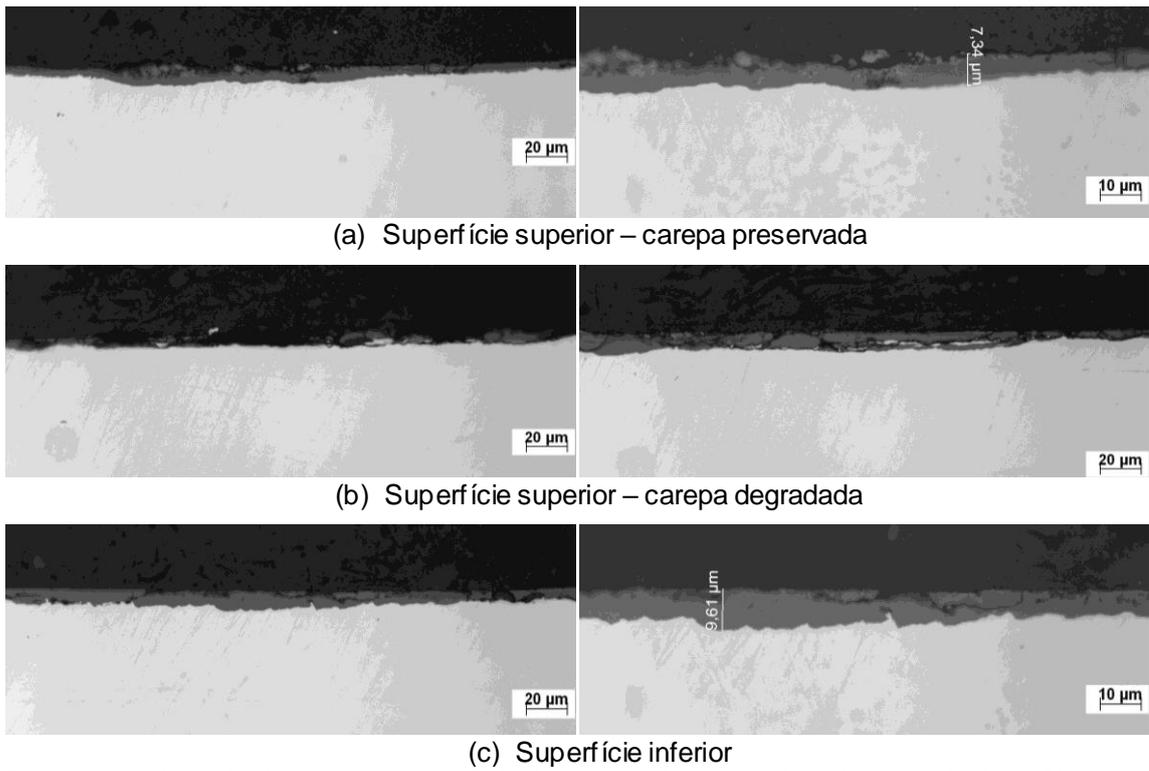


Figura 5.44 Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 004, estratégia de resfriamento E2.

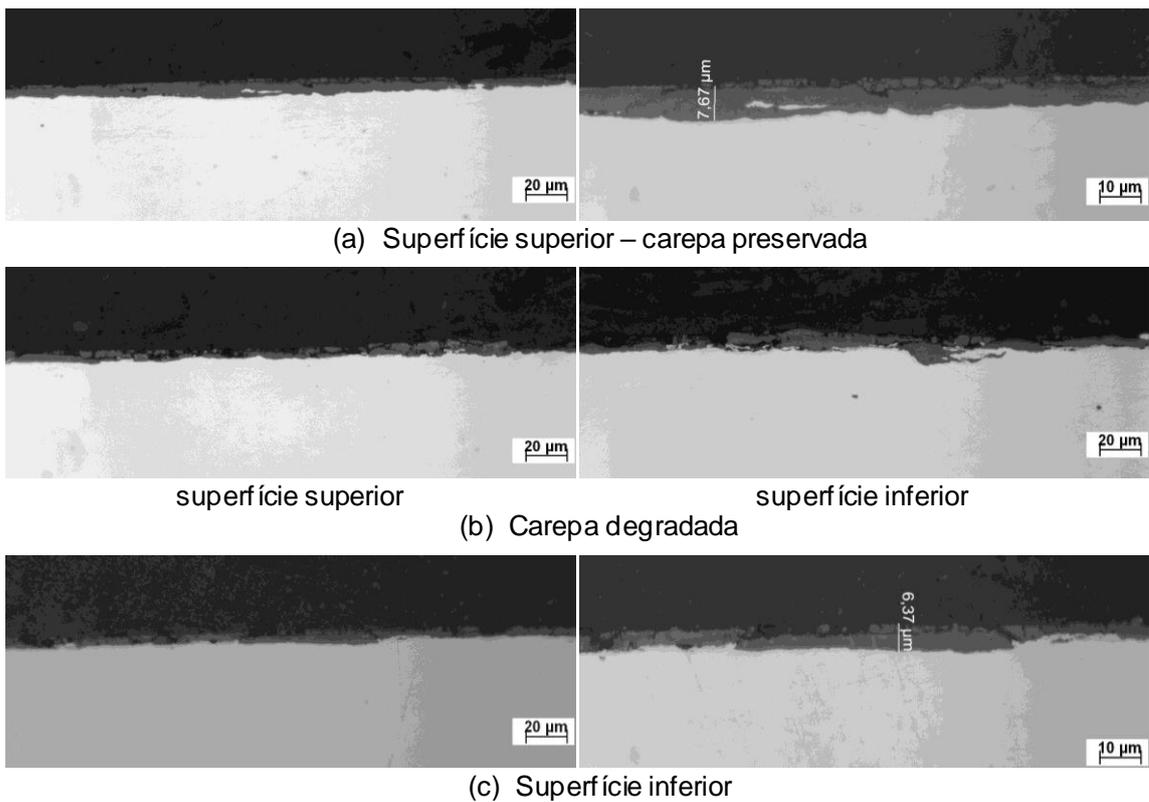
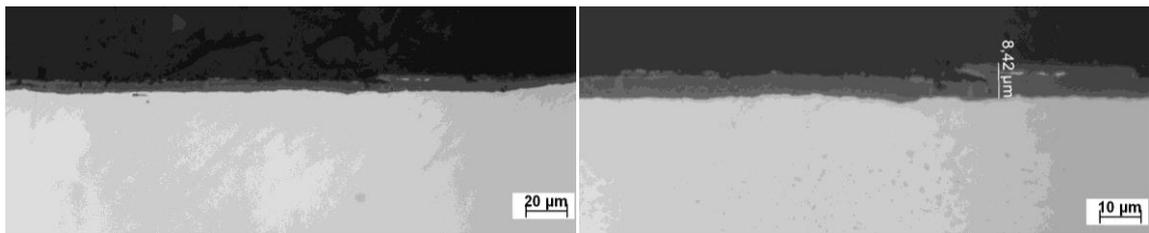
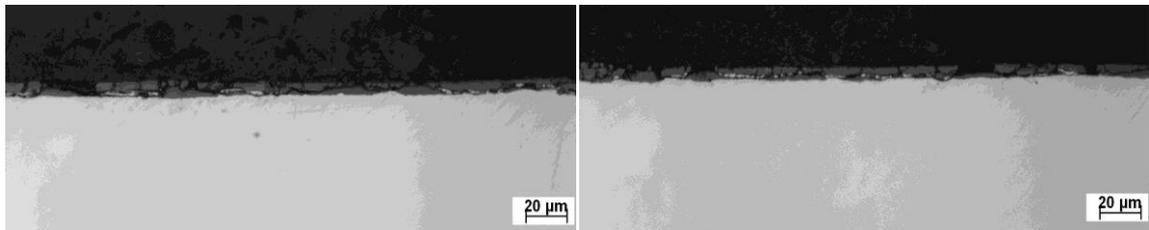


