

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Mestrado Profissional em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de
Minas

Dissertação de Mestrado Profissional

INFLUÊNCIA DO PERFIL LONGITUDINAL DE TEMPERATURA NA VARIAÇÃO
DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE CHAPAS GROSSAS PARA APLICAÇÃO
EM TUBOS, PROCESSADAS POR RESFRIAMENTO ACELERADO

Autor: Davidson Marcos de Oliveira
Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Agosto/2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Mestrado Profissional em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de
Minas

Davidson Marcos de Oliveira

**INFLUÊNCIA DO PERFIL LONGITUDINAL DE TEMPERATURA NA VARIAÇÃO
DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE CHAPAS GROSSAS PARA APLICAÇÃO
EM TUBOS, PROCESSADAS POR RESFRIAMENTO ACELERADO**

Dissertação apresentada ao Programa de Mestrado Profissional 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/2019

O48i

Oliveira, Davidson Marcos de.

Influência do perfil longitudinal de temperatura na variação das propriedades mecânicas de chapas grossas para aplicação em tubos, processadas por resfriamento acelerado [recurso eletrônico] / Davidson Marcos de Oliveira. - 2019.

1 recurso online (xv, 73 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Vicente Tadeu Lopes Buono.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos: f. 68-73.

Bibliografia: f. 65-67.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia Metalúrgica - Teses. 2. Metais – Têmpera - Teses.
3. Metais – Propriedades mecânicas – Teses. 4. Tubos – Teses.

I. Buono, Vicente Tadeu Lopes. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669 (043)



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 DAVIDSON MARCOS DE OLIVEIRA

Realizou-se, no dia 30 de agosto de 2019, às 13:00 horas, sala 2138, da Universidade Federal de Minas Gerais, a defesa de dissertação, intitulada *INFLUÊNCIA DO PERFIL LONGITUDINAL DE TEMPERATURA NA VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE CHAPAS GROSSAS PARA APLICAÇÃO EM TUBOS, PROCESSADAS POR RESFIAMENTO ACELERADO*, apresentada por DAVIDSON MARCOS DE OLIVEIRA, número de registro 2017720997, 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 Cerezi 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 Cerezi Isaac Neta (Doutora)

Dedico esta conquista a minha filha **Letícia Oliveira**,
fonte perene de alegria para minha vida.

“A escada do conhecimento não conhece o último degrau!”

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por possibilitar a realização deste projeto, colocando em minhas mãos preciosos recursos.

Agradeço ao meu orientador Antônio Adel pelo tempo disponibilizado a me orientar, realizar análises e dedicação em todas as etapas deste trabalho.

Ao meu orientador Vicente Buono (UFMG) por acreditar neste projeto e pelas lições valiosas.

Aos colegas da Gerência Geral de Laminação a Quente da Usiminas.

Às equipes do Laboratório de Ensaios Mecânicos e do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas.

À minha família, em especial aos meus pais Nelito Taciano e Maria Neuza. Vocês são pilares fundamentais da minha vida.

À Brysa Giovana, pelo companheirismo nas etapas mais críticas deste trabalho.

Aos meus colegas Fabrício Mazola, Leandro Scheffer, Lucas Soares, Viviane Falcão, Priscila Batista e Edson Marciano, pelo apoio prestado nas diversas etapas deste trabalho.

RESUMO

A produção de chapas grossas para aplicação em tubos foi impulsionada a partir da década de 1960 pelo desenvolvimento do processo de laminação controlada, TMCR (*Thermomechanical controlled Rolling*) e posteriormente pelo uso do resfriamento acelerado em linha, após a laminação controlada, originando o processo TMCP (*Thermo-mechanical controlled process*), que é atualmente o mais empregado. Na produção em escala industrial, um dos maiores desafios está relacionado às perdas que acontecem ao longo do processo, sendo uma delas as regiões próximas às extremidades que são descartadas devido às variações nas propriedades em tais regiões. Este trabalho focou na avaliação da influência do perfil longitudinal de temperatura na variação das propriedades mecânicas de chapas grossas para aplicação em tubos processadas por resfriamento acelerado. Para isto, foram analisadas as propriedades mecânicas e microestrutura nas regiões descartadas mais próximas às extremidades e comparadas com o corpo do material laminado. Adicionalmente, simulação do processo por dilatometria foi realizado com o objetivo de entender o comportamento observado. Os resultados indicaram que há de fato diferenças nas propriedades mecânicas e microestruturais nestas regiões em relação ao corpo do laminado, influenciadas principalmente pelo perfil da temperatura, mas que todas se encontram dentro das especificações, indicando que pode ser otimizado o rendimento metálico destes materiais.

Palavra chave: Resfriamento Acelerado, Propriedades Mecânicas, Chapas Grossas para Tubos.

ABSTRACT

The production of heavy plates for pipe application was boosted from the 1960s by the development of the controlled rolling process, TMCR (Thermomechanical controlled rolling) and later by the use of accelerated in-line cooling after controlled rolling, giving rise to the process TMCP (Thermo-mechanical controlled process), which is currently the most employed. In industrial scale production, one of the biggest challenges is related to the losses that occur along the process, one of them being the regions near the ends that are discarded due to the variations in properties in such regions. This work focused on evaluating the influence of the longitudinal temperature profile on the variation of the mechanical properties and microstructure of plates for oil and gas pipelines, produced by accelerated cooling. As such, the discarded regions close to the plate ends were analyzed and compared with the middle of the plates in terms of mechanical properties and microstructure. Additionally, simulation by dilatometry was done in order to elucidate the observed behavior. The results indicated that there are indeed differences in mechanical properties and microstructure in these regions in relation to the middle, mainly influenced by the temperature profile, but all of them are within specifications, indicating that the metallic yield of these materials can be optimized.

Keyword: Accelerated Cooling, Mechanical Property, Line pipes Application.

ÍNDICE

| | |
|---|-----|
| LISTA DE FIGURAS | xi |
| LISTA DE TABELAS | xv |
| LISTA DE SÍMBOLOS..... | xvi |
| 1 INTRODUÇÃO..... | 1 |
| 2 OBJETIVOS..... | 2 |
| 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 3 |
| 3.1 Aços Microligados | 3 |
| 3.1.1 Vanádio..... | 4 |
| 3.1.2 Titânio | 4 |
| 3.1.3 Nióbio..... | 6 |
| 3.1.4 Aços para fabricação de tubos | 8 |
| 3.2 Laminação Controlada e Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas | 8 |
| 3.2.1 Fabricação do aço..... | 11 |
| 3.2.2 Reaquecimento da placa..... | 11 |
| 3.2.3 Laminação Controlada | 14 |
| 3.2.3.1 Desbaste..... | 15 |
| 3.2.3.2 Acabamento..... | 17 |
| 3.2.4 Resfriamento acelerado | 17 |
| 3.3 Variação da Temperatura no Laminado | 21 |
| 3.4 Rendimento Metálico..... | 23 |
| 3.5 Ensaios de Caracterização dos Aços | 26 |
| 3.5.1 Tração..... | 26 |
| 3.5.2 Dureza | 27 |
| 3.5.3 Charpy | 27 |
| 3.5.4 Dilatometria..... | 28 |
| 4 METODOLOGIA..... | 31 |

| | | |
|-------|---|----|
| 4.1 | Material | 31 |
| 4.2 | Reaquecimento das placas | 31 |
| 4.3 | Laminação do Material e Resfriamento Acelerado | 32 |
| 4.4 | Amostragem do Laminado | 36 |
| 4.5 | Propriedades Mecânicas | 38 |
| 4.6 | Microestrutura e Dureza | 38 |
| 4.7 | Dilatometria | 39 |
| 4.8 | Análise do Rendimento | 40 |
| 5 | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 42 |
| 5.1 | Propriedades Mecânicas | 42 |
| 5.2 | Microestrutura e Dureza | 43 |
| 5.2.1 | Microestrutura | 43 |
| 5.2.2 | Dureza | 52 |
| 5.3 | Diagrama T_{RC} e Ensaio Dilatométrico com Deformação | 54 |
| 5.3.1 | Diagrama T_{RC} | 54 |
| 5.3.2 | Ensaio Dilatométrico com Deformação | 57 |
| 5.4 | Rendimento Obtido | 61 |
| 6 | CONCLUSÕES | 63 |
| 7 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 64 |
| 8 | REFERÊNCIAS | 65 |
| 9 | ANEXOS | 68 |

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 3-1 Efeito do teor de V no aumento da resistência mecânica de um aço ⁽¹¹⁾ | 4 |
| Figura 3-2 Efeito do teor de Ti sobre a razão transversal/longitudinal de energia absorvida no ensaio de Charpy de um aço laminado a quente e normalizado ⁽⁴⁾ | 5 |
| Figura 3-3 Influência da razão de C/N no aço na razão de C/N no carbonitreto precipitado ⁽¹⁶⁾ | 6 |
| Figura 3-4 Ilustração esquemática da precipitação do Nb durante a laminação ⁽²⁾ | 7 |
| Figura 3-5 Esquema do TMCP e microestruturas obtidas com diferentes rotas de resfriamento ⁽¹⁷⁾ | 9 |
| Figura 3-6 Desenvolvimento de aços API (<i>American Petroleum Institute</i>) ^(6,8) | 9 |
| Figura 3-7 Fenômenos metalúrgicos a serem considerados no processamento de chapas grossas por resfriamento acelerado ⁽⁶⁾ | 10 |
| Figura 3-8 Curvas de equilíbrio termodinâmico de carbonitreto complexos em um aço microligado ao Ti-Nb-V calculadas utilizando o software Thermo-Calc ⁽⁶⁾ | 11 |
| Figura 3-9 Fenômenos metalúrgicos nos fornos de reaquecimento ⁽⁹⁾ | 13 |
| Figura 3-10 Solubilidade do Nb na austenita para um aço com 0,10% de C ⁽²⁾ | 13 |
| Figura 3-11 Estimativa de dissolução dos precipitados formados na placa após reaquecimento a diferentes temperaturas, nas equações de produto de solubilidade apresentados por Palmiere, Garcia e DeArdo ⁽³⁾ e Gladman ⁽⁴⁾ , citados por Schiavo ⁽¹⁹⁾ | 14 |
| Figura 3-12 Estágios da laminação controlada e suas respectivas mudanças de microestrutura após cada estágio ⁽⁹⁾ | 15 |
| Figura 3-13 Diagrama esquemático dos fenômenos termicamente ativados de diminuição da energia armazenada de um metal encruado; (a) Estado deformado, (b) Recuperado, (c) Parcialmente recristalizado (d) Totalmente recristalizado ⁽²⁰⁾ | 16 |
| Figura 3-14 Variação da T_{nr} com o teor dos elementos microligantes em solução sólida ⁽⁶⁾ | 16 |
| Figura 3-15 Curva de resfriamento de chapas após laminação controlada, representadas sobre um diagrama T_{RC} de um aço carbono, processada por TMCP ⁽²⁾ | 19 |
| Figura 3-16 Microestruturas obtidas em amostras de aço com 0,04% de C, submetidas a diferentes taxas de resfriamento em dilatômetro ⁽²²⁾ | 19 |
| Figura 3-17 Efeito da temperatura final de resfriamento na microestrutura obtida no aço ⁽¹⁾ | 20 |
| Figura 3-18 Desenho esquemático comparativo dos processos TMCP e TMCR sobre um diagrama TRC de um aço carbono ^(1,5) | 21 |
| Figura 3-19 Desenho esquemático do posicionamento dos medidores de temperatura do laminador de CG (1 e 2), da entrada da desempenadeira a quente (3) do resfriamento acelerado (4 e 5), do medidor termográfico (6) e do medidor de temperatura recuperada da Usiminas ⁽⁷⁾ ⁽²⁶⁾ | 22 |

| | |
|--|----|
| Figura 3-20 Imagem da termografia de um laminado da linha de resfriamento acelerado da Usiminas. Fonte: Treinamento interno da Usiminas. | 22 |
| Figura 3-21 Esquema de um laminado para fabricar 3 chapas grossas. | 24 |
| Figura 3-22 Ilustração da composição da placa para laminação de uma CG. | 25 |
| Figura 3-23 Representação esquemática do equipamento e do ensaio de Charpy ⁽²⁴⁾ | 28 |
| Figura 3-24 - Esquema da montagem experimental nos ensaios dilatométricos ⁽¹³⁾ | 29 |
| Figura 3-25 Dilatômetro Bähr DIL805 da Usiminas..... | 29 |
| Figura 3-26 Exemplo de curva dilatométrica e da técnica de identificação das temperaturas de transformações de fase, bem como da fração de austenita transformada ⁽¹³⁾ | 30 |
| Figura 4-1 Curva de reaquecimento das placas A e B. T _D : temperatura de dissolução. T _{RP} : Temperatura de reaquecimento da placa. | 32 |
| Figura 4-2 Evolução da temperatura durante a laminação da placa A. | 33 |
| Figura 4-3 Temperatura de acabamento e de início de resfriamento dos laminados A e B. | 34 |
| Figura 4-4 Temperatura final de resfriamento dos laminados A e B. | 35 |
| Figura 4-5 Termografia dos materiais após o resfriamento acelerado. | 35 |
| Figura 4-6 Perfis dos laminados A e B. | 36 |
| Figura 4-7 Esquema de amostragem no topo (T), no meio (M) e na base (B) dos laminados..... | 37 |
| Figura 4-8 Dimensão das amostras retiradas nos laminados A e B..... | 37 |
| Figura 4-9 Esboço dos detalhes em mm do CP de tração conforme ASTM A-370 ⁽²⁹⁾ . E = espessura da chapa..... | 38 |
| Figura 4-10 Esboço das dimensões em mm do CP de Charpy conforme ASTM A-370 ⁽²⁹⁾ | 38 |
| Figura 4-11 Amostras para análises de microestrutura e dureza no topo e base dos laminados..... | 39 |
| Figura 4-12 Esquema do ciclo termomecânico aplicado nos ensaios dilatométricos. ... | 39 |
| Figura 4-13 Rendimento metálico e as perdas metálicas previstas em percentual nos laminados A e B. | 41 |
| Figura 5-1 Resultados das propriedades de tração dos laminados A e B..... | 42 |
| Figura 5-2 Microestrutura da amostra retirada no meio do laminado A, ¼ da espessura. | 43 |
| Figura 5-3 Microestrutura ao MO da amostra retirada no topo do laminado A, ¼ da espessura..... | 44 |
| Figura 5-4 Microestrutura ao MEV da amostra retirada no topo do laminado A, ¼ da espessura..... | 45 |
| Figura 5-5 Microestrutura ao MO da amostra retirada na base do laminado A, ¼ da espessura..... | 46 |
| Figura 5-6 Microestrutura ao MEV da amostra retirada na base do laminado A, ¼ da espessura..... | 47 |

| | |
|---|----|
| Figura 5-7 Microestrutura vista ao MEV da amostra retirada na base do laminado A, $\frac{1}{4}$ da espessura, com maior ampliação. | 47 |
| Figura 5-8 Microestrutura da amostra retirada no meio do laminado B, $\frac{1}{4}$ da espessura. | 48 |
| Figura 5-9 Microestrutura ao MO da amostra retirada no topo do laminado B, $\frac{1}{4}$ da espessura..... | 48 |
| Figura 5-10 Microestrutura ao MEV da amostra retirada no topo do laminado B, a $\frac{1}{2}$ e a $\frac{1}{4}$ da espessura, nas posições 1, 3 e 5-B. | 49 |
| Figura 5-11 Microestrutura ao MO da amostra na base do laminado B, a $\frac{1}{4}$ da espessura..... | 50 |
| Figura 5-12 Microestrutura ao MEV da amostra na base do laminado B, retiradas a $\frac{1}{2}$ e a $\frac{1}{4}$ da espessura, nas posições 1, 3 e 5-B. | 51 |
| Figura 5-13 Perfil de dureza nas regiões analisadas dos laminados A e B..... | 53 |
| Figura 5-14 Perfil de dureza nas regiões analisadas de extremidade dos laminados A e B. Os valores das abcissas dos gráficos não são os mesmos para permitir visualizar as variações da dureza ao longo da região amostrada nas extremidades..... | 54 |
| Figura 5-15 Diagrama TRC do aço estudado | 56 |
| Figura 5-16 Microestrutura do aço API X70 obtida após diferentes condições de processo..... | 57 |
| Figura 5-17 Curvas dilatométricas no resfriamento obtidas na construção do diagrama T_{RC} | 57 |
| Figura 5-18 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=750$ °C, $T_{IR}=710$ °C e $T_{FR}=470$ °C..... | 58 |
| Figura 5-19 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=750$ °C, $T_{IR}=710$ °C e $T_{FR}=420$ °C..... | 58 |
| Figura 5-20 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=750$ °C, $T_{IR}=710$ °C e $T_{FR}=370$ °C..... | 58 |
| Figura 5-21 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=720$ °C, $T_{IR}=690$ °C e $T_{FR}=470$ °C..... | 59 |
| Figura 5-22 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=720$ °C, $T_{IR}=690$ °C e $T_{FR}=420$ °C..... | 59 |
| Figura 5-23 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=720$ °C, $T_{IR}=690$ °C e $T_{FR}=370$ °C..... | 59 |
| Figura 5-24 Dureza dos CPs ensaiados por dilatométria com deformação, simulando as etapas de acabamento e resfriamento acelerado. As barras verticais representam o intervalo de um desvio padrão, para mais e para menos. | 60 |
| Figura 5-25 Rendimento metálico obtido dos laminados A e B e seus respectivos impactos em percentual. | 62 |
| Figura A-1 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=750$ °C, $T_{IR}=710$ °C e $T_{FR}=470$ °C. | 68 |
| Figura A-2 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=750$ °C, $T_{IR}=710$ °C e $T_{FR}=420$ °C. | 69 |

| | |
|---|----|
| Figura A-3 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=750\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=710\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=370\text{ }^\circ\text{C}$ | 70 |
| Figura A-4 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=720\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=690\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=470\text{ }^\circ\text{C}$ | 71 |
| Figura A-5 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=720\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=690\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=420\text{ }^\circ\text{C}$ | 72 |
| Figura A-6 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=720\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=690\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=370\text{ }^\circ\text{C}$ | 73 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 3.1 Perdas utilizadas no cálculo hipotético do η de laminação de um laminado. | 25 |
| Tabela 3.2 Cálculo hipotético do η de um laminado para fabricação de três CG. | 25 |
| Tabela 4.1 Faixa de composição química (%), API-5L ⁽²⁸⁾ | 31 |
| Tabela 4.2 Dados das placas utilizadas no estudo | 31 |
| Tabela 4.3 Condições dos ensaios dilatométricos com aplicação de deformação ao CP. | 40 |
| Tabela 5.1 Resultados médios dos ensaios de tração e Charpy por região dos laminados A e B. | 43 |
| Tabela 5.2 Dureza dos CP ensaiados por dilatometria com deformação, simulando as etapas de acabamento e resfriamento acelerado (HV 3kgf). Condição: T_A - T_{IR} - T_{FR} | 60 |

LISTA DE SÍMBOLOS

AC: *accelerated cooling* (resfriamento acelerado).