Figura 5.45 Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 007, estratégia de resfriamento E3.



(a) Superfície superior – carepa preservada

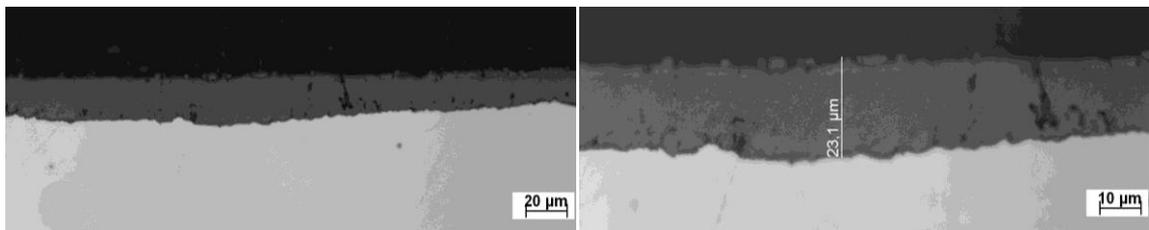


superfície superior

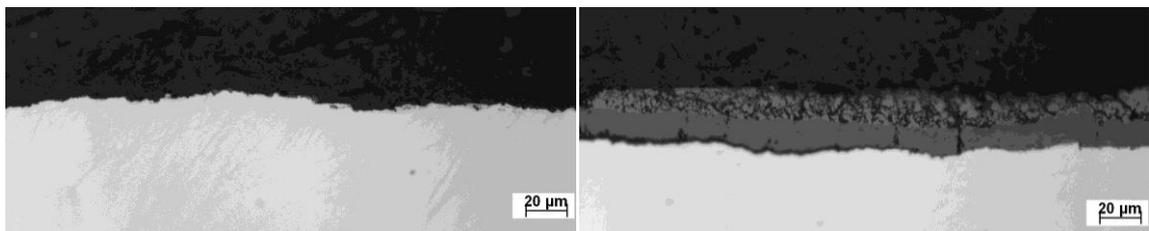
superfície inferior

(b) Carepa degradada

Figura 5.46 Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 010, estratégia de resfriamento E4.



(a) Superfície superior – carepa preservada



(b) superfície superior – carepa removida

(c) superfície inferior – carepa heterogênea



(d) Superfície inferior – carepa regular

Figura 5.47 Camada de carepa na superfície da amostra da sequência 012, estratégia de resfriamento E5.

## 5.9 Propriedades de Tração

Os resultados de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento são apresentados nas figuras 5.48, 5.49 e 5.50. Os resultados foram comparados com especificações típicas de projeto para aços APIX70 desta dimensão, dados pelas linhas horizontais nos gráficos.

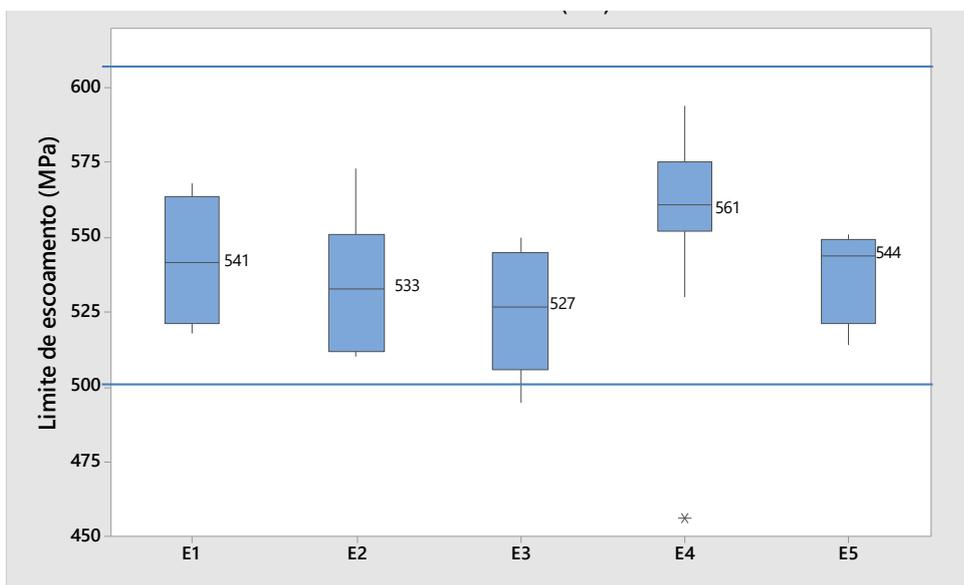


Figura 5.48 Limite de escoamento em função da estratégia de processamento, apresentados no gráfico *boxplot* com indicação numérica das medianas.