Ac₁: Temperatura de início de transformação de fases ferrita para austenita durante o aquecimento.

Ac₃: Temperatura de fim de transformação de fases ferrita para austenita durante o aquecimento.

Ar₁: temperatura de fim de transformação de fases austenita para ferrita durante o resfriamento.

Ar₃: temperatura de início de transformação de fases austenita para ferrita durante o resfriamento.

BD: banda de deformação

CG: chapas grossas

CL: *cold leveler* ou desempenadeira a quente

CP: corpo de prova

D_γ: diâmetro do grão austenítico

MEV: microscopia eletrônica de varredura.

MO: microscopia ótica

TA: temperatura de acabamento

TD: tempo mínimo de dissolução

TFR: temperatura de final de resfriamento

TIR: temperatura de início de resfriamento

TMCP: *Thermo-Mechanical Controlled Process*

TMCR: *Thermo-Mechanical Controlled Rolling*

TMP: tempo mínimo de permanência no reaquecimento

TNR: temperatura de não recristalização da austenita.

TP: temperatura de patamar

TRP: temperatura de reaquecimento de placa

γ: fase austenita.

α: fase ferrita.

ε: deformação.

η: rendimento metálico.

1 INTRODUÇÃO

O emprego do resfriamento acelerado (AC, *accelerated colling*) em linhas de chapas grossas teve início em 1980. Desde então, os benefícios advindos de sua utilização deram origem a um considerável esforço mundial de pesquisa e desenvolvimento. Um dos desafios deste processo é a homogeneidade das propriedades físicas e metalúrgicas ao longo do material, pois suas variações acarretam em diferentes características nos perfis transversal e longitudinal de temperatura do material, conseqüentemente em suas propriedades mecânicas^(1,2).

Nos projetos de aplicação de aços pelos clientes, para garantir que chapas produzidas com dispersão natural das propriedades atendam à especificação total do projeto, é necessário o descarte das extremidades do laminado, e isso afeta negativamente o rendimento metálico, ou seja, a relação entre o peso de chapa produzida dentro da especificação e o peso da placa. Portanto, a otimização deste descarte é extremamente importante.

A maioria dos trabalhos realizados sobre os aços produzidos via resfriamento acelerado considera a temperatura média de laminação ao longo do comprimento em suas análises^(3,4,5). Portanto, para adequar os descartes, faz-se necessário estudar o que acontece nas extremidades do laminado, verificar as microestruturas obtidas e as propriedades mecânicas associadas. Neste sentido, este trabalho está voltado à determinação deste perfil térmico longitudinal e sua influência nas propriedades mecânicas ao longo do laminado, com ênfase nas suas extremidades.

2 OBJETIVOS

Objetivo Geral

Avaliar a influência do perfil longitudinal de temperatura existente após a laminação na variação de propriedades mecânicas de chapas grossas de aplicação em tubos produzidas via resfriamento acelerado.

Objetivos Específicos

- i. Mapear as diferenças de propriedades mecânicas decorrentes das variações térmicas nas extremidades e confrontar com os valores utilizados no projeto do aço.
- ii. Determinar os fatores que influenciam na variação de temperatura e conseqüentemente das propriedades mecânicas nas extremidades laminado.
- iii. Correlacionar as variações de temperatura com a microestrutura e as propriedades mecânicas ao longo do comprimento da chapa.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Microligados

Segundo Schiavo⁽⁶⁾, o nome “aço microligado” foi primeiramente aplicado a uma classe de aços de baixo carbono e alta resistência que continham pequenas adições de Nb e/ou V. Mas o termo microligado é empregado a qualquer tipo de aço que contenha pequenas adições de elementos microligantes como Al, B, Nb, V e Ti⁽⁶⁾. Os elementos de liga podem formar solução sólida intersticial ou substitucional com o ferro, bem como outros compostos como os carbonetos e os nitretos⁽⁷⁾, dependendo do seu raio atômico e da sua afinidade pelo C e pelo N, quando comparado com o metal base. Os elementos C, N, O, H e B tendem a formar soluções sólidas intersticiais nos aços devido seu pequeno raio atômico em comparação com o Fe. Elementos como o Ni e o Mn, tendem a formar soluções sólidas substitucionais. Já os elementos como o Cr, V, Mo, W, Ti e o Nb, tendem à formação de carbonetos e nitretos estáveis^(6,8,9,10).

A utilização de pequenas quantidades de V ou Ti vem sendo estudada há longo tempo na fabricação de aços, com o objetivo de melhorar suas propriedades mecânicas, principalmente em aços termicamente tratados⁽³⁾. Os pesquisadores atribuíam o incremento na dureza dos aços à presença de carbonetos e nitretos formados com o V, reconhecendo que este elemento promovia refino de grão e maior resistência mecânica, mesmo em pequenas adições. Esta mesma habilidade foi atribuída à formação de carbonetos de Ti^(6,8,9).

Elementos como o Nb, V e Ti formam precipitados que funcionam como fixadores do contorno de grão, impedindo seu crescimento na etapa de reaquecimento, o que é de muito interesse na indústria por elevar as propriedades mecânicas e preservar a tenacidade do material. Como a maioria dos aços de alta resistência que são produzidos em linhas de chapas grossas utilizam principalmente o Nb, Ti e V, em especial o aço a ser estudado, que possui estes elementos, os papéis desempenhados por eles terão uma especial atenção.

3.1.1 Vanádio

O V foi um dos primeiros elementos de microliga utilizado nos aços com o objetivo de melhorar suas propriedades mecânicas, atuando de duas maneiras: refino de grão e aumento de resistência por precipitação, esta devido aos carbonetos e, principalmente, aos nitretos formados. Quando a relação estequiométrica com o N é excedida ($V:N = 3,7:1$), a taxa de endurecimento associada ao V torna-se reduzida^(5,11,12).

Devido à maior afinidade do V pelo N, o N livre é minimizado com adição de V formando precipitados de VN, que possuem mais efetividade no aumento da resistência do aço, enquanto reduzem o envelhecimento por ação do N, conforme pode ser observado na figura 3.1^(5,11).

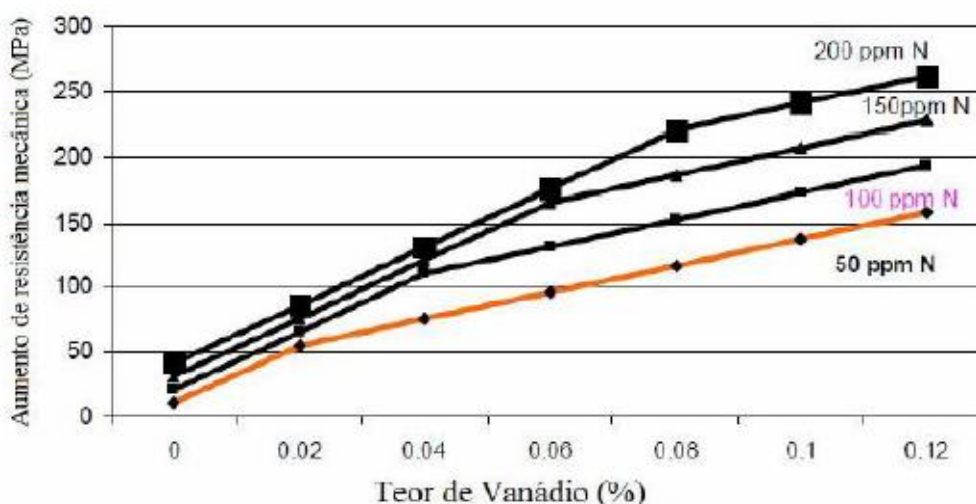


Figura 3-1 Efeito do teor de V no aumento da resistência mecânica de um aço⁽¹¹⁾.

O V exerce também efeito de arraste de soluto, diminuindo a velocidade de formação da ferrita, mas seu efeito é significativamente menor que o do Nb⁽¹³⁾.

3.1.2 Titânio

O Ti possui alta afinidade com N, S e C, prontamente formando TiN e TiS durante o lingotamento de placas. Subsequentemente, o Ti remanescente pode formar TiC durante o resfriamento⁽¹⁴⁾. O Ti é adicionado aos aços microligados de alta resistência

visando, principalmente, controle da tenacidade do material na região da solda, através do controle do crescimento de grão. Adicionalmente, ele exerce o efeito de endurecimento por precipitação na ferrita^(9,13).

Os precipitados de Ti atuam como fixadores do contorno de grão, retardando o crescimento do grão austenítico no reaquecimento da placa. Quanto menor o tamanho do grão austenítico formado no reaquecimento, mais fino será o grão ferrítico do aço. Uma das características do TiC remanescente é sua capacidade de nuclear nas interfaces de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ durante o resfriamento. Entretanto, este fenômeno depende da composição química e da velocidade de resfriamento do aço após a laminação⁽⁴⁾, influenciando também na textura do material^(4,15), alterando a anisotropia do aço, conforme pode ser observado na figura 3.2. O excesso de Ti (Ti*) ou Ti remanescente pode ser estimado pela equação (3.1):

$$Ti = Ti_{total} - (4C + 3,42N + 1,5S) \quad (3.1)$$

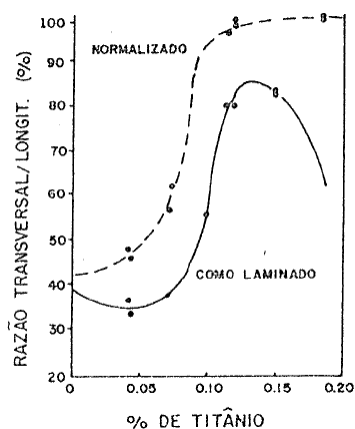


Figura 3-2 Efeito do teor de Ti sobre a razão transversal/longitudinal de energia absorvida no ensaio de Charpy de um aço laminado a quente e normalizado⁽⁴⁾.

Os aços apresentam sulfetos de Mn (MnS) alongados, devido à sua grande plasticidade a quente. Entretanto, devido à afinidade do Ti pelo S, o Ti combina com os sulfetos, tornando-os pouco deformáveis na laminação a quente. Na medida em que o teor de Ti é aumentado no aço, os sulfetos formados se caracterizam por uma dureza maior que o MnS original e que a própria matriz, elevando assim a resistência do material⁽⁴⁾.

Entretanto, também é comentado que um teor em excesso de Ti pode ter ligação com defeitos superficiais na placa. A frequência da ocorrência destes defeitos pode ser minimizada utilizando-se Nb combinado com Ti^(1,2).

3.1.3 Nióbio

O interesse maciço na utilização de microligas só foi fomentado a partir da década de 1960, quando importantes jazidas de Nb começaram a ser exploradas no Brasil e seu desenvolvimento culminou em uma produção significativa dos aços produzidos com alta resistência⁽⁴⁾.

Tem sido observado que a utilização do Nb permite modificar as propriedades finais do aço, sem a necessidade de aumento do teor de C, Mn ou outro elemento, sem perdas consideráveis na ductilidade⁽⁷⁾. O Nb em solução na austenita de um aço eutetóide atrasa sua recristalização, o que leva a um refino da microestrutura perlítica⁽¹²⁾.

O Nb, que é um metal de transição, apresenta forte tendência para formação de carbonetos e carbonitretos, mas uma relativa menor tendência para formação de óxidos, sulfetos ou soluções sólidas desses compostos⁽⁷⁾. A estrutura do carbonitreto mais frequentemente encontrada é a cúbica, para aços com %Nb < 0,040. Além disso, tem sido verificado, conforme a figura 3.3, que a composição do carbonitreto depende da composição do aço, sobretudo da relação N/C: quanto maior a relação, mais rico em N será o carbonitreto⁽¹⁶⁾.

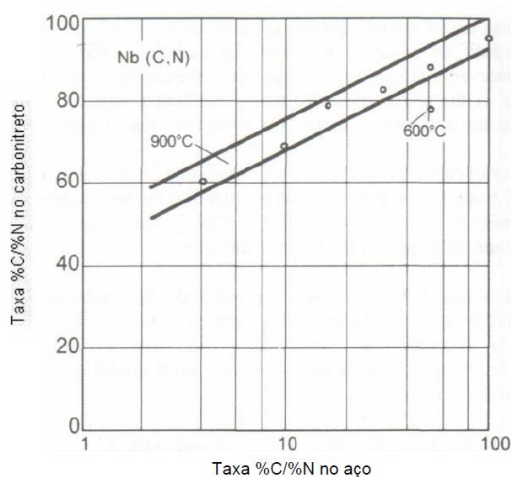


Figura 3-3 Influência da razão de C/N no aço na razão de C/N no carbonitreto precipitado⁽¹⁶⁾.

Os efeitos do Nb podem ser mostrados na figura 3.4. Conforme Araújo⁽⁴⁾, os precipitados de Nb formados durante a laminação, são efetivos para o controle microestrutural e apresentam tamanho da ordem de 50 nm. Com relação ao endurecimento por precipitação, as partículas mais efetivas se formam durante e após a transformação γ/α , apresentando tamanho da ordem de 10 nm. Dessa forma, para que se possa potencializar o efeito do Nb, é necessário mantê-lo em solução sólida após a etapa de reaquecimento, minimizando a presença de precipitados grosseiros, de modo que ele possa precipitar em quantidades suficientes durante as etapas de laminação e resfriamento⁽²⁾.

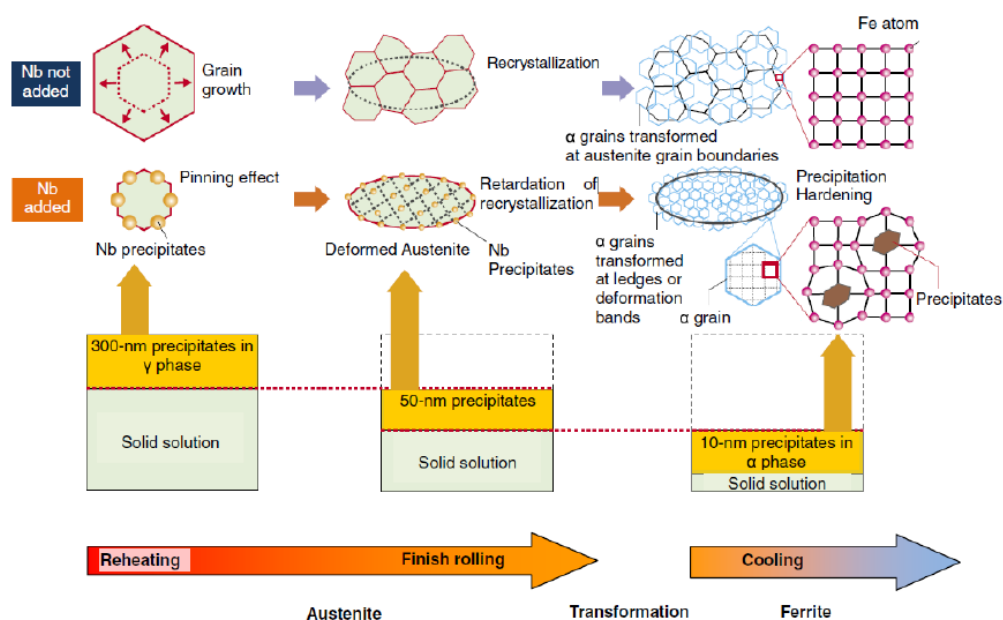


Figura 3-4 Ilustração esquemática da precipitação do Nb durante a laminação⁽²⁾.

Os elementos microligantes retardam a recrystallização da austenita durante o tratamento termomecânico, aumentando a área do contorno de grão, como também a densidade de defeitos no interior do grão, além do efeito do refino de grão. Isto faz com que a temperatura de recrystallização da austenita seja controlada, promovendo um maior acúmulo de deformações abaixo desta temperatura^(6,12).

O Nb tem o mais forte efeito de aumentar a temperatura de não recrystallização da austenita, (T_{NR}). O V forma carbonitretos na ferrita e o Ti não é considerado útil em retardar a recrystallização da austenita, mas é altamente útil em prevenir o crescimento de grão e na melhoria da anisotropia^(6,12).

3.1.4 Aços para fabricação de tubos

O crescimento da indústria de óleo e gás impulsionou o desenvolvimento de aços caracterizados por elevada resistência mecânica, níveis razoáveis de tenacidade e que apresentam boa soldabilidade⁽⁹⁾. Para aperfeiçoar a obtenção destas características em um só produto, estes aços precisam ter alta resistência e baixos teores de liga (daí a sigla ARBL ou HSLA – *High Strength Low Alloy*). Nos primeiros desenvolvimentos destes aços, os elementos microligantes eram adicionados individualmente e hoje são utilizados em conjunto, culminando em melhores combinações de propriedades mecânicas.

A redução do teor de C e a utilização dos microligantes na composição dos aços HSLA foram preponderantes para seu desenvolvimento através do controle dos fenômenos de crescimento de grão e/ou precipitação, associados a processos termomecânicos adequados, que serão abordados a seguir.

3.2 Laminação Controlada e Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas

O processo de produção de aços através de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, conhecido como TMCP (*Thermo-Mechanical Controlled Process*), possui o benefício de proporcionar elevada resistência mecânica nos aços sem detrimento da tenacidade, quando comparado ao processo TMCR (*Thermo-Mechanical Controlled Rolling*) tradicional⁽²⁾. Este processo segue uma estratégia para deformar plasticamente o aço em temperaturas e etapas rigorosamente controladas para a obtenção de propriedades mecânicas exigidas, através do controle de crescimento e refino dos grãos, refletindo nas características microestruturais do produto final, conforme ilustra a figura 3.5.

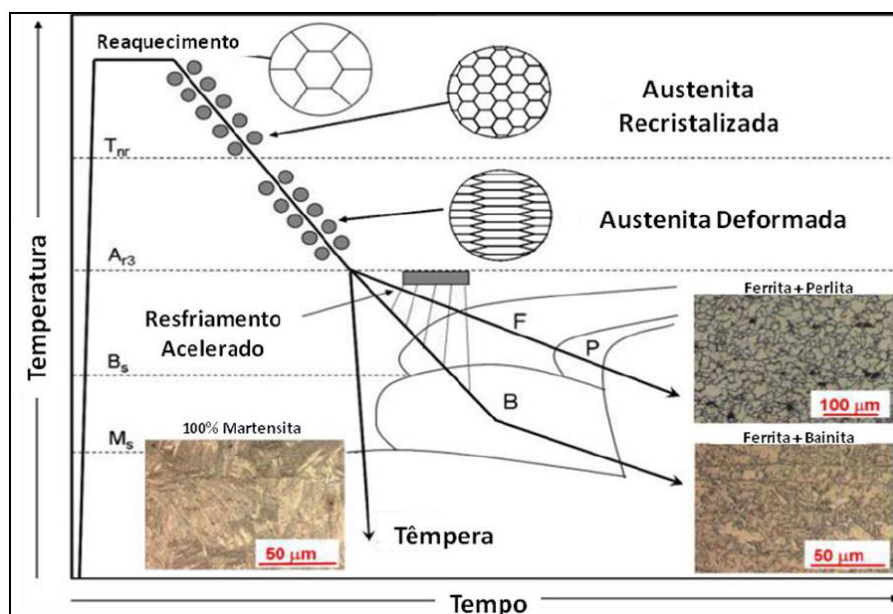


Figura 3-5 Esquema do TMCP e microestruturas obtidas com diferentes rotas de resfriamento⁽¹⁷⁾.

Através do TMCP, o teor de C do material pode ser reduzido para uma mesma aplicação, melhorando exponencialmente o processo de soldagem. Além deste benefício, o sistema de resfriamento acelerado *on-line* reduz o custo e o tempo médio de processo, haja vista que não há necessidade de reaquecimento da chapa para tratamento térmico, já que se encontra em série com a laminação, e os produtos se encontram em temperaturas metalurgicamente favoráveis à realização do processo. A figura 3.6, por exemplo, ilustra como o avanço dos estudos da laminação controlada associada às tecnologias de resfriamento acelerado e utilização de microligantes tem permitido o desenvolvimento de aços de maior resistência para fabricação de tubos^(6,8).

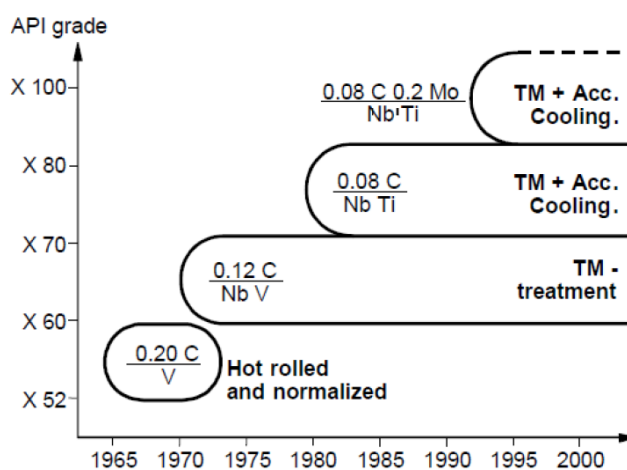


Figura 3-6 Desenvolvimento de aços API (American Petroleum Institute)^(6,8).

Embora os principais aspectos metalúrgicos que irão conferir as propriedades do material sejam obtidos no resfriamento acelerado, esta não é uma tecnologia que pode ser utilizada de forma independente. As etapas de reaquescimento, de laminação e de resfriamento herdaram os fenômenos físicos e metalúrgicos das etapas anteriores ⁽²⁾. Torna-se fundamental, desta forma, que todas as etapas do processo de produção, sejam consideradas, inclusive a produção do aço líquido ^(1,2,4,5,6,8,12).

A figura 3.7 apresenta as etapas principais do TMCP, os fenômenos metalúrgicos associados e os principais fatores que afetarão as etapas posteriores do processo. Pode ser observado que o objetivo final do processo é a obtenção das propriedades mecânicas. Igualmente, a figura permite visualizar a continuidade do processo e a importância do planejamento da fabricação do aço, que será mais detalhada a seguir.

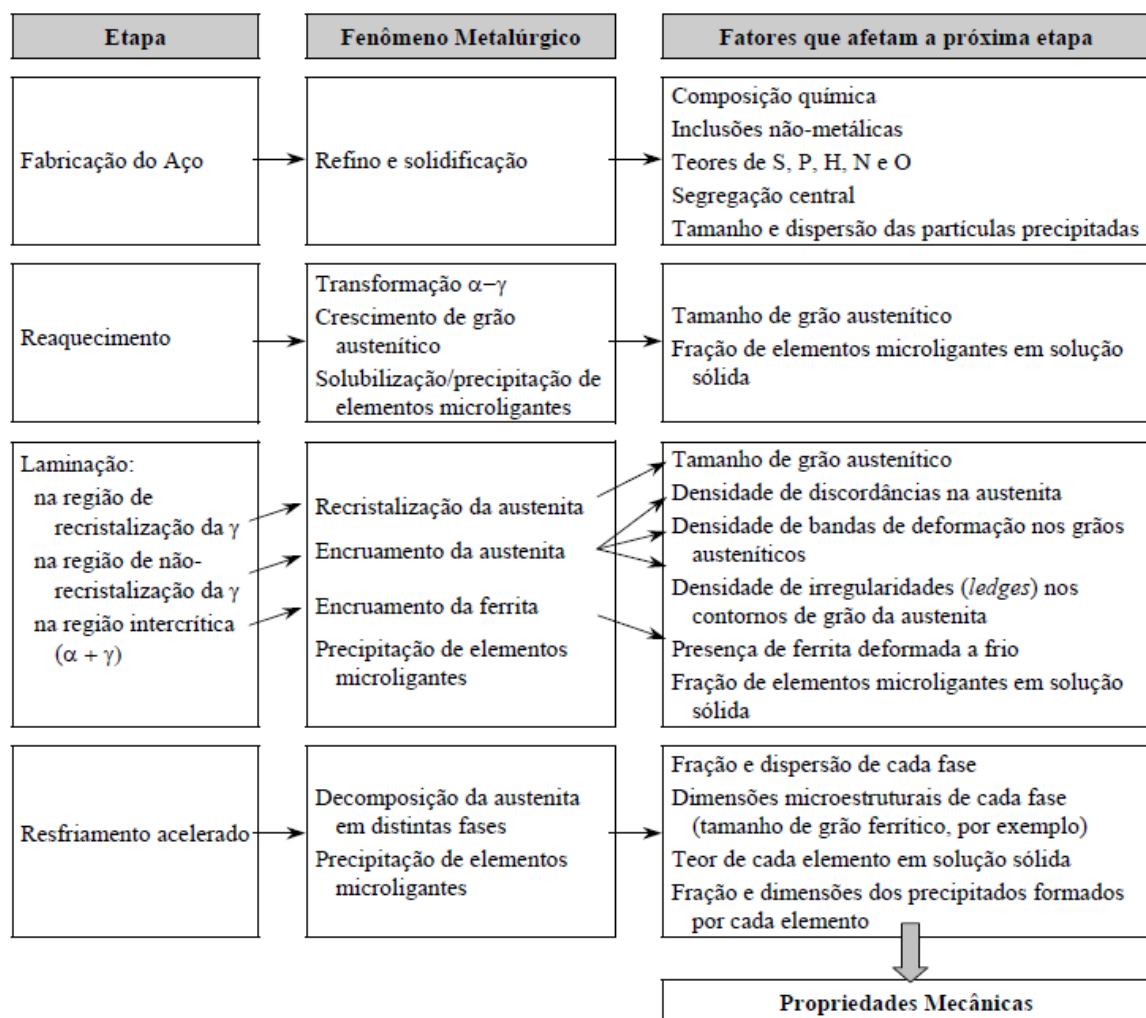


Figura 3-7 Fenômenos metalúrgicos a serem considerados no processamento de chapas grossas por resfriamento acelerado ⁽⁶⁾.

3.2.1 Fabricação do aço

Busca-se, nas etapas de fabricação do aço, uma limpidez interna que seja satisfatória para o melhor desempenho em propriedades mecânicas. Elementos como o P, S, O e N devem ter o teor reduzido para não comprometer a tenacidade do material, sendo que o S também tem impacto significativo, dependendo do teor residual na matriz, pois favorece a formação de MnS com formato alongado no centro da espessura da placa. Para controlar o formato de tais inclusões, a utilização de Ca e terras raras pode ser requerida⁽²⁾. Os elementos de liga Nb, V e Ti são adicionados nesta etapa para obter a precipitação e refino de grão na etapa de laminação a quente^(4,6,8,9).

3.2.2 Reaquecimento da placa

Vários estudos foram realizados por diversos pesquisadores com o objetivo de conhecer a morfologia, dimensão, dispersão e a composição dos precipitados formados durante a etapa de reaquecimento de aços microligados^(4,6,8,9). As observações indicam que estas características dependerão da disponibilidade de C e N e dos teores dos microligantes no aço líquido. De uma forma geral, os estudos mostram que a proporção de Ti nos carbonitretos contendo Nb, Ti e V é maior em temperaturas elevadas, isto por que os precipitados de Nb e V já estão solubilizados no aço em temperaturas acima de aproximadamente 1250°C, o que não acontece com os precipitados de Ti, o que pode ser percebido na figura 3.8⁽⁶⁾.

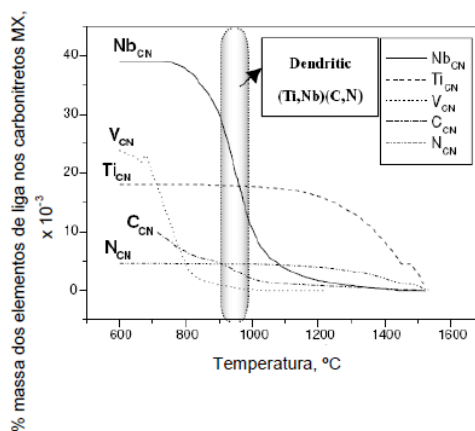


Figura 3-8 Curvas de equilíbrio termodinâmico de carbonitretos complexos em um aço microligado ao Ti-Nb-V calculadas utilizando o software Thermo-Calc⁽⁶⁾.

A temperatura de reaquecimento da placa (T_{RP}) e o tempo de permanência da placa no forno tem profunda influência sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do laminado⁽⁴⁾. De acordo com Schiavo⁽⁶⁾, a etapa de reaquecimento precede a de laminação e tem por objetivo tornar o material suficientemente plástico para esta última e a completa austenitização em toda placa. Além disso, é interessante que durante o reaquecimento ocorra a dissolução da maior quantidade possível de precipitados existentes na placa, a fim de se garantir a precipitação de finas partículas de segunda fase na matriz metálica durante a laminação ou resfriamento da chapa⁽⁶⁾.

Desta forma, as características do precipitado quanto ao seu tipo, sua morfologia, tamanho e dispersão são profundamente afetadas pela etapa de reaquecimento, mas esta etapa tem influências negativas no processo produtivo, que devem ser avaliadas para que ele seja eficaz e eficiente, sendo as principais:

- Custo elevado em combustíveis para aquecimento dos fornos;
- Perdas metálicas devido à formação de carepa no material;
- Impactos no aspecto superficial do produto final;
- Limitação da capacidade produtiva devido ao tempo no forno.

Em temperaturas de reaquecimento de placa em torno de 1250°C, os carbonetos e carbonitretos podem se dissolver quase completamente, enquanto outros precipitados, tais como TiN e TiS, são relativamente estáveis. Na temperatura de 1000°C, todos permanecem como precipitados, independentemente das concentrações de Ti e C no aço. Assim, a baixa temperatura de reaquecimento da placa, impede a completa dissolução dos precipitados de Ti e favorece a formação dos precipitados grosseiros⁽¹⁸⁾. Os precipitados de TiN têm importante papel de impedir o crescimento dos grãos austeníticos, para que nas etapas de laminação possa proporcionar um maior refino do grão ferrítico. Este fenômeno se dá pelo ancoramento dos grãos austeníticos por precipitados de TiN, conforme pode ser ilustrado na figura 3.9⁽⁹⁾.

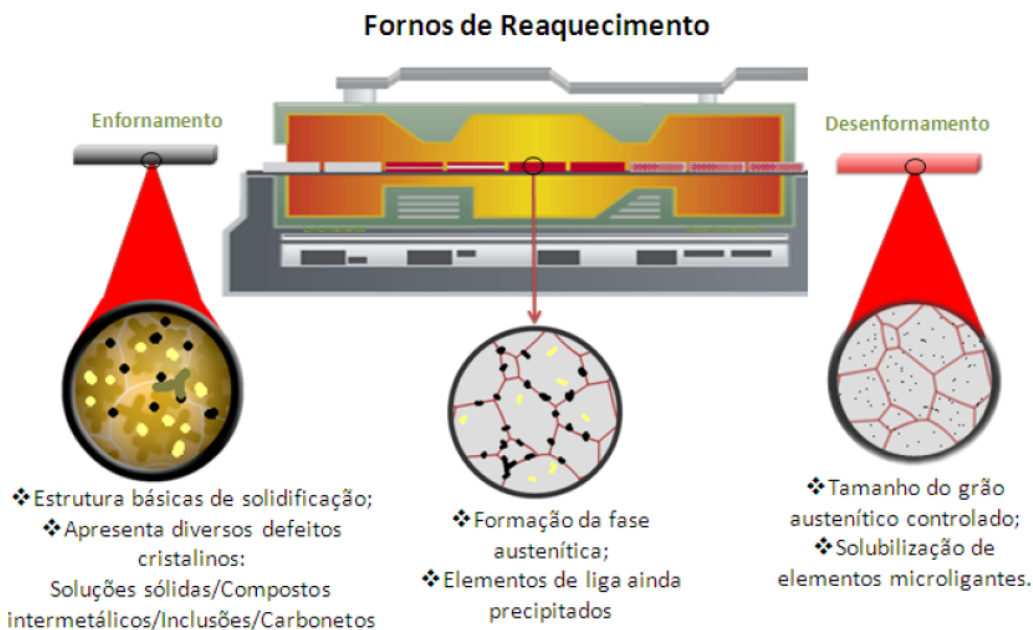


Figura 3-9 Fenômenos metalúrgicos nos fornos de reaquecimento⁽⁹⁾.

Para o Nb, é desejado que os precipitados estejam dissolvidos na matriz, para que possa exercer seu papel de refino de grão durante a laminação do material^(5,6,9). A figura 3.10 mostra o percentual de Nb em solução na austenita para um aço com 0,10 % de C e 0,035 % de Nb. Nota-se para este caso, acima de 1150°C, todo o Nb se encontra em solução sólida.

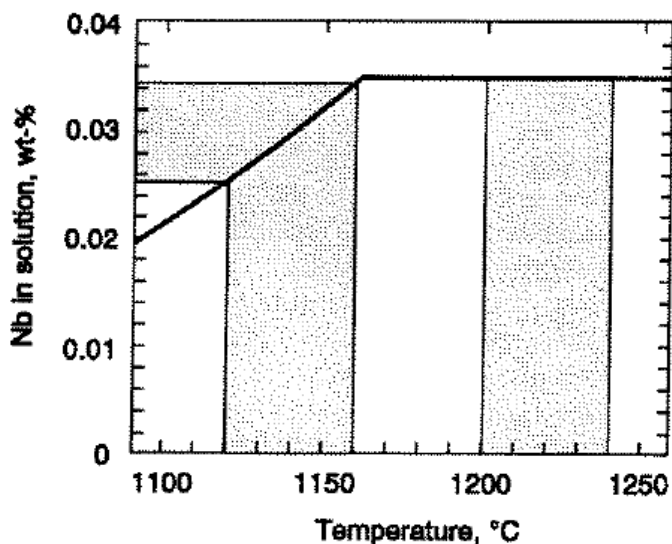


Figura 3-10 Solubilidade do Nb na austenita para um aço com 0,10% de C⁽²⁾.