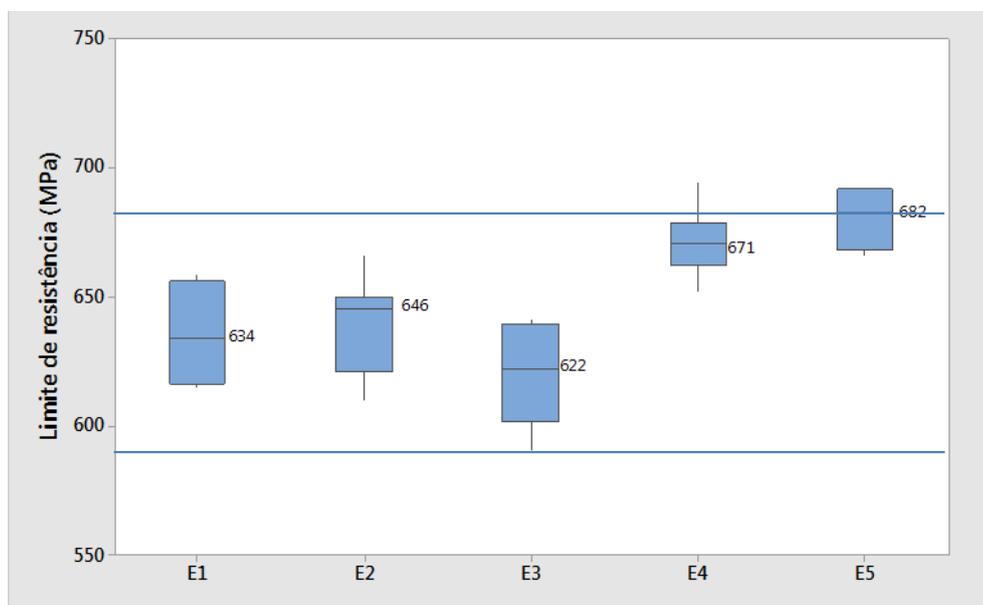


Figura 5.49 Limite de resistência em função da estratégia de processamento.

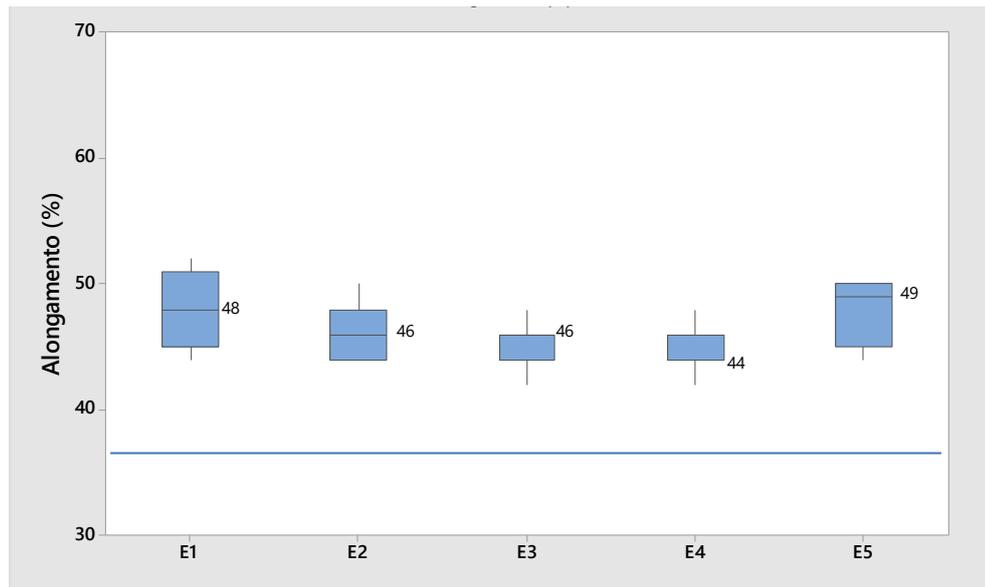


Figura 5.50 Alongamento obtido em função da estratégia de processamento.

### 5.10 Resultado de Dureza

Os resultados são apresentados no gráfico da figura 5.51. Foram feitos em duas amostras por laminado. Cada amostra teve três ensaios gerando um valor médio por ensaio. O valor apresentado contempla todos os ensaios individuais. Observe que a dureza das chapas industriais, processada na estratégia E5, 226 HV, foi muito próxima na obtida na simulação por dilatométrica, figura 5.14, com condicionamento da austenita, 229 HV.