Trabalhos desenvolvidos por Schiavo *et alii*⁽¹⁹⁾ estimam que, em 1250°C, ocorre a dissolução completa dos precipitados de Nb e V e o TiC, conforme a figura 3.11. Apenas o TiN se encontra em forma de precipitado na placa⁽¹⁹⁾.

| Ref. | T _{encharque} , °C | | | | | | | |
|-------------|-----------------------------|-----|------|-----|------|-----|------|-----|
| | 1100 | | 1150 | | 1200 | | 1250 | |
| | (4) | (3) | (4) | (3) | (4) | (3) | (4) | (3) |
| Ppt. | | | | | | | | |
| VC | ✓ | - | ✓ | - | ✓ | - | ✓ | - |
| VN | ✓ | - | ✓ | - | ✓ | - | ✓ | - |
| NbN | ✓ | ✓ | | ✓ | ✓ | ✓ | | ✓ |
| TiC | ▪ | - | ✓ | - | ✓ | - | ✓ | - |
| NbC | ▪ | ▪ | ▪ | ▪ | ✓ | ✓ | ✓ | ✓ |
| Nb(CN) | - | ▪ | - | ▪ | - | ▪ | - | ✓ |
| TiN | ▪ | - | ▪ | - | ▪ | - | ▪ | - |

Figura 3-11 Estimativa de dissolução dos precipitados formados na placa após reaquecimento a diferentes temperaturas, nas equações de produto de solubilidade apresentados por Palmiere, Garcia e DeArdo⁽³⁾ e Gladman⁽⁴⁾, citados por Schiavo⁽¹⁹⁾.

3.2.3 Laminação Controlada

O processo de laminação controlada foi desenvolvido a partir da década de 1960 com o objetivo de produzir aços de alta resistência com pouca adição de ligas. Nesta etapa, o principal mecanismo é o refino de grão. Este refino é obtido em duas etapas: desbaste e acabamento^(2,19). Na laminação controlada, a austenita passa por um processo de recristalização estática induzida pelas sucessivas deformações durante os passes de desbaste, promovendo seu refinamento e, posteriormente será alongada nos passes de acabamento, proporcionando um aumento nos sítios de nucleação da ferrita^(6,8,9). A figura 3.12 exhibe o comportamento da microestrutura ao longo do processo de laminação controlada e sua representação obtida após cada estágio.

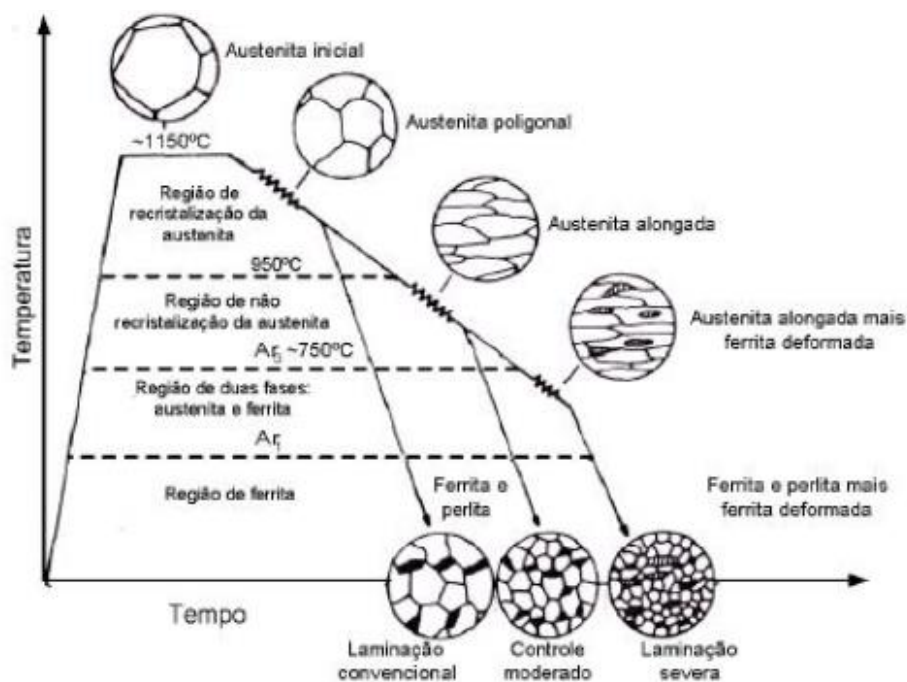


Figura 3-12 Estágios da laminação controlada e suas respectivas mudanças de microestrutura após cada estágio⁽⁹⁾.

3.2.3.1 Desbaste

Na laminação de desbaste, o refino de grão ocorrerá devido à recristalização da austenita^(5,8). O aço reaquecido é submetido a sucessivos passes de laminação acima da temperatura de não recristalização T_{NR} , onde se espera a completa recristalização da austenita após cada passe, em função da elevada temperatura, normalmente entre 950°C e 1150°C, e do considerável tempo entre os passes^(6,8,17,19).

A recristalização é a mudança microestrutural do material visando eliminar quase completamente as discordâncias introduzidas pela deformação através de migração de contornos de grão de alto ângulo. São formados então novos conjuntos de grãos equiaxiais e livres de deformação com baixa densidade de discordâncias, tornando o material termodinamicamente instável⁽²⁰⁾.

Mudanças na microestrutura do material começam na etapa de recuperação sem formar novos grãos, conforme mostra a figura 3.13-(b). Entretanto, novos grãos de discordâncias são formados em conjunto com a estrutura recuperada, como ilustrado na figura 3.13-(c), no início da recristalização, que vão consumindo os grãos antigos, resultando em novos grãos, conforme a figura 3.13-(d)⁽²⁰⁾, totalmente recristalizados.

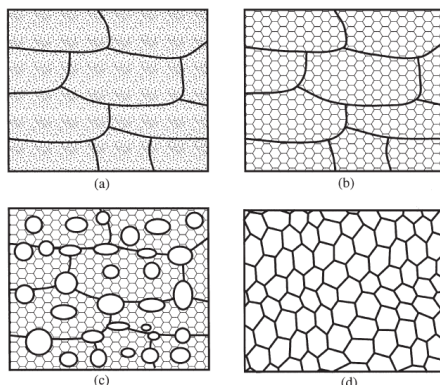


Figura 3-13 Diagrama esquemático dos fenômenos termicamente ativados de diminuição da energia armazenada de um metal encruado; (a) Estado deformado, (b) Recuperado, (c) Parcialmente recristalizado (d) Totalmente recristalizado⁽²⁰⁾.

Um fator preponderante do desbaste é a definição da T_{NR} , que depende intrinsecamente dos teores dos elementos microligantes, por constituírem forças inibidoras da recristalização, seja através de sua segregação nos contornos de grãos, ou pela precipitação induzida por deformação⁽⁶⁾. Daí a importância de que os precipitados sejam solubilizados na etapa de reaquecimento e bastante dispersos na matriz. A figura 3.14 mostra que entre os principais microligantes, o Nb é o que possui maior acréscimo na T_{NR} por unidade de peso adicionado, seguido pelo Ti e posteriormente pelo V⁽⁶⁾.

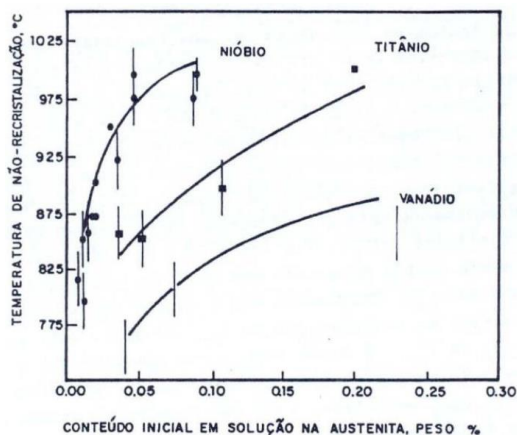


Figura 3-14 Variação da T_{nr} com o teor dos elementos microligantes em solução sólida⁽⁶⁾.

Segundo Boratto *et al*⁽²¹⁾, normalmente, a T_{NR} é determinada por ensaio de torção. Seus estudos apontam que, para um aço dentro de uma faixa específica de composição química, a T_{NR} pode ser determinada pela equação (3.2)⁽²¹⁾:

$$T_{NR} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - \sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (3.2)$$

Portanto, a laminação de desbaste promove o refino do grão austenítico, fornecendo grãos equiaxiais recristalizados formados a partir dos contornos da austenita deformada. Isso gera maior área de contorno de grão, gerando uma maior quantidade de sítios de nucleação, fazendo com que os grãos sejam cada vez mais finos do que aqueles que existiam antes da deformação.

3.2.3.2 Acabamento

A segunda etapa da laminação controlada é a de acabamento. Esta etapa consiste em laminar o material abaixo da T_{NR} , onde a austenita não recristaliza, alterando sua morfologia a cada passe e acumulando mais tensões para posterior formação da ferrita^(6,8,19).

No acabamento, evidencia-se a utilidade dos microligantes com o propósito de retardar a recristalização, em especial ao Nb. Desta forma, não haverá recristalização e os grãos ficarão alongados (panquecados) após cada passe, aumentando significativamente a relação de sua área de superfície por unidade de volume, e conseqüentemente os sítios para posterior nucleação da ferrita, o que pode ser observado na figura 3.12. Além dos contornos de grãos alongados, a laminação de acabamento promove a formação de sítios no interior dos grãos austeníticos, resultando em um refino da microestrutura final. Estes defeitos cristalinos formados nos grãos são compostos por bandas de deformação e contornos de maclas⁽⁸⁾.

Na laminação controlada, portanto, é fundamental que não haja redução no material na fase intermediária entre as temperaturas de recristalização e de não recristalização, afim de evitar uma estrutura desigual, que afetará negativamente a propriedade mecânica final.

3.2.4 Resfriamento acelerado

Ao invés do resfriamento lento, ao ar, da chapa após a laminação, o processo de resfriamento acelerado consiste na aplicação intensa de água sobre as superfícies do laminado, causando um resfriamento rápido de forma controlada. O controle de vazão de água deve ser rigoroso, enquanto ocorre o deslocamento do laminado em

velocidade previamente definida por um modelo matemático. Aferre-se ao material uma condição adequada de transformações metalúrgicas que desencadearão em microestruturas desejadas para obtenção das propriedades mecânicas especificadas.

A principal vantagem do resfriamento acelerado é a de proporcionar um aumento da resistência mecânica sem deterioração da tenacidade, o que é obtido através da alteração da microestrutura, de ferrita/perlita para, normalmente, ferrita/ bainita finas. O princípio do processo consiste em se promover o resfriamento das chapas com velocidades rápidas ao longo da faixa de temperaturas de transformação.

O aumento do super resfriamento abaixo de A_{R3} aumenta a quantidade de sítios para nucleação, resultando em refinamento da microestrutura. Com a elevação da taxa de resfriamento, há a formação de vários tipos de bainita, cuja fração aumenta em detrimento da perlita. No entanto, o resfriamento deve ser interrompido a uma determinada temperatura para evitar a formação de martensita⁽²²⁾.

O principal efeito do resfriamento acelerado é o aumento da resistência mecânica do aço, sendo que os mecanismos responsáveis por esse efeito são o refino do tamanho de grão ferrítico, a formação de uma fina dispersão de segunda fase (geralmente bainita), grãos ferríticos com elevada densidade de discordâncias e endurecimento por precipitação mais efetivo. A obtenção de uma combinação adequada entre estes mecanismos é ditada pela composição química do aço e pelas variáveis de processamento.

O fato do uso do AC aumentar a resistência mecânica sem deterioração da tenacidade do aço está ligado a dois fatores. O primeiro, naturalmente, é o elevado grau de refinamento da ferrita. O segundo fator diz respeito à fina e homogênea dispersão da bainita. Embora a bainita, por si só, seja mais deletéria à tenacidade do que a perlita, a sua distribuição nos aços AC é menos prejudicial à microestrutura como um todo, em comparação aos grandes nódulos e colônias de perlita encontrados nos aços resfriados ao ar⁽²³⁾. A figura 3.15 mostra a curva de resfriamento de chapas após laminação controlada, representadas sobre um diagrama de temperatura no resfriamento contínuo, T_{RC} , de um aço carbono.

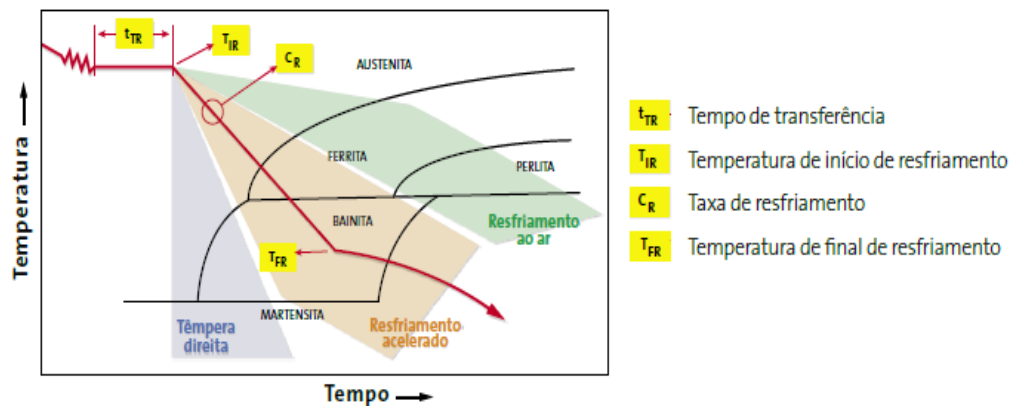


Figura 3-15 Curva de resfriamento de chapas após laminação controlada, representadas sobre um diagrama T_{RC} de um aço carbono, processada por TMCP⁽²⁾.

Durante as transformações de fases, uma nova fase é formada, com características físico/químicas diferentes e/ou uma estrutura diferente daquela fase original⁽⁶⁾. Nos aços processados por resfriamento acelerado, as fases formadas dependem, para uma dada composição química, da taxa de resfriamento, das temperaturas de início e de final de resfriamento forçado e do processamento termomecânico anterior. Por sua vez, tais fases formadas ditam as propriedades mecânicas finais⁽²⁴⁾.

Na figura 3.16 é mostrado, como exemplo, o efeito da taxa de resfriamento na alteração microestrutural de um aço que a composição é 0,04% de C, 1,64% de Mn, 0,029% de Nb e 0,015% de Ti, em massa, após deformação verdadeira de 0,67 a 875°C.

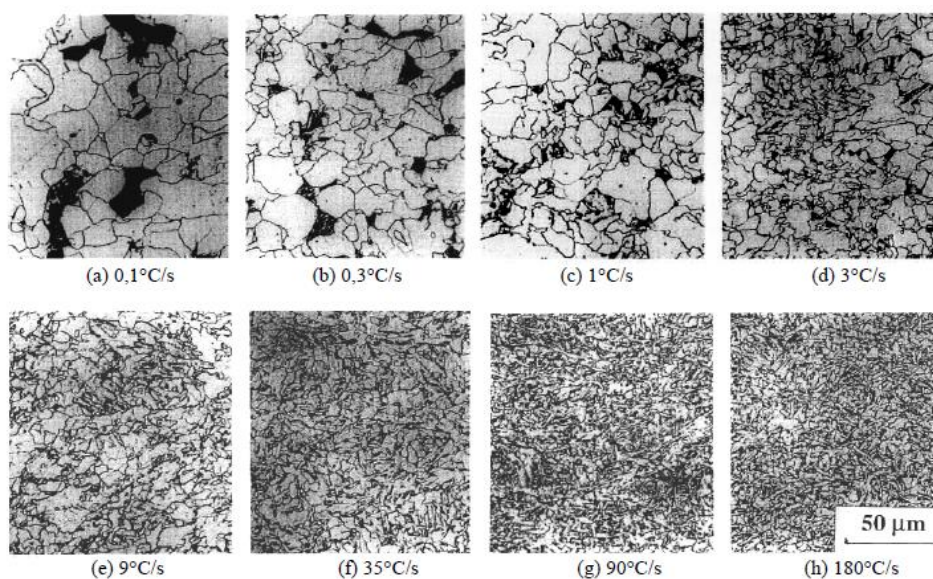


Figura 3-16 Microestruturas obtidas em amostras de aço com 0,04% de C, submetidas a diferentes taxas de resfriamento em dilatômetro⁽²²⁾.

Na figura 3.17 é mostrado, esquematicamente, o efeito da temperatura de final de resfriamento acelerado na constituição microestrutural do material. Nota-se que a interrupção do resfriamento entre 400°C e 500°C promove a formação de uma microestrutura predominantemente bainítica/ferrítica, sendo esta a faixa desejada no processo.