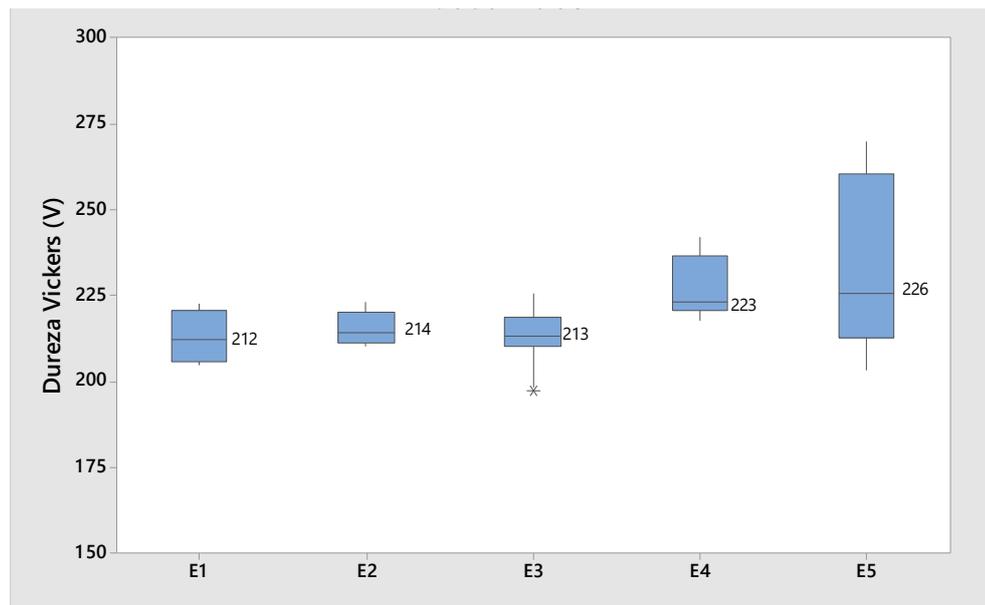


Figura 5.51 Dureza obtidas pelo ensaio Vickers.

## 5.11 Tenacidade

A tenacidade em aços API é uma propriedade extremamente importante. Para determinação desta propriedade foram feitos ensaios de Charpy e DWTT.

### a) Ensaio de Charpy

Os resultados obtidos de energia absorvida para cada estratégia de processamento, são apresentados na figura 5.52. É observado para todas as condições, um elevado valor de energia absorvida. Nota-se que a condição E5, que apresentou uma microestrutura final formada basicamente por bainita, apresentou os resultados mais elevados de tenacidade.

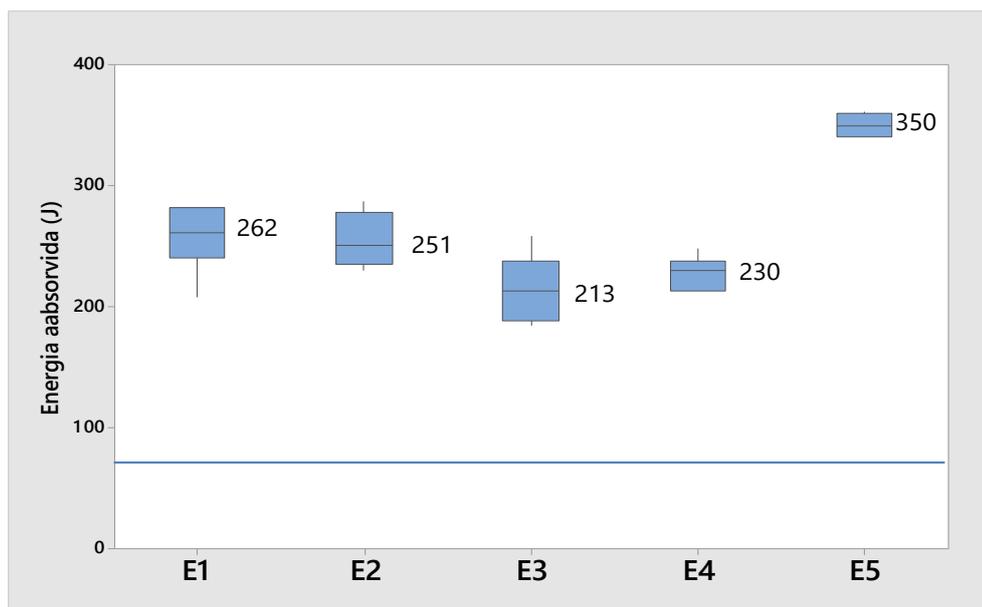


Figura 5.52 Energia absorvida em função da estratégia de processamento.

Com resultados tão elevados de tenacidade, foi também foi feito a curva de transição dúctil frágil utilizando o teste de Charpy. Foram testadas amostras das cinco estratégias nas temperaturas de  $-60^{\circ}\text{C}$ ,  $-45^{\circ}\text{C}$ ,  $-30^{\circ}\text{C}$ ,  $-15^{\circ}\text{C}$ ,  $0^{\circ}\text{C}$  e  $15^{\circ}\text{C}$ . Os resultados são apresentados nas figuras 5.53, 5.54, 5.55, 5.56 e 5.57 e confirmam altos valores de tenacidade mesmo a temperaturas muito baixas, não sendo possível identificar a transição para a fratura frágil mesmo com temperaturas de  $-60^{\circ}\text{C}$ . Confirma-se ainda, que a estratégia E5, continua apresentando altos resultados de energia absorvida.

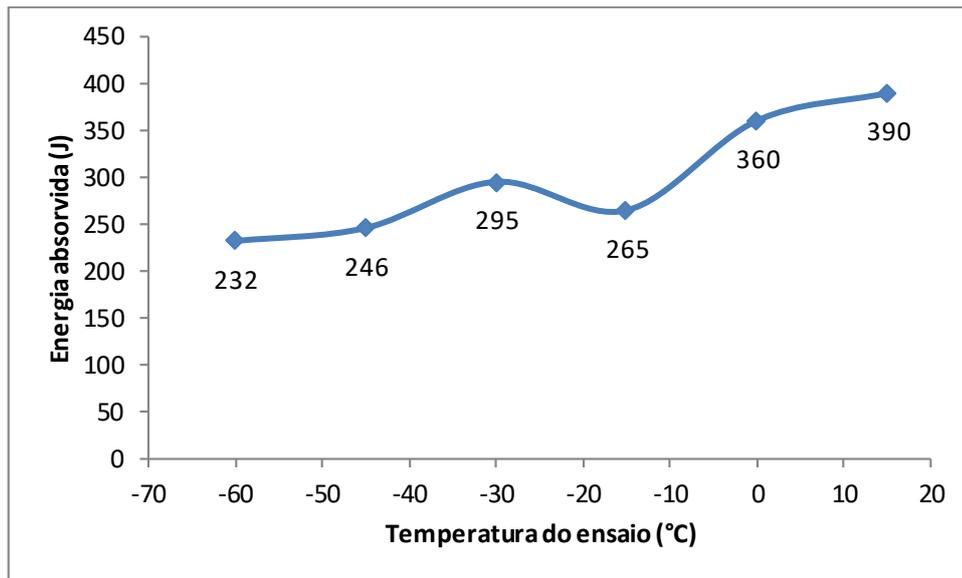


Figura 5.53 Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E1.