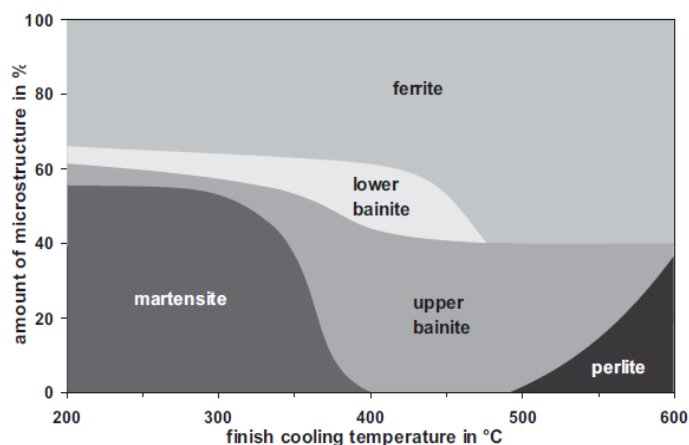


Figura 3-17 Efeito da temperatura final de resfriamento na microestrutura obtida no aço⁽¹⁾.

Além da produção de aços para tubos, o processo também se aplica à produção de certos graus de aços para o setor *offshore*, para vasos de pressão, navais e estruturais, além de aços com requisitos de resistência a HIC. É também possível a fabricação de aços temperados, bastando para isso que o resfriamento seja conduzido a uma taxa suficientemente elevada até a temperatura ambiente, sendo esse processo denominado têmpera direta (DQ, *Direct Quench*)⁽²⁶⁾. A figura 3.18 ilustra um desenho esquemático comparativo dos processos de laminação controlada, LC (ou TMCR) e TMCP, em termos de evolução de temperatura, representadas sobre um diagrama TRC de um aço carbono.

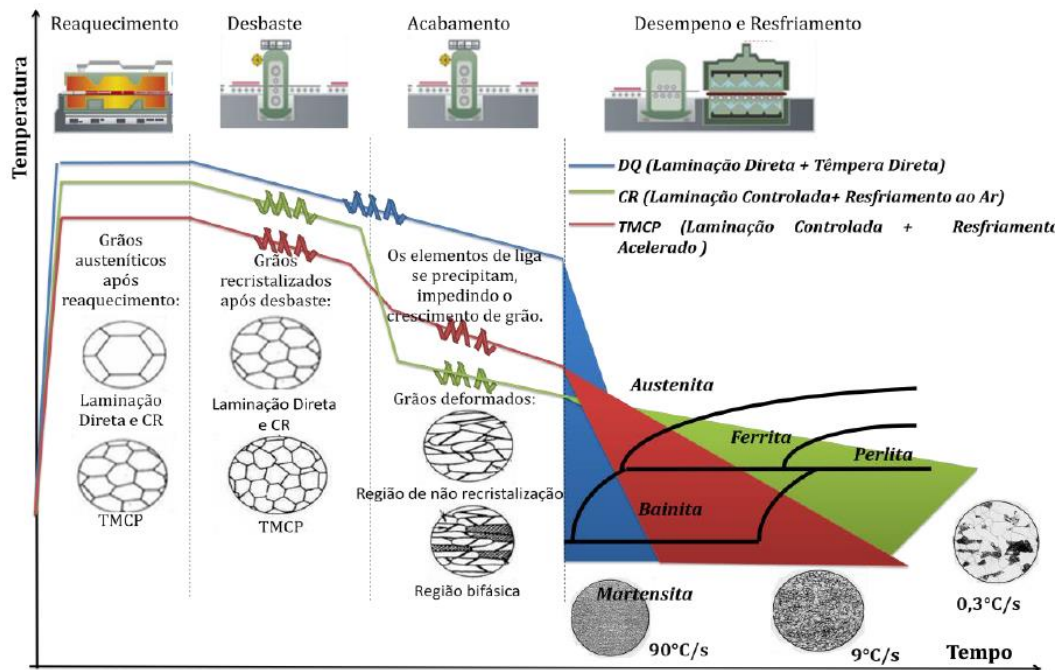


Figura 3-18 Desenho esquemático comparativo dos processos TMCP e TMCR sobre um diagrama TRC de um aço carbono^(1,5).

3.3 Variação da Temperatura no Laminado

A variação de temperatura ao longo do laminado pode advir desde a etapa de reaquecimento da placa, podendo acompanhar o laminado em todas as demais etapas subsequentes⁽²⁾. Esta variação poderá incorrer em heterogeneidade da microestrutura do material, problemas relacionados à planicidade e às propriedades mecânicas como consequência.

É natural que, durante o processo de laminação, as extremidades do laminado também estejam heterogêneas, haja vista que há uma maior região de troca térmica com o meio, portanto, uma maior taxa de resfriamento. Além disto, quanto maior for o comprimento do laminado, maiores variações ocorrerão em seu perfil longitudinal. Materiais menos espessos também tendem a ter uma perda maior de temperatura nas regiões extremas, devido à menor resistividade térmica.

As temperaturas do processo podem ser obtidas através de modelos matemáticos e através de equipamentos de medição. Segundo Araújo⁽²⁾, o modelo de temperatura ideal deve estimar a distribuição das temperaturas na placa em todo o processo, desde o reaquecimento até o desempenho⁽²⁾. Como para uma produção industrial é

impossível que o controle das variáveis seja em um valor fixo, é fundamental que hajam faixas razoáveis de trabalho^(2,25) e que um sistema de medição seja capaz de fornecer os valores obtidos dos parâmetros fundamentais do processo.

Na Usiminas, o TMCP conta um sistema de modelamento matemático e evolução térmica para obtenção da temperatura da placa no processo de reaquecimento, além de medidores de temperatura posicionados na entrada e na saída do laminador de CG e no AC. Embora os medidores colem e registrem as temperaturas continuamente, o valor da temperatura final de acabamento para controle do processo é registrado pelo medidor posicionado na saída do laminador, que informa a temperatura obtida a aproximadamente 2 m da base do laminado, antes do último passe. No AC, os medidores de entrada e saída fazem as medições e informam a menor, a maior e a temperatura média do laminado e um medidor termográfico fornece o perfil térmico após saída do equipamento. Posteriormente, também existe um medidor que informa a temperatura recuperada do laminado, esquematicamente ilustrados na figura 3.19.

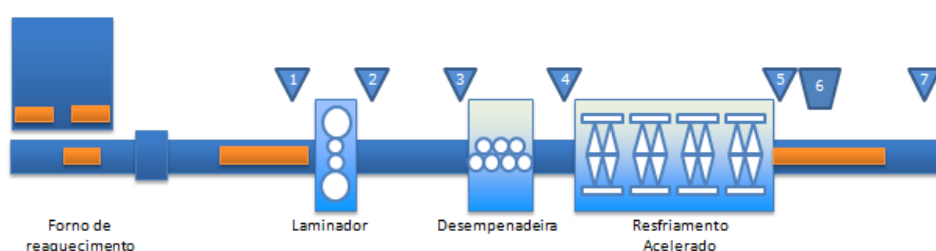


Figura 3-19 Desenho esquemático do posicionamento dos medidores de temperatura do laminador de CG (1 e 2), da entrada da desempenadeira a quente (3) do resfriamento acelerado (4 e 5), do medidor termográfico (6) e do medidor de temperatura recuperada da Usiminas(7)⁽²⁶⁾.

A figura 3.20 mostra uma imagem termográfica obtida após o resfriamento acelerado na Usiminas.

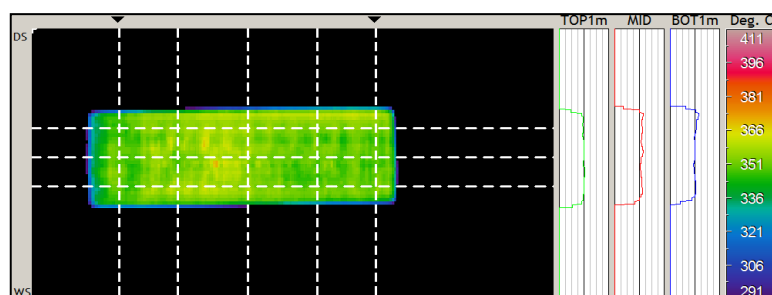


Figura 3-20 Imagem da termografia de um laminado da linha de resfriamento acelerado da Usiminas. Fonte: Treinamento interno da Usiminas.

3.4 Rendimento Metálico

Na produção de materiais em escala industrial, um dos maiores desafios para engenheiros e gestores está relacionado às perdas que acontecem ao longo do processo. Tais perdas podem acontecer por aspectos naturais do processo de fabricação (como a perda por carepa, por exemplo), na eliminação de defeitos, nos processos de amostragem, ou ainda no enquadramento das dimensões dos materiais. Na fabricação de aço, o termo comum utilizado para caracterizar tais perdas é o rendimento metálico - η ^(2,5,6,27).

O aumento do rigor de qualidade nas aplicações de chapas grossas em tubulações, vasos de pressão e estruturas exige que os processos de amostragem sejam capazes de estabelecer, com um nível de confiança razoável, que as propriedades mecânicas das chapas sejam garantidas⁽¹²⁾. Entretanto, estes resultados somente serão satisfatórios se um projeto bem elaborado de todas as etapas de fabricação for realizado, contemplando todas as etapas e que os processos tenham robustez suficiente para garantir que os parâmetros de fabricação sejam cumpridos e os requisitos de aplicação atendidos.

Isto faz com que o processo de fabricação de chapas grossas possua características peculiares relacionadas ao rendimento metálico, quando comparados com a produção em bobinas. Os clientes especificam, além das características metalúrgicas, as dimensões físicas das chapas que irão atender ao seu projeto. Entretanto, como existem perdas ao longo do processo, a equipe de desenvolvimento deve prever tais perdas e projetar uma placa metálica com volume de material para atender às dimensões das chapas, além das perdas que acontecerão ao longo do processo, incluindo perdas por escarfagem das placas, perdas por formação de carepa nos processos de reaquecimento e laminação, eliminação das extremidades, aparamento de bordas e amostragem.

A figura 3.21 ilustra as perdas em um laminado projetado para produzir três chapas grossas (CG). Neste exemplo, o material possui bordas aparadas, corte de corpos de provas (CP) no início, meio e no final do laminado, descartes para homogeneização das propriedades mecânicas e as pontas naturais do processo de laminação.

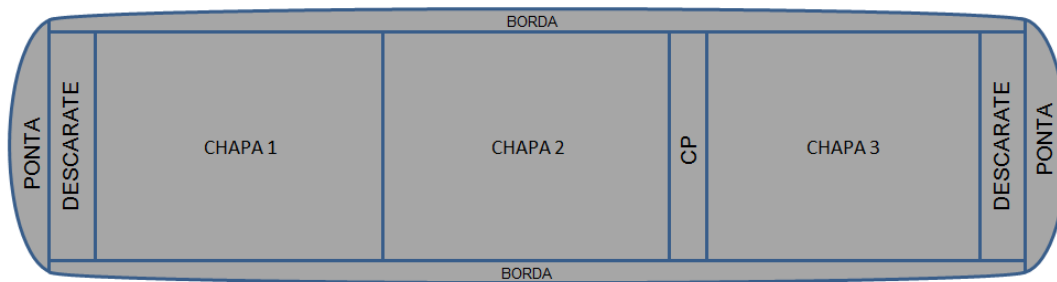


Figura 3-21 Esquema de um laminado para fabricar 3 chapas grossas.

O cálculo do η de um laminado pode ser resumido pela razão entre o peso das CG acabadas e o peso do laminado, que é o peso das CG acabadas acrescida das perdas após a laminação, conforme a equação (3.3):

$$\eta = \frac{\text{peso da CG acabada}}{\text{peso da placa laminada}} \times 100 \quad (3.3)$$

Caso não haja balanças para pesar os laminados após a laminação, seu peso pode ser determinado considerando o peso da placa antes do enformamento e as perdas por carepa que se formam durante reaquecimento da placa e são removidas na etapa de laminação, conforme a equação (3.4). É importante conhecer este parâmetro de perda por carepa para determinar adequadamente o peso da placa que deverá ser enformada.

$$\eta = \frac{\text{peso da CG acabada}}{\text{peso da placa enformada} - \text{perdas por carepa}} \times 100 \quad (3.4)$$

Considerando esta realidade, a placa deve ser dimensionada para suprir as perdas no processo de laminação e perdas em etapas anteriores à laminação, que podem ocorrer por escarfagem, quando houver, cortes de defeitos e nas variações do processo. A figura 3.22 ilustra as perdas previstas em uma placa no processo de laminação e acabamento para formar três chapas grossas, contendo perdas por formação de carepa, perdas por pontas e apartamento de bordas, CP e descartes.

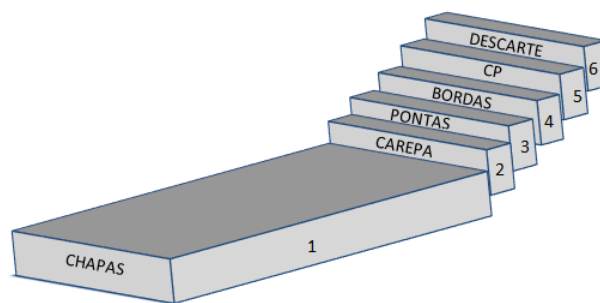


Figura 3-22 Ilustração da composição da placa para laminação de uma CG.

O peso teórico, por exemplo, de uma CG de 12,70 mm de espessura, 2.850 mm de largura e 12.050 mm de comprimento é aproximadamente 3.418 kg, considerando um peso específico do aço de 7,85 kg/dm³. Considerando que uma placa seja laminada para a fabricação de três chapas, e que tenha as perdas previstas descritas na tabela 3.1, o η de laminação calculado através da equação (3.3) seria de aproximadamente 87,21%.

Tabela 3.1 Perdas utilizadas no cálculo hipotético do η de laminação de um laminado.

| Perda | Dimensão (mm) | Quantidade | Peso calculado (kg) |
|-----------------|-------------------|------------|---------------------|
| Ponta | 500 x largura | 2 | 284 |
| Descarte | 500 x largura | 2 | 284 |
| Corpos de prova | 250 x largura | 1 | 71 |
| Bordas | 120 x comprimento | 1 | 865 |
| Total | | | 1.503 |

Se for considerar uma perda metálica de 1% por formação de carepa no reaquecimento do material, a placa enfiada deverá ter um peso de 11.874 kg e o η da CG (que considera a placa enfiada até a chapa acabada) seria de 86,34%. A tabela 3.2 descreve os pesos, as perdas e os rendimentos obtidos neste exemplo.

Tabela 3.2 Cálculo hipotético do η de um laminado para fabricação de três CG.

| Item | Valor (kg, %) | Cálculo |
|-----------------------------|---------------|--|
| Chapas acabadas CG (a) | 10.253 | $(12,70 \times 2850 \times 12050 \times 7,85^{-6}) \times 3$ |
| Perdas após a laminação (b) | 1.503 | (ponta + descarte + CP + bordas) |
| Peso do laminado (c) | 11.756,0 | (a + b) |
| Perda por carepa (d) | 118,7,5 | $(c \times 0,01)/(1-0,01)$ |
| Peso da placa enfiada (e) | 11.875 | (c + d) |
| η (f) | 86,34 | $(a / e) \times 100$ |

Caso seja necessário que a placa passe por um processo de escarificação, as perdas previstas nesta etapa deverão ser consideradas no cálculo do peso da placa produzida.

3.5 Ensaios de Caracterização dos Aços

Embora as propriedades dos materiais sejam definidas no planejamento de ligas e dos processos de fabricação e em sua correta realização, dentro das faixas estabelecidas, ensaios e testes devem ser realizados para a comprovação da eficácia do produto e validação de sua utilização segura. Quanto maior os efeitos das incertezas sobre a aplicação do produto, mais rigorosos devem ser os planos de ensaios para garantir a conformidade do produto em relação aos requisitos. Em relação às propriedades mecânicas dos aços, os principais ensaios utilizados são os ensaios de tração, dureza e de Charpy. Além desses ensaios, outras técnicas como a dilatométrica, são utilizadas com intuito de conhecer com profundidade as características do material.

3.5.1 Tração

De acordo com Callister e Rethwisch⁽²⁴⁾, a maior parte dos materiais são projetados para assegurar que, durante as aplicações de tensões, somente ocorra a deformação elástica⁽²³⁾, uma vez que, após a aplicação de esforços acima desta região, o material pode ter sofrido deformações permanentes que poderão afetar seu desempenho futuro. A curva obtida no ensaio de tração descreve como o material se deforma quando o mesmo está submetido a uma tensão uniaxial de tração, que é gradativamente aumentada. São medidos os valores de carga aplicada e do deslocamento da garra no decorrer do ensaio. As máquinas e equipamentos convencionais utilizados no ensaio de tração podem ser combinadas com equipamentos auxiliares que geram a curva de comportamento, tomando os valores de engenharia tanto para a tensão como para a deformação, permitindo conhecer o limite de resistência, limite de escoamento, alongamento, ductilidade, resiliência e outras características do material ensaiado⁽²⁴⁾.

3.5.2 Dureza

A dureza é uma propriedade importante do material que identifica sua capacidade de suportar uma deformação plástica em uma região específica⁽²⁴⁾. Como não se trata de uma propriedade ditada pelas grandezas fundamentais da física, como massa, comprimento ou tempo, está muito mais associada a um procedimento específico de medição. Uma das técnicas de medição de dureza é a Vickers, que consiste em imprimir um penetrador piramidal de diamante contra a superfície do material, com uma força relativamente baixa. A impressão resultante é observada e medida. O resultado é convertido através da equação (3.5), onde HV é a dureza, P é a carga aplicada em kgf e d_1 é diagonal da impressão do penetrador no material ensaiado, em mm⁽²⁴⁾.

$$HV = \frac{1,854P}{d_1^2} \quad (3.5)$$

3.5.3 Charpy

Segundo Callister e Rethwisch⁽²⁴⁾, foi tentado no passado obter as características relacionadas à resistência ao impacto de um material utilizando o ensaio de tração, sendo necessário desenvolver um ensaio que representasse as condições mais severas em que uma fratura pudesse ocorrer: temperatura relativamente baixa, taxa de deformação elevada e estado de tensão triaxial⁽²⁴⁾. O ensaio de Charpy, projetado para medir a energia de impacto, consiste em submeter um CP de seção transversal quadrada, contendo um entalhe usinado em forma de “V” (para provocar as tensões triaxiais), a um impacto instantâneo, transmitido a partir de um martelo pendular, que é liberado até uma altura h e atravessa o CP, continuando seu trajeto até alcançar a altura h', conforme mostrado na figura 3.23.