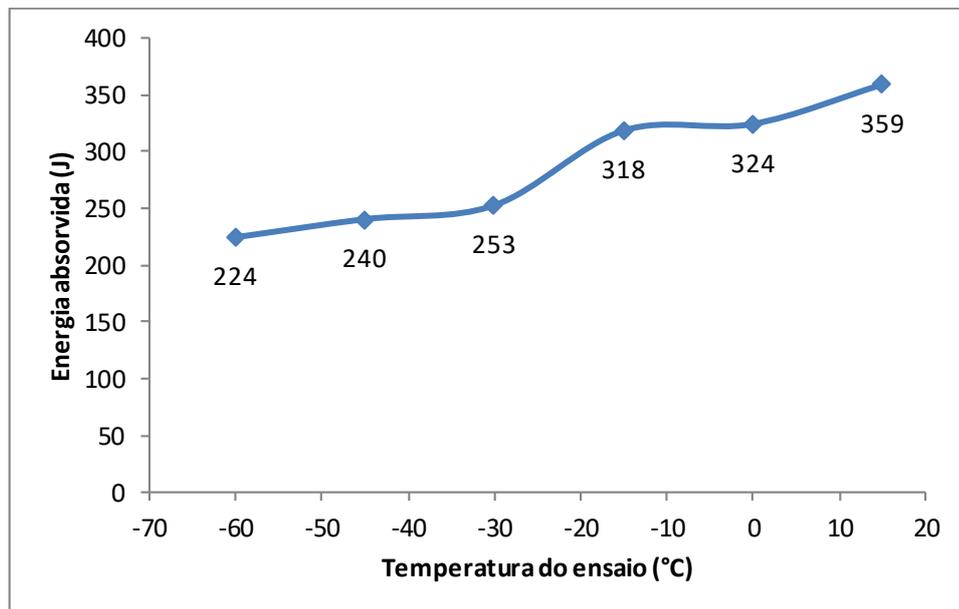


Figura 5.54 Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E2.

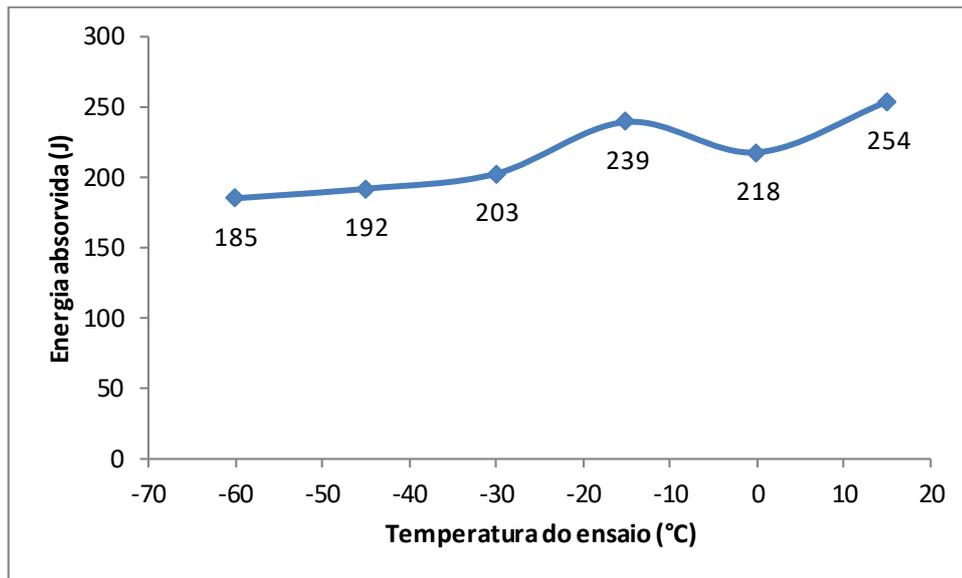


Figura 5.55 Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E3.

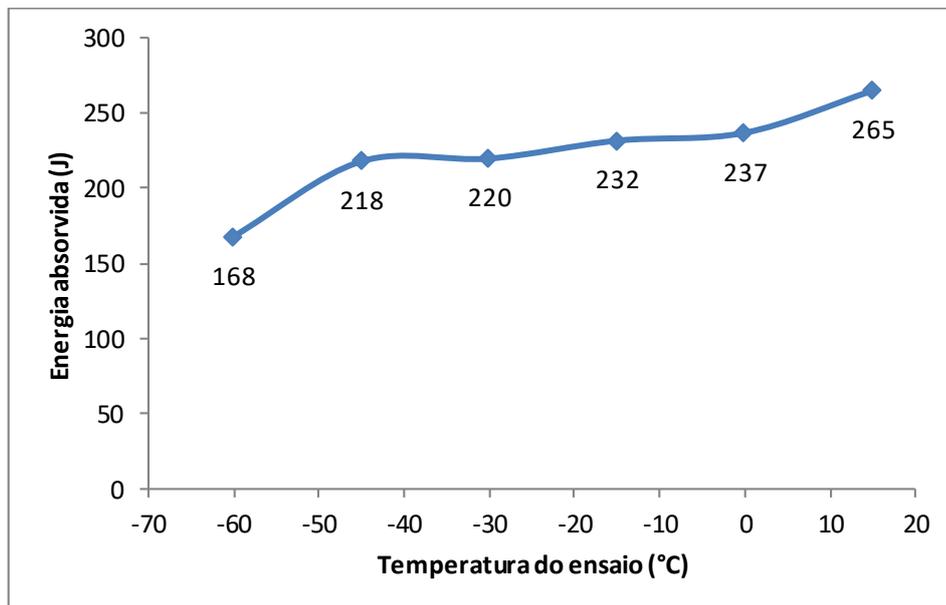


Figura 5.56 Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E4.