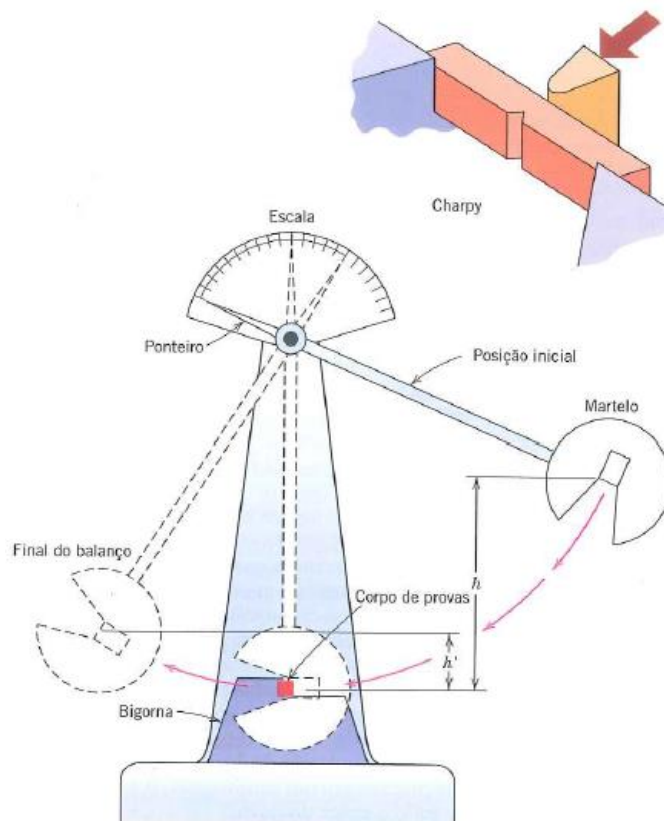


Figura 3-23 Representação esquemática do equipamento e do ensaio de Charpy⁽²⁴⁾.

3.5.4 Dilatometria

Dilatometria é uma das mais poderosas técnicas para estudo de transformações de fase de sólidos, pois ela permite monitoramento em tempo real da evolução das transformações em termos de mudanças dimensionais ocorrendo no corpo de prova pela aplicação do ciclo térmico. A técnica consiste na medição das variações dimensionais do corpo de prova em ciclos térmicos que incluam a faixa de transformação de fases do material em análise. Informações quantitativas sobre a evolução da formação dos constituintes podem ser obtidas com ótima precisão. O esquema do ensaio com o CP é ilustrado na figura 3.24⁽¹³⁾.

Uma bobina alimentada por uma fonte de alta frequência aquece o CP por indução e o resfriamento pode ser natural ou por um gás (N, Ar ou He) soprado sobre o corpo de prova. Variações no comprimento do corpo de prova são acompanhadas por vareta de quartzo ligadas a um LVDT, permitindo a identificação de mudanças de fases e o

controle da deformação aplicada. Fotografias do dilatômetro usado na Usiminas são mostradas na figura 3.25.

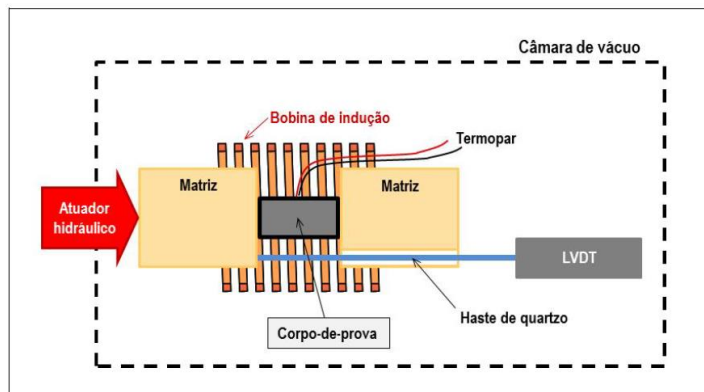


Figura 3-24 - Esquema da montagem experimental nos ensaios dilatométricos⁽¹³⁾.

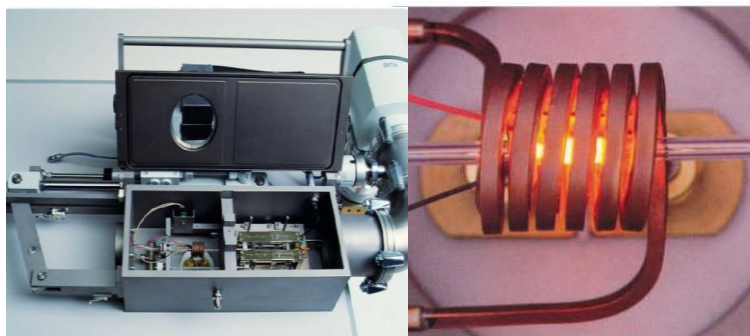


Figura 3-25 Dilatômetro Bähr DIL805 da Usiminas.

Junto com a análise térmica diferencial e a análise quantitativa microestrutural, a dilatometria é uma das técnicas clássicas mais comumente usadas para determinação das temperaturas de transformações de fase no aquecimento e resfriamento. A aplicação da dilatometria na pesquisa da transformação de fase se faz possível devido à mudança no volume específico durante a transformação de fases. Quando o material passa pela mudança de fase, a estrutura cristalina se modifica e este fato é acompanhado pela modificação do volume específico. A dilatometria é amplamente utilizada para o estudo do comportamento da transformação dos aços durante o aquecimento contínuo, o resfriamento e durante encharque em temperatura constante. Armazenando os dados de transformações que ocorrem em várias condições, é possível apresentar os resultados na forma gráfica, que demonstra as temperaturas de formação dos constituintes microestruturais que podem ser obtidos em certas condições de resfriamento e aquecimento⁽¹³⁾.

As temperaturas de início, Ar_3 , e de final, Ar_1 , de transformação durante o resfriamento podem ser obtidas a partir das curvas dilatométricas, prolongando-se os trechos retos relativos às regiões de contração da austenita e dos produtos da transformação. Tais temperaturas são definidas no ponto em que ocorre desvio da linearidade. Embora seja um conceito simples, a determinação dessas temperaturas apresenta alguma subjetividade, uma vez que os desvios da linearidade podem ocorrer suavemente em uma região. O emprego das derivadas primeira e segunda ordem na curva dilatométrica auxilia na determinação das temperaturas mencionadas⁽¹³⁾. A figura 3.26 é um exemplo de construção da curva dilatométrica.

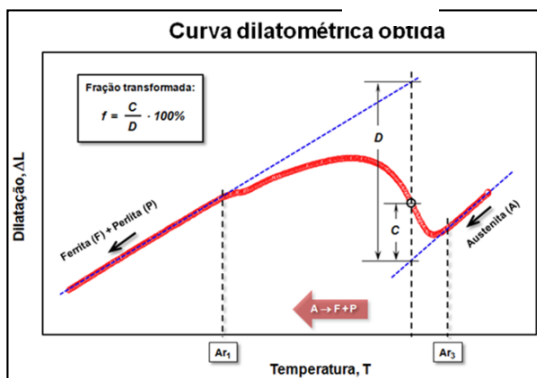


Figura 3-26 Exemplo de curva dilatométrica e da técnica de identificação das temperaturas de transformações de fase, bem como da fração de austenita transformada⁽¹³⁾.

4 METODOLOGIA

4.1 Material

Foi estudado um aço da classe APIX70MPSL2, sendo utilizadas duas placas, denominadas neste trabalho de placas A e B, provenientes de corridas diferentes, nas quais a composição química obedece à norma API-5L⁽²⁸⁾, cujos valores visados são apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Faixa de composição química (%), API-5L⁽²⁸⁾.

| C | Si | Mn | P | V+Nb+Ti |
|-------|-------|-------|--------|---------|
| ≤0,12 | ≤0,45 | ≤1,70 | ≤0,025 | ≤0,15 |

As placas com dimensão de 252 mm x 1694 mm (espessura x largura) foram laminadas para obter três chapas de 12,70 mm x 2850 mm x 12050 mm. O dimensionamento foi realizado para atender as perdas durante o processo, conforme a Figura 3.22. Já havia o plano de retirada de uma amostra na região do corpo da placa A, mas não foi planejado para a placa B.

Os valores calculados e obtidos para as placas A e B se encontram na tabela 4.2. O peso calculado das placas é aquele considerado na equação (3.4), considerando também as variações nos processos para obter as dimensões reais do produto final, e não a dimensão nominal. O peso obtido foi conferido antes da etapa de reaquecimento e o Δ_p (delta peso) é a diferença entre ambos, devido às variações no processo de fabricação da placa nas etapas anteriores.

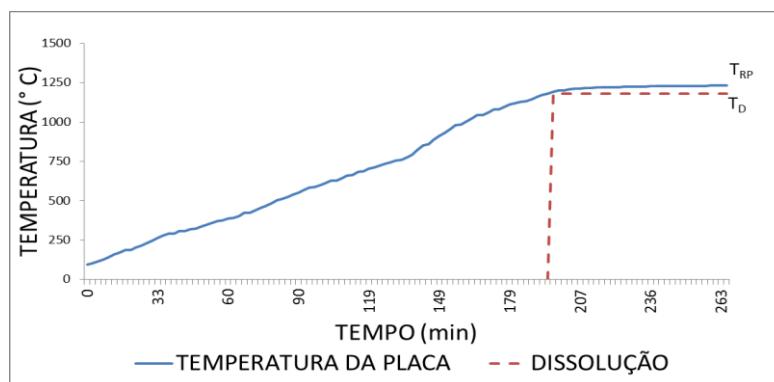
Tabela 4.2 Dados das placas utilizadas no estudo

| PLACA | PESO CALCULADO (Kg) | PÉSO OBTIDO (Kg) | Δ_p (%) |
|-------|---------------------|------------------|----------------|
| A | 11.816 | 11.840 | 0,20 |
| B | 11.735 | 11.740 | 0,04 |

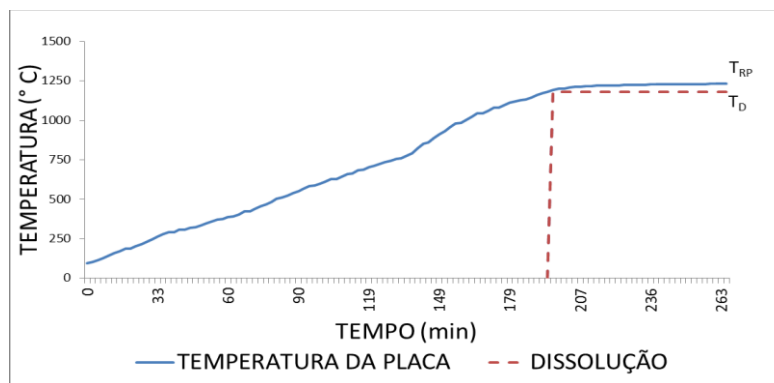
4.2 Reaquecimento das placas

O material foi sequenciado na laminação de chapas grossas de forma agrupada, ou seja, próxima uma da outra no tempo, mantendo-se os parâmetros visados em todas

as etapas do processo. As placas A e B foram reaquecidas sob condições controladas de tempo e temperatura, conforme as figuras 4.1-(a) e 4.1-(b), visando alcançar a completa solubilização dos elementos microligados, conforme estudo de Schiavo⁽⁶⁾, sendo previsto um tempo mínimo de permanência (T_{MP}) de 230 min e um tempo mínimo de dissolução (T_D) de 50 min. A temperatura de reaquecimento da placa prevista foi de 1230 °C.



(a) Placa A



(b) Placa B

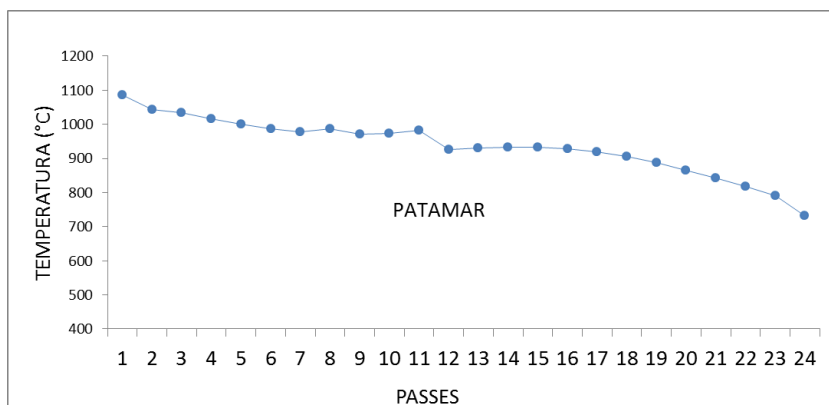
Figura 4-1 Curva de reaquecimento das placas A e B. T_D : temperatura de dissolução. T_{RP} : Temperatura de reaquecimento da placa.

4.3 Laminação do Material e Resfriamento Acelerado

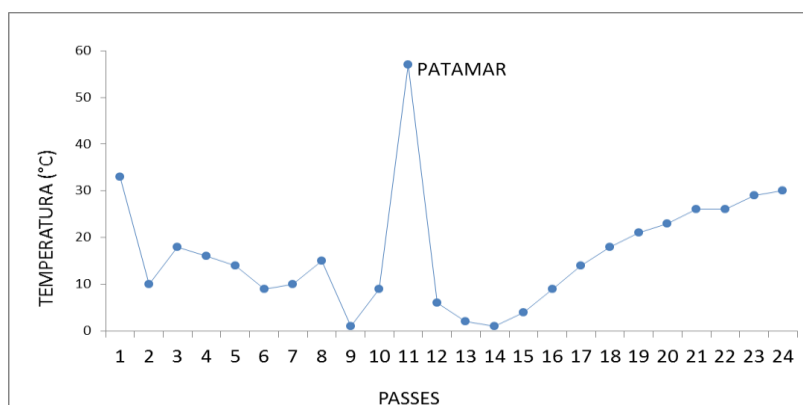
A laminação através do método laminação controlada seguida de resfriamento acelerado foi realizada com onze passes de desbaste com reduções mais pesadas, e redução média de 18 mm por passe. Esta etapa terminou acima da temperatura de não recristalização da austenita, T_{NR} estimada pela equação (3.2).

Posteriormente, houve o cumprimento do tempo de patamar (T_P) para garantir que a etapa de acabamento fosse realizada abaixo da T_{NR} . Após o patamar, o acabamento

foi realizado com treze passes. A figura 4.3-(a) apresenta as reduções de temperatura por passe de laminação, enquanto a 4.2-(b) apresenta a diferença de temperatura entre os passes de laminação, obtidas em cada passe. São apresentados somente os modelos da placa A.



(a) temperatura por passe de laminação

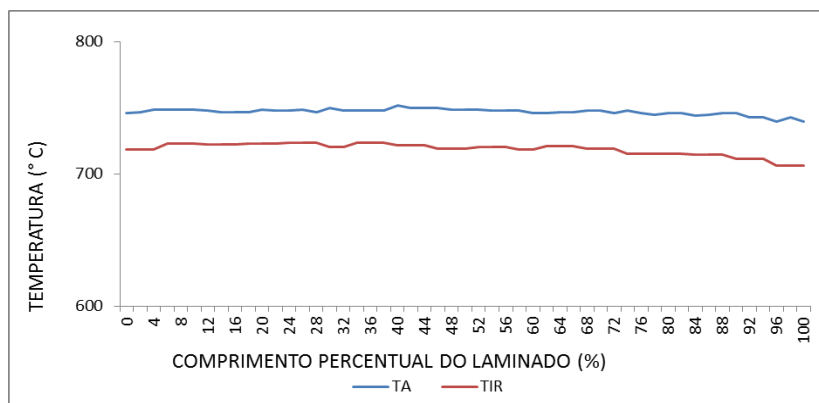


(b) redução de temperatura por passe

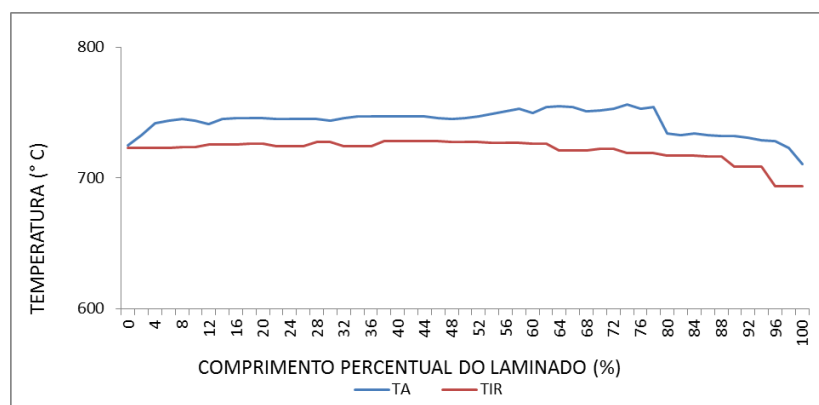
Figura 4-2 Evolução da temperatura durante a laminação da placa A.

Nesta etapa, foram registradas as temperaturas de acabamento do material através de pirômetro de processo posicionado na saída do laminador. Ressalta-se que somente a temperatura média do laminado é registrada e utilizada para controle de processo. Neste trabalho, porém, foi feita a aquisição de dados do pirômetro, ponto a ponto, para se ter o perfil ao longo de seu comprimento. Deve ser lembrado ainda que este perfil não pode ser obtido após todos os passes de laminação, mas é fundamental sua coleta após o último passe. O comportamento do perfil de temperatura ocorreu conforme previsto, ou seja, com decréscimo nas extremidades da peça, devido à maior perda térmica para o ambiente nesta região. Pode ser observado que a T_A e T_{IR} tendem a manter o perfil obtido nos processos anteriores, conforme Araújo⁽²⁾. As

figuras 4.3-(a) e 4.3-(b) mostram a temperatura de acabamento, T_A , e a temperatura de início de resfriamento, T_{IR} , nos laminados A e B, coletadas na saída do laminador e na entrada do equipamento de resfriamento acelerado, respectivamente.



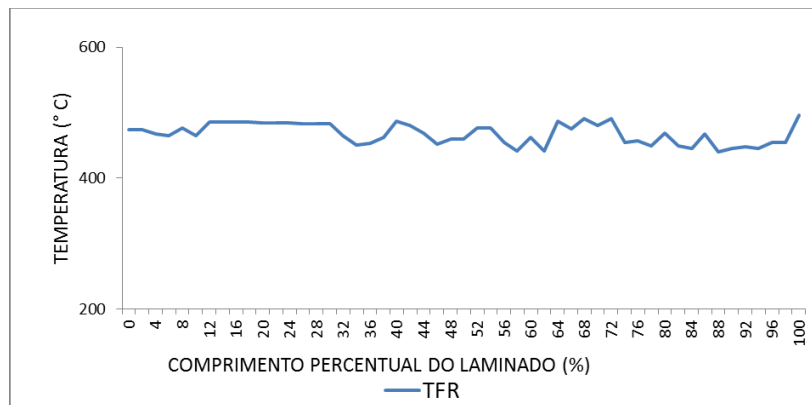
(a) Laminado A



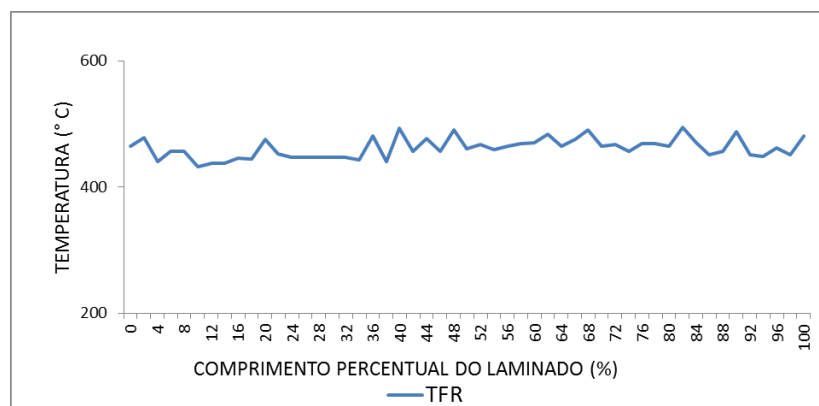
(b) Laminado B

Figura 4-3 Temperatura de acabamento e de início de resfriamento dos laminados A e B

Posteriormente, o material foi processado por resfriamento acelerado, sendo iniciado a uma temperatura abaixo da A_{R3} , com densidade de água abaixo de $0,6 \text{ m}^3/\text{m}^2/\text{min}$ no início do processo e abaixo de $2,2 \text{ m}^3/\text{m}^2/\text{min}$ nas zonas finais de resfriamento, o que promoveu uma taxa de resfriamento abaixo de $80 \text{ }^\circ\text{C/s}$. A temperatura final de esfriamento, T_{FR} , utilizada para o controle do processo é obtida pela média de algumas medidas no meio do laminado, coletadas ao longo do comprimento, cujos resultados foram plotados nas figuras 4.4-(a) e 4.4-(b).



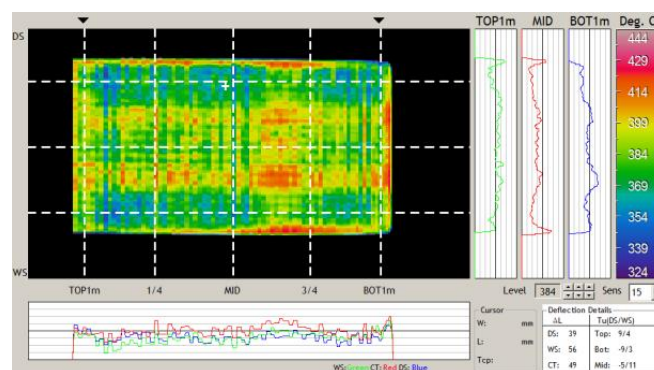
(a) Laminado A



(b) Laminado B

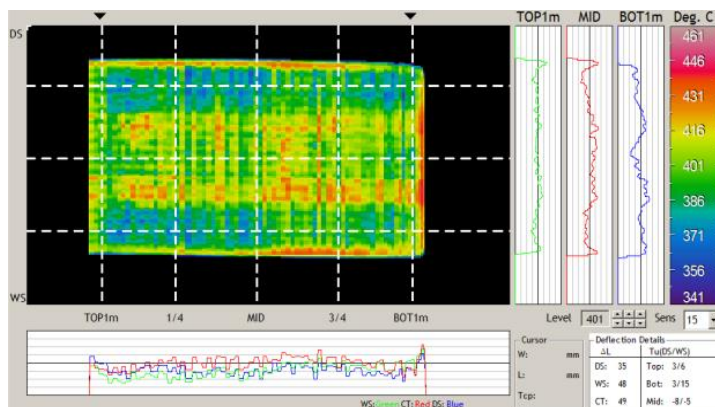
Figura 4-4 Temperatura final de resfriamento dos laminados A e B.

O equipamento, que conta também com um medidor de termografia e um medidor do formato do laminado, forneceu o perfil de distribuição de temperatura na saída do resfriamento e o perfil em vista superior (formato) dos laminados, sendo que este último é utilizado para definição das regiões onde foram realizados os descartes no material. A figura 4.5-(a) e 4.5-(b) apresentam as termografias dos laminados A e B.



(a) Laminado A

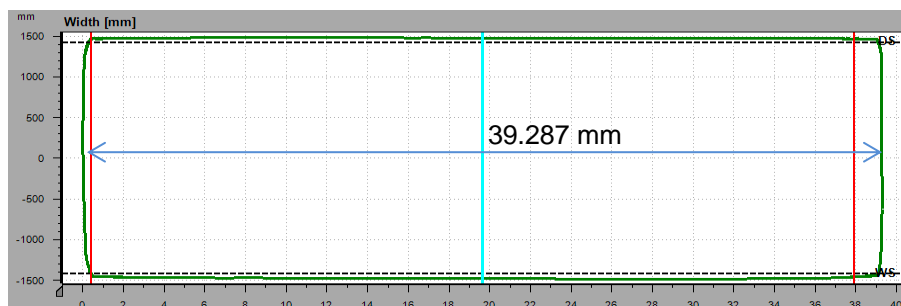
Figura 4-5 Termografia dos materiais após o resfriamento acelerado.



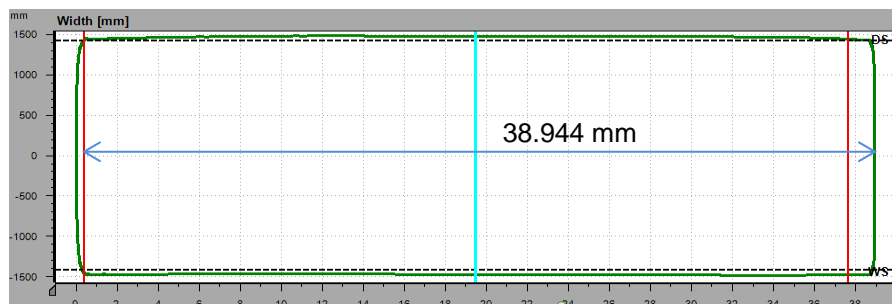
(b) Laminado B

Figura 4.5 – Continuação

Para avaliação do rendimento e das coletas de amostras, foi utilizada a imagem do medidor de perfil dos laminados, conforme apontam as figuras 4.6-(a) e 4.6-(b).



(a) Laminado A



(b) Laminado B

Figura 4-6 Perfis dos laminados A e B.

4.4 Amostragem do Laminado

Conforme o esquema da figura 4.7, foram retiradas amostras e preparados CP nas regiões de extremidade e na região central dos laminados para serem utilizadas como

referência no processo de avaliação. No topo e na base de cada laminado, foi retirada uma amostra de 500 mm x 600 mm (comprimento x largura), que foi posteriormente dividida em cinco amostras de 100 mm x 600 mm, enquanto a amostra no meio do laminado foi posteriormente dividida em três amostras de 100 mm x 600 mm.

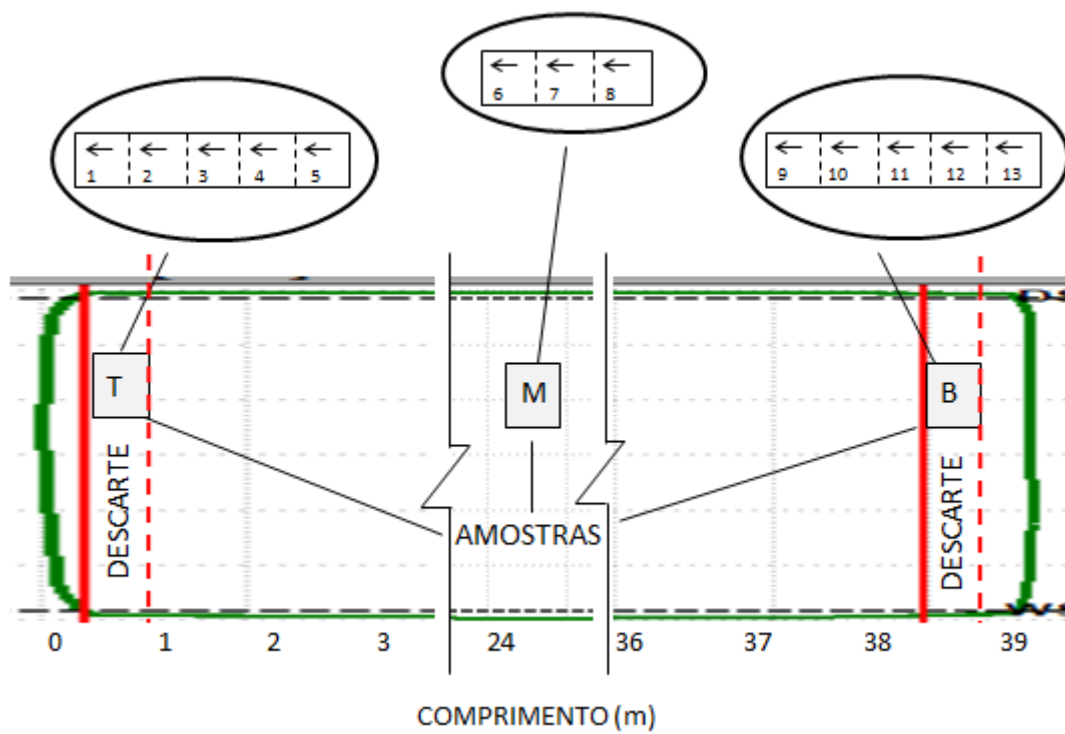


Figura 4-7 Esquema de amostragem no topo (T), no meio (M) e na base (B) dos laminados.

Os dimensionamentos dos CP retirados nas amostras estão ilustrados nas figuras 4.8-(a), regiões de topo e de base dos laminados e 4.8-(b) no corpo dos laminados.

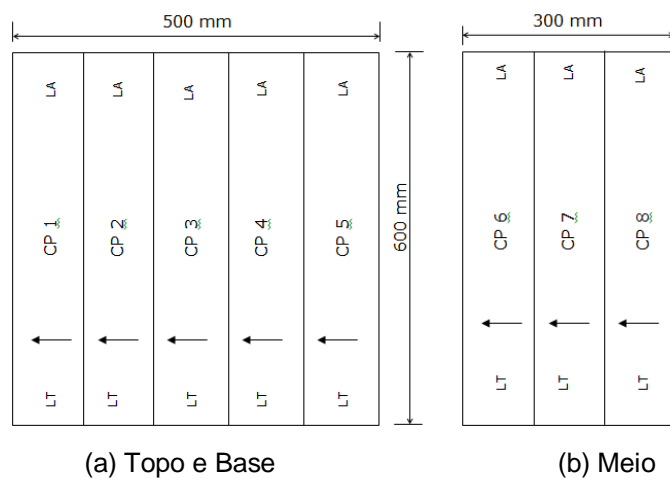


Figura 4-8 Dimensão das amostras retiradas nos laminados A e B.

4.5 Propriedades Mecânicas

Ensaio de tração à temperatura ambiente foram realizados na máquina Instron de 1200 kN de capacidade, em corpos de prova transversais à direção de laminação, realizados conforme ASTM A370/17a⁽²⁹⁾ e foram preparados conforme a norma ASTM-A370⁽²⁹⁾. O esboço com os detalhes do CP são mostrados na figura 4.9.

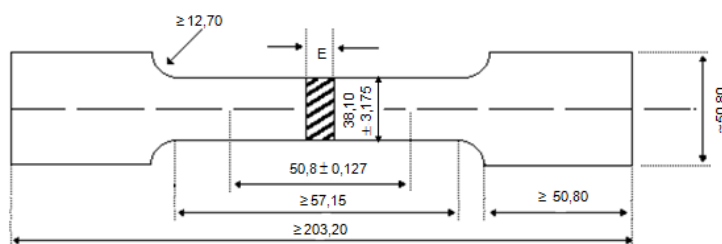


Figura 4-9 Esboço dos detalhes em mm do CP de tração conforme ASTM A-370⁽²⁹⁾. E = espessura da chapa.

As amostras para o teste de impacto Charpy-V-Notch (CVN), realizadas a -20 °C, também na direção transversal, foram preparadas de acordo com ASTM A370/17a⁽²⁹⁾ e foram preparados conforme a norma ASTM-A370⁽²⁹⁾. O esboço com os detalhes do CP são mostrados na figura 4.10. Não foi aplicado o requisito de rugosidade para o CP.

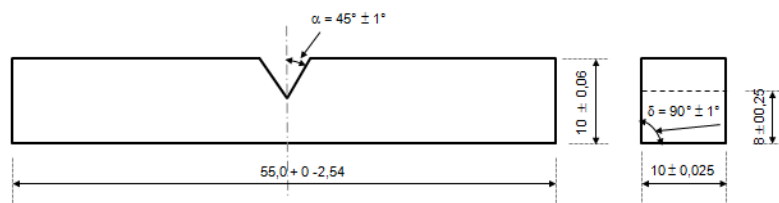


Figura 4-10 Esboço das dimensões em mm do CP de Charpy conforme ASTM A-370⁽²⁹⁾.

4.6 Microestrutura e Dureza

Foi analisada a microestrutura nas regiões do meio e extremidades dos laminados através de metalografia ótica (MO) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em equipamentos microscópio Zeiss - AXIO Imager - M2M e microscópio Zeiss - FEG Ultra, respectivamente.

Foram preparadas seções metalográficas longitudinais em seis posições nas amostras dos laminados e em uma posição no meio, como mostrado na figura 4.11.

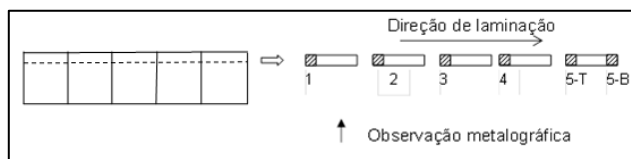


Figura 4-11 Amostras para análises de microestrutura e dureza no topo e base dos laminados.

Uma vez que o comprimento total da amostra final era de 500 mm, com cada amostra menor medindo 100 mm, a distância varrida representa cerca de 600 mm da primeira à sexta seção. Na amostra retirada no meio da placa, apenas uma amostra foi retirada. A análise da microestrutura foi realizada após o ataque de seção com reagente Nital a 4%, seguida das observações por MO e por MEV com detector de Inlens.

As determinações da dureza Vickers HV 3 kgf também a $\frac{1}{4}$ da espessura foram realizadas em todas as seções, fazendo-se três determinações, utilizando um durômetro Micro-Vickers SM-ARS9000.

4.7 Dilatometria

Amostras cilíndricas de 5 mm de diâmetro por 10 mm de comprimento foram preparadas e testadas por dilatometria no dilatômetro Bähr Dil 805D, com os modos de deformação e resfriamento. O objetivo foi a determinação do diagrama de transformação de resfriamento contínuo (T_{RC}) do aço e o efeito de T_A , T_{IR} e T_{FR} na microestrutura e dureza. Seis ciclos termomecânicos foram selecionados de acordo com a figura 4.12.