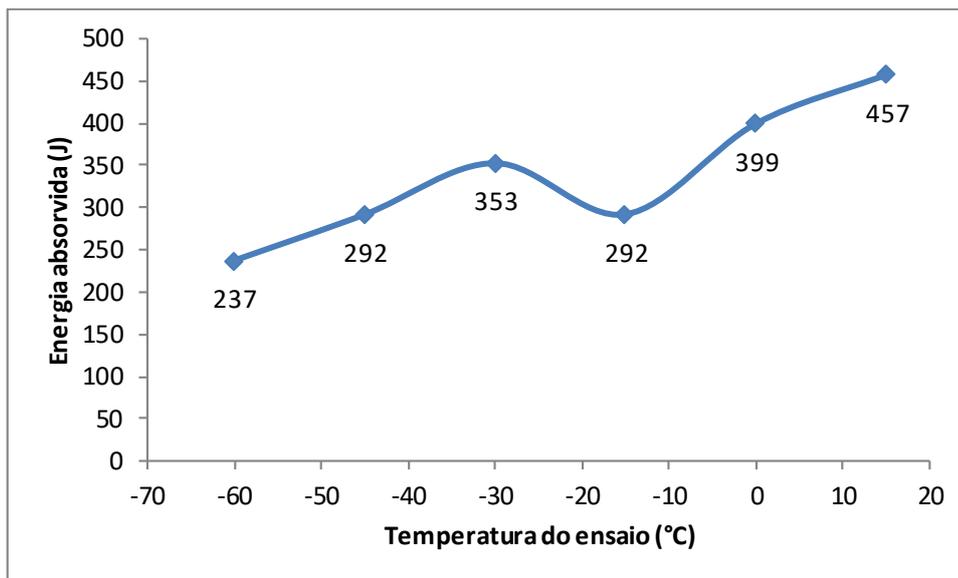


Figura 5.57 Curva de energia absorvida no ensaio de Charpy para a estratégia E5.

### b) DWTT

O ensaio de DWTT (*Drop Weight Tear Test*) também foi feito a uma temperatura de -20°C. Foram avaliadas por laminado duas amostras. O teste indica visualmente o percentual de fratura dúctil presente. A figura 5.58 indica o resultado do teste.

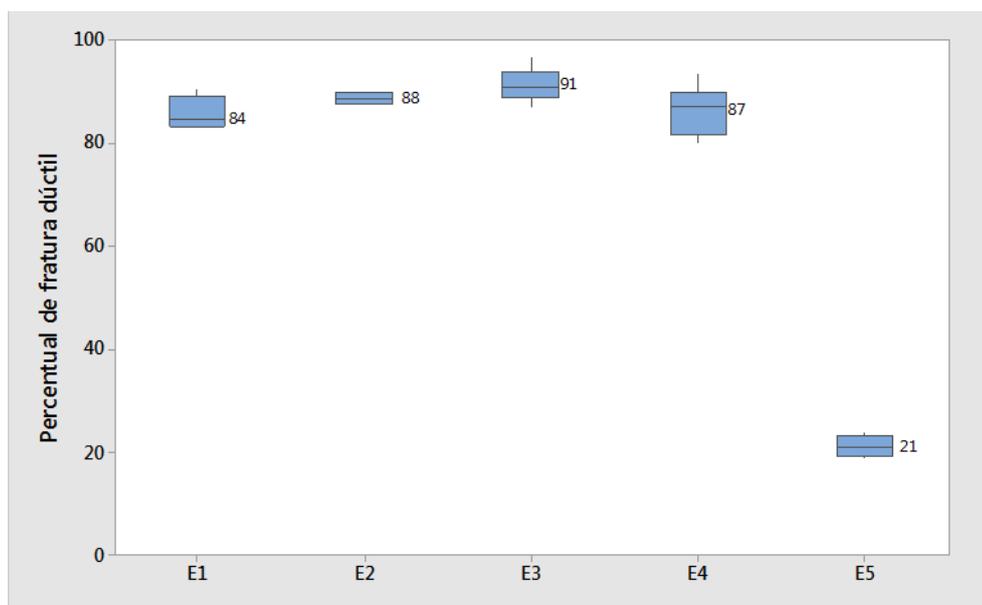


Figura 5.58 Percentual de fratura dúctil observado pelo ensaio DWTT.

O baixo percentual de fratura dúctil na estratégia E5 contrasta com o alto valor de energia absorvida indicado no teste de Charpy. O baixo valor encontrado de fratura dúctil para a estratégia E5 está associado à presença de fratura inversa, fenômeno discutido por Faria <sup>(36)</sup>. Esta condição, onde o material tem alta tenacidade confirmada pelo teste de Charpy, torna o teste DWTT inválido para sua caracterização.

## 5.12 Planicidade

Um dos focos do trabalho, a planicidade dos produtos foi verificada após os laminados divididos em chapas. Esta verificação foi feita na linha de inspeção de produtos da Usiminas com o uso de réguas e cunhas calibradas. As doze sequências laminadas geraram 24 chapas. O resultado de planicidade foi confrontado com valores típicos de especificação de projeto de materiais API com dimensão similar. Para a ocorrência de empeno, o limite superior de especificação é de 21,4 mm. O gráfico da figura 5.59 mostra os valores obtidos para cada uma das estratégias utilizadas. Observa-se que a estratégia E2, apresenta pior resultado de planicidade, sendo necessário para esta situação um retrabalho para correção de forma. A estratégia E2 também é a que apresentou pior resultado termográfico. As estratégias E1, E4 e E5 foram as que apresentaram melhores resultados, o que está associado a uma maior homogeneidade térmica.

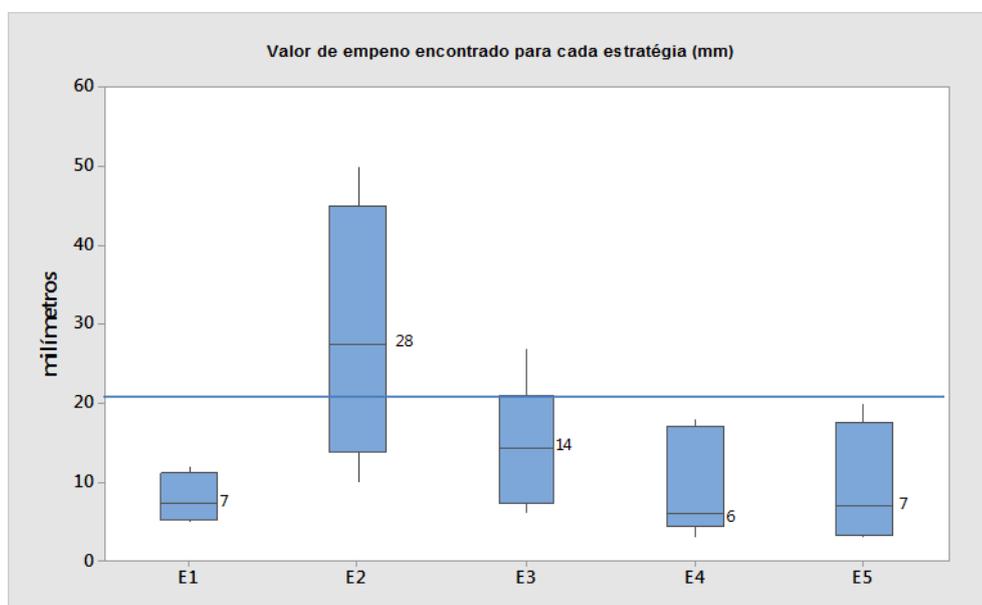


Figura 5.59 Valores de empeno encontrado nas chapas para cada estratégia de processamento

## 6 CONCLUSÕES

Ao longo da investigação das variáveis de resfriamento e seus efeitos na microestrutura e planicidade de um aço API, foi possível aumentar o nível de entendimento metalúrgico e correlacionar diversos fatores com a qualidade do produto, tanto do ponto de vista da planicidade, quanto da variação das propriedades mecânicas. Baseado na análise em laboratório e na experiência industrial, podem ser feitas as seguintes conclusões:

- ✓ As diferentes estratégias de resfriamento acelerado causam variação significativa sobre as propriedades mecânicas do aço.
- ✓ O início do resfriamento na temperatura bifásica resultou em um produto com uma microestrutura composta basicamente de ferrita deformada, além de ferrita poligonal e bainita.
- ✓ O início do resfriamento na região de temperatura no campo austenítico, resultou em uma microestrutura final composta basicamente de bainita.
- ✓ Tanto para as estratégias com início de resfriamento na região bifásica, quanto no campo austenítico, os resultados de limite de escoamento apresentaram resultados que atenderam a especificação para este grau de aço. Entretanto, a estratégia partindo do início de resfriamento na região austenítica, resultou em um maior valor de limite de resistência a tração, superando o limite superior de especificação.
- ✓ Também a estratégia E5 apresentou os maiores valores de tenacidade quando comparados com as demais estratégias, que ainda assim atenderam a especificação.
- ✓ A homogeneidade térmica está intimamente relacionada à condição de planicidade, apresentando resultados piores de planicidade as estratégias com maior heterogeneidade térmica.
- ✓ Diferentes estratégias contribuiriam para resultados para a ocorrência de de planicidade, o que é atribuído a diferentes taxas de resfriamento que provocaram diferentes condições de homogeneidade térmica após o resfriamento acelerado.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Face aos resultados algumas sugestões de estudo são listas a seguir:

- ✓ Estudar detalhadamente o efeito da heterogeneidade térmica em função de diversas estratégias de resfriamento na planicidade da chapa laminada, considerando os diferentes regimes de transferência de calor.
- ✓ Estudar condições para fabricação de aços APIs com grau mais elevado a partir da liga de aço APIX-X70.

## 8 REFERÊNCIAS

- (1) OUCHI, C. Development of Steel Plates by intensive Use TMCP and Direct Quenching Process, *ISIJ International* v.41, n.6, 2001, p542-553, 2001.
- (2) LUDWIG, B. Systems for the Accelerated Cooling of Plates, *Metallurgical Plant and Technology*, v.11, n.4, p10-17, 1988.
- (3) KOZASU, I. Overview of Accelerate Cooling of Plate. *Symposium on Accelerated Cooling of Steel*, Pittsburgh, p15-31, 1985.
- (4) SUGIYAMA, T. Controlled Rolling of Plate with Accelerated Cooling Steel *Technology International*, London Sterling Publications, p315-318, 1988.
- (5) FENSTERMAKER L.J. Low-Cost Plate Mill Improvements, *Steel Times*, v.214, n.6, p287-290, junho de 1986.
- (6) TANAKA, T. Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel. *International Conference Microalloying*. Pittsburgh p165-181, 1995.
- (7) MYLLYKOSKI, L., MANTILA, P., NIKULA, A. et al. *Advances in the accelerated cooling of plates*. International Conference Microalloying. Warrendale, p183-196, 1995.
- (8) TSUKADA, K., OHKITA, T., OUCHI, C. et al. Application of on-line Accelerated Cooling (OLAC) to steel plates – Development of OLAC – *Parte 1 Nippon Kokan Technical Report*, n 35, p24-34, 1982.
- (9) TOKUTAKA, T., KEN-ICHI, O., TAIJI, U. et al. Development of an On-Line Shape Control System of TMCP Steel Plate. *International Conference on Steel Rolling*. Chiba, p589-594, 1998.
- (10) WILMOTE, S., CAPONET, H., ECONOMOPOULOS, M. Mulpic – A Novel Process of Accelerated Cooling for plates. *Steel Times*. V.214, n.6, p280-285, 1996.
- (11) DEGENKOLBE, J., MAHN, J., MUSGEN, B., TSCHERSICH, H.J. Experience in accelerated of plate directly after rolling. *International Steel Rolling Conference*. Deauville, pD4.1-D4.7, 1987.
- (12) BODNAR, R., L. SHEN, Y. LIN, M. Accelerated Cooling on Burns Harbor's 160" Plate Mill. *Conference Proceedings from Material Solutions 97 Accelerate Cooling/Direct quenching of steel*. Ohio ASM International, p3-13, 1997.
- (13) KOZASU, I. State of the art in Microalloyed Plate Production. *In: International Conference Microalloying*, 95. Warredale, p95-104, 1995.

- (14) LEDERER, A. Influence of thermomechanical Rolling on the technology production and design of plate mills. *Steel and Metals Magazine*, v.26, n.8, p693-708, 1988.
- (15) BUFALINI, P., PONTREMOLI, M., VITO, A., APRILE, A. Accelerated Colling after Control Rolling of LinePipe Plates.. Influence of Process Conditions on Microstructure and Mechanical Properties. *Bolletino Tecnico Finsider*, n.401, p86-96, 1984.
- (16) HILLENBRAND, H.G., GRAS, M., KALWA, C. Development and Production of high Strength PipeLine Steels. *In: International Symposium Niobium Orlando Science & Technology. The Minerals, Metals & Material Society – TMS. Bridgeville*, p543-570, 2002.
- (17) LIN, M., BODNAR, R.L., SHEN, Y. et al. Some Fundamentals for the Accelerated Cooling of Plates Products. *In: Intenational Symposium on Steel for Fabricated Structures. Cincinnati*, p95-103, 1999.
- (18) OKAMOTO, K., YOSHIE, A., NAKAO, H. Microstructures and Mechanical Properties of Heavy Steel Plates Produced by Accelerated Cooling and Direct Quenching Process. *In: 32<sup>nd</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference. Cincinnati Ohio*, p 419-438, 1990.
- (19) BORBA, T.M.D., FRAGA, R.A., MAIA, D.M. Produção de Aços Navais de Alta Resistência na Usiminas Utilizando a Tecnologia de Resfriamento Acelerado. *Contribuição Técnica para o 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM, Ouro Preto*, novembro de 2013.
- (20) OUCHI, C., SAMPEI, T., KOZASU, I. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of Gama –Alfa Transformation after Hot Rolling. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v.22, n.3, p214-222, 1982.
- (21) EVANS, J.F., CLARK, M.T. Plate Cooling – *Technologies and Market Requeriments AISE Steel Technology*, v.79, n.6, p49-53, jun. 2002.
- (22) ARAÚJO, C.S. Revisão Bibliográfica sobre Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas, *Relatório Parcial de Estudo de P&D USIMINAS*, 2006.
- (23) LEOCADIO, H.J., GELD, C.W.M., PASSO, J.C. Degassing, rewetting and boiling in water jet impingement on High Temperature Steel Surface. *9<sup>th</sup> World Conference on Experimental Heat Transfer, Fluid Mechanics and Thermodynamics. Foz do Iguaçu*. 2017.

- (24) KRAUS, GEORGE. Steels processing structure and performance. 2.ed. Ohio: *ASM International*, 2015.
- (25) ASKELAND, D. R., FULAY, P. P., WRIGTH, W. J. The Science and Engineering of Materials. 6.ed. Stamford: *Cengage Learning*, p451-537, 2011.
- (26) PRIOR, G. K. The role of dilatometry in the characterization of steels. *Materials Forum*, Clayton, v.18, p265-276, 1994.
- (27) SANTOS, A.A. *Modelamento da Transformação de Fases de Aços de Alta resistência Microligados ao Nb Durante Resfriamento Após Laminação em Tiras a Quente*. Tese de doutorado UFMG, 2007.
- (28) CALLISTER, W. D. J., RETHWISCH, D. G. *Ciência e Engenharia de Materiais uma introdução*. 8.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012, p140-333.
- (29) API SPECIFICATION 5L, 46ª edition, april 2018, p. 30.
- (30) SANTOS, A.A., GIACOMIN, C.N. Aplicativo de determinação dos perfis de velocidade e temperatura no resfriamento acelerado de chapas grossas. *Tecnologia Metal, Materiais e Mineração*, v.2, n.3, p236-243 jul/set. 2014.
- (31) MANOHAR, P.A., CHANDRA, T., KILLMORE, C.R. Effect of cooling and deformation on the austenite decomposition kinetics. *ISIJ Int.* vol. 36, n° 12, 1996, p. 1486-1493.
- (32) DUTTA, B. SELARS, C. M. Effect of Composition and Process Variables on Nb(C,N) Precipitation in Niobium Microalloyed Austenite. *Materials Science and Technology*, vol. 3, pp. 197-206, 1987.
- (33) BARBOSA, R. A. N. M., BORATTO, F.J. M., SANTOS, D. B., *Fundamentos da Laminação Controlada*. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 1989. 325p.
- (34) HOMSHER C. N. Determination of the Non Recrystallization Temperature ( $T_{nr}$ ) in Multiple Microalloyed Steels. Colorado, Colorado School of Mines, 2007.
- (35) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *ASTM A-370 - 97a*; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, 2016.
- (36) Avaliação da ocorrência de fratura inversa em ensaio DWTT em aço de elevada tenacidade, Faria A.L.; dissertação de mestrado, UFMG, Brasil.