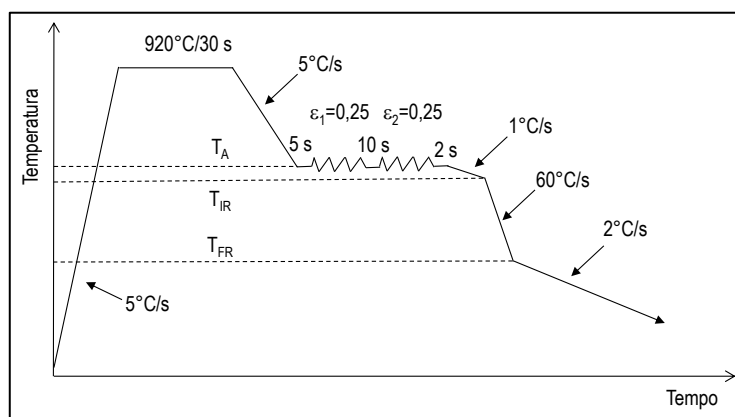


Figura 4-12 Esquema do ciclo termomecânico aplicado nos ensaios dilatométricos.

Após a austenitização a 920 °C os corpos de prova foram resfriados até a T_A , onde foi aplicada dupla deformação, resfriada lentamente até a T_{IR} , resfriada rapidamente até a T_{FR} e a partir daí, resfriada lentamente até a temperatura ambiente. As condições dos seis ensaios são apresentadas na Tabela 4.3.

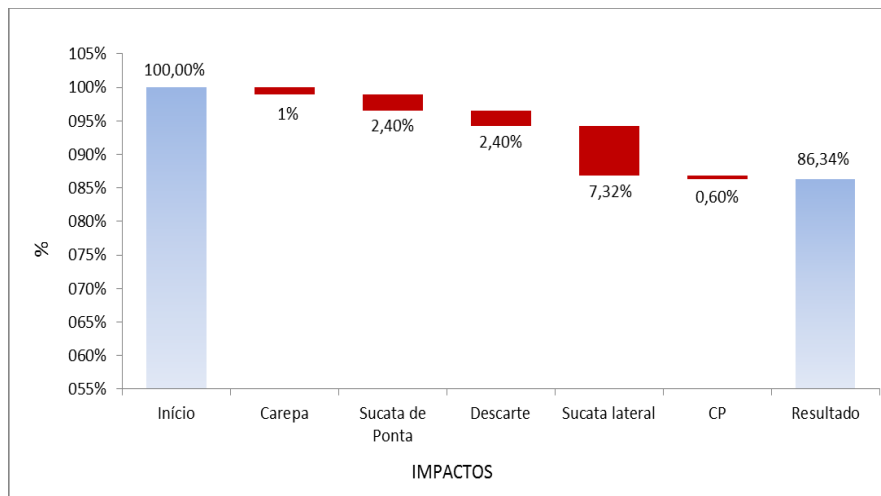
Tabela 4.3 Condições dos ensaios dilatométricos com aplicação de deformação ao CP.

| Ensaio | T_A (°C) | T_{IR} (°C) | T_{FR} (°C) |
|--------|------------|---------------|---------------|
| 1 | 750 | 710 | 470 |
| 2 | 750 | 710 | 420 |
| 3 | 750 | 710 | 370 |
| 4 | 720 | 690 | 470 |
| 5 | 720 | 690 | 420 |
| 6 | 720 | 690 | 370 |

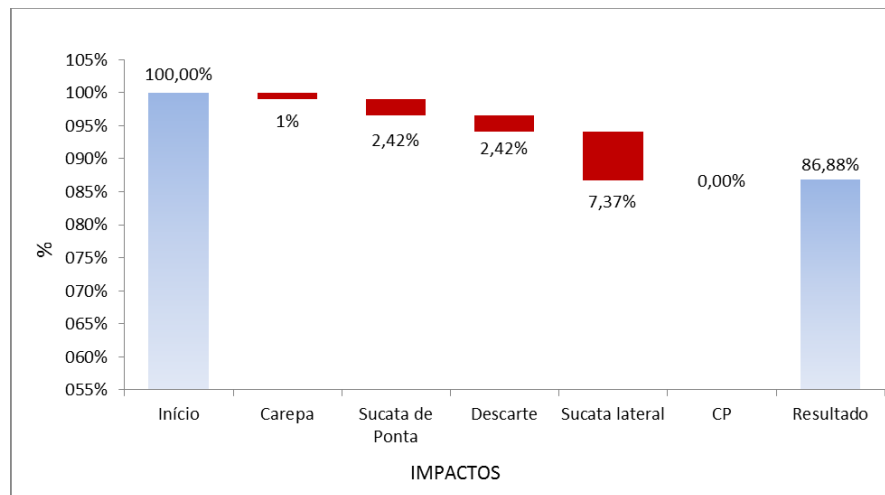
O segundo conjunto de ensaios por dilatometria foi realizado para construção do diagrama TRC do aço, visando obter uma visão geral de suas transformações de fase após a laminação. Foi usado o modo de resfriamento. Os CP foram aquecidos a 5 °C/s até a austenitização a 920 °C por 30 s e resfriados em seguida em taxas de resfriamento entre 0,5 °C/s e 100 °C/s até a temperatura ambiente. Foi avaliada a microestrutura por microscopia ótica e medida a dureza HV 3 kgf.

4.8 Análise do Rendimento

Para cálculo do rendimento metálico dos materiais laminados, foi usado como base os valores da tabela 3.1. Entretanto, devido aos critérios de amostragem da norma API⁽²⁸⁾, foi previsto um CP no corpo do laminado A, que foi retirado no início da terceira chapa, mas não foi previsto este CP para o laminado B. A figura 4.13 apresenta as perdas metálicas em percentual previstas nos laminados A e B. Nota-se que o maior impacto é a da sucata lateral, que prevê um acréscimo de 120 mm de prolongamento das bordas ao longo de todo o comprimento dos laminados conforme apontado na figura 3.21.



(a) Laminado A



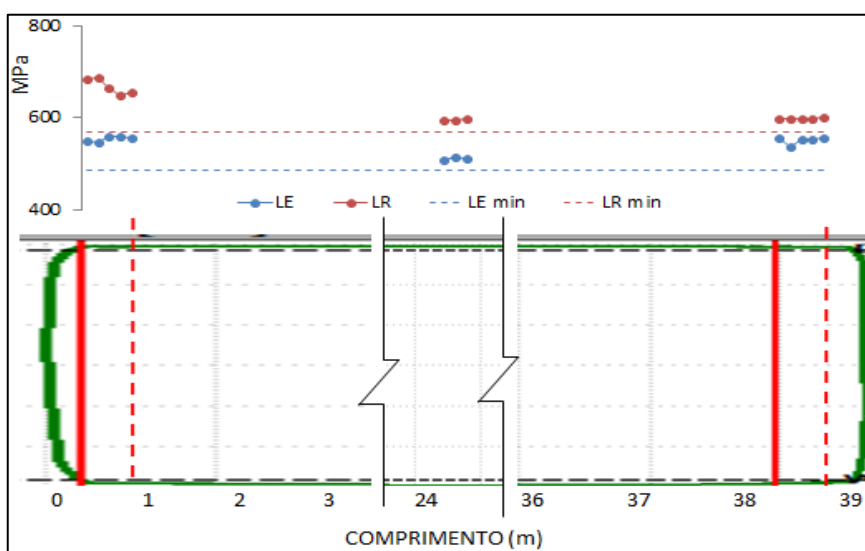
(b) Laminado B

Figura 4-13 Rendimento metálico e as perdas metálicas previstas em percentual nos laminados A e B.

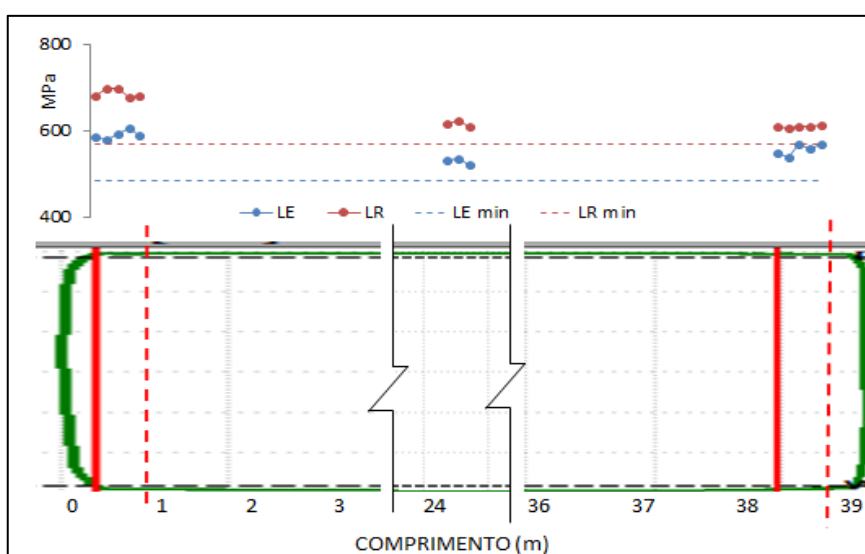
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Propriedades Mecânicas

As figuras 5.1-(a) e 5.1-(b) mostram os resultados de ensaios de tração dos laminados A e B, respectivamente. Nota-se que o meio da placa tem resistência mecânica ligeiramente menor do que o topo e base. Nestes, não há mudança abrupta no limite de escoamento (LE) e no limite de resistência à tração (LR). Todos os valores obtidos estavam acima do mínimo especificado em norma para o aço.



(a) Laminado A



(b) Laminado B

Figura 5-1 Resultados das propriedades de tração dos laminados A e B.

O alongamento total (ALO) permaneceu entre 35% e 40% em todo o material e a energia absorvida no CVN foi alta, conforme Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Resultados médios dos ensaios de tração e Charpy por região dos laminados A e B.

| | | LE | LR | ALO | CVN |
|----------------------------|------|-----|-----|-----|-----|
| | | MPa | MPa | % | J |
| A | Topo | 553 | 667 | 37 | 352 |
| | Meio | 511 | 593 | 38 | 351 |
| | Base | 551 | 598 | 40 | 333 |
| B | Topo | 590 | 687 | 35 | 297 |
| | Meio | 534 | 621 | 40 | 270 |
| | Base | 558 | 609 | 39 | 302 |
| Mínimo API ⁽²⁸⁾ | | 485 | 570 | 32 | - |

5.2 Microestrutura e Dureza

5.2.1 Microestrutura

Imagens de microestrutura observadas em MO e MEV do laminado A, são apresentadas na figura 5.2. Houve boa homogeneidade da microestrutura na direção da espessura das chapas, de modo que apenas o registro realizado a $\frac{1}{4}$ da espessura é apresentado. Nesta região, a microestrutura foi constituída de ferrita poligonal e bainita como segunda fase, de forma alinhada, figura 5.2-(a). Visto no MEV, figura 5.2-(b), a presença de ferrita e bainita é claramente definida. De fato, a microestrutura esperada em aços processados por TMCP é a ferrita fina e bainita, uma vez que a alta taxa de resfriamento neste processo promove a formação de bainita, em detrimento da perlita, enquanto a T_{FR} suficientemente alta evita a formação de martensita.

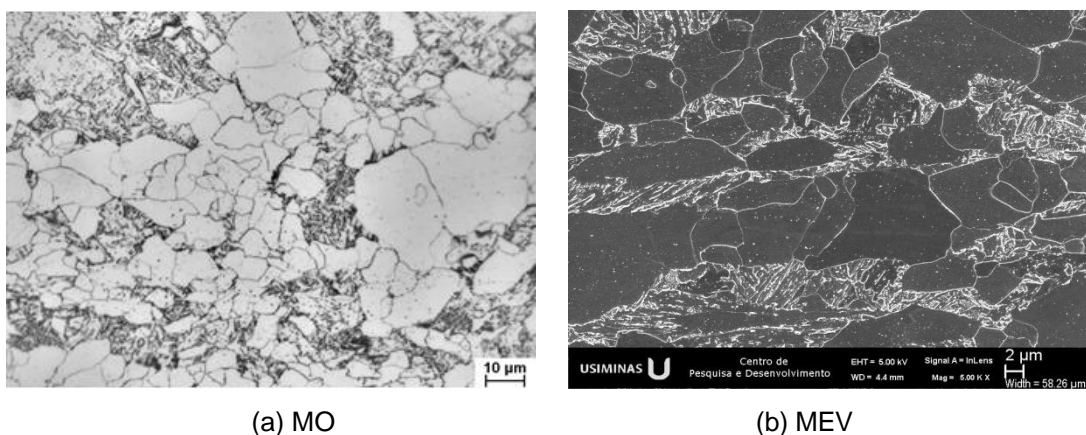
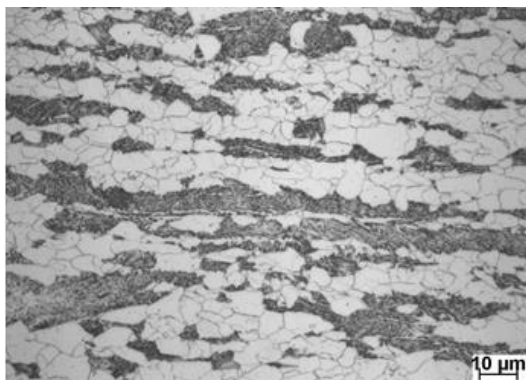
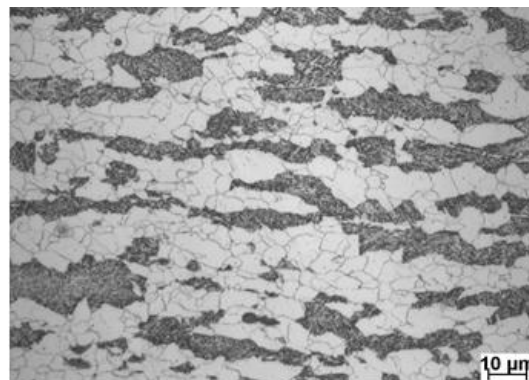


Figura 5-2 Microestrutura da amostra retirada no meio do laminado A, $\frac{1}{4}$ da espessura.

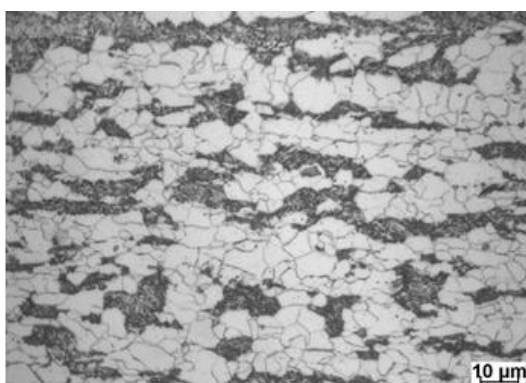
A amostra retirada no topo do laminado A foi dividida em seis amostras menores que representam um avanço de 600 mm da extremidade para o corpo do laminado. A microestrutura encontrada é composta por ferrita e bainita bandeada, conforme pode ser observado nas figuras 5.3-(a) a 5.3-(f), de forma que a posição 1 é a extremidade mais próxima ao topo do laminado a 5.B está mais próximo ao corpo do laminado.



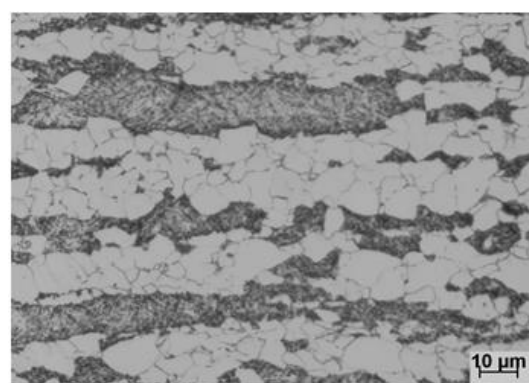
(a) Posição 1



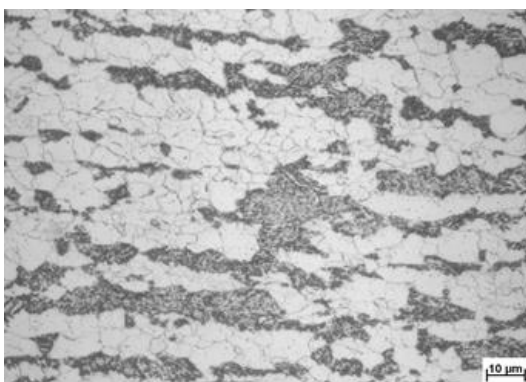
(b) Posição 2



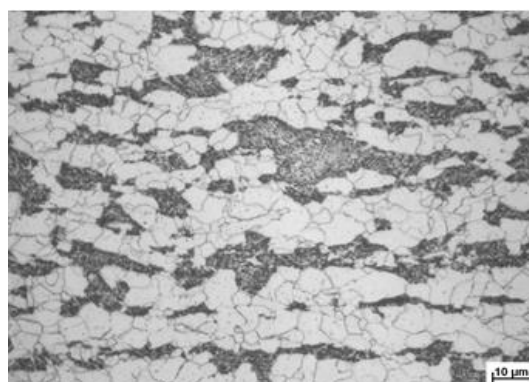
(a) Posição 3



(b) Posição 4



(a) Posição 5-T



(b) Posição 5-B

Figura 5-3 Microestrutura ao MO da amostra retirada no topo do laminado A, $\frac{1}{4}$ da espessura.

Detalhes da bainita presentes no topo do laminado A podem ser vistos ao MEV em fotografias com maior ampliação na figura 5.4. Nota-se o bandeamento mais intenso e maior fração de bainita no meio da espessura da chapa, em função da segregação central típica do material. As figuras 5.4-(a) a 5.4-(c) apresentam a microestrutura obtida através do MEV à $\frac{1}{4}$ da espessura do topo do laminado A, nas posições 1, 3 e 5-B respectivamente.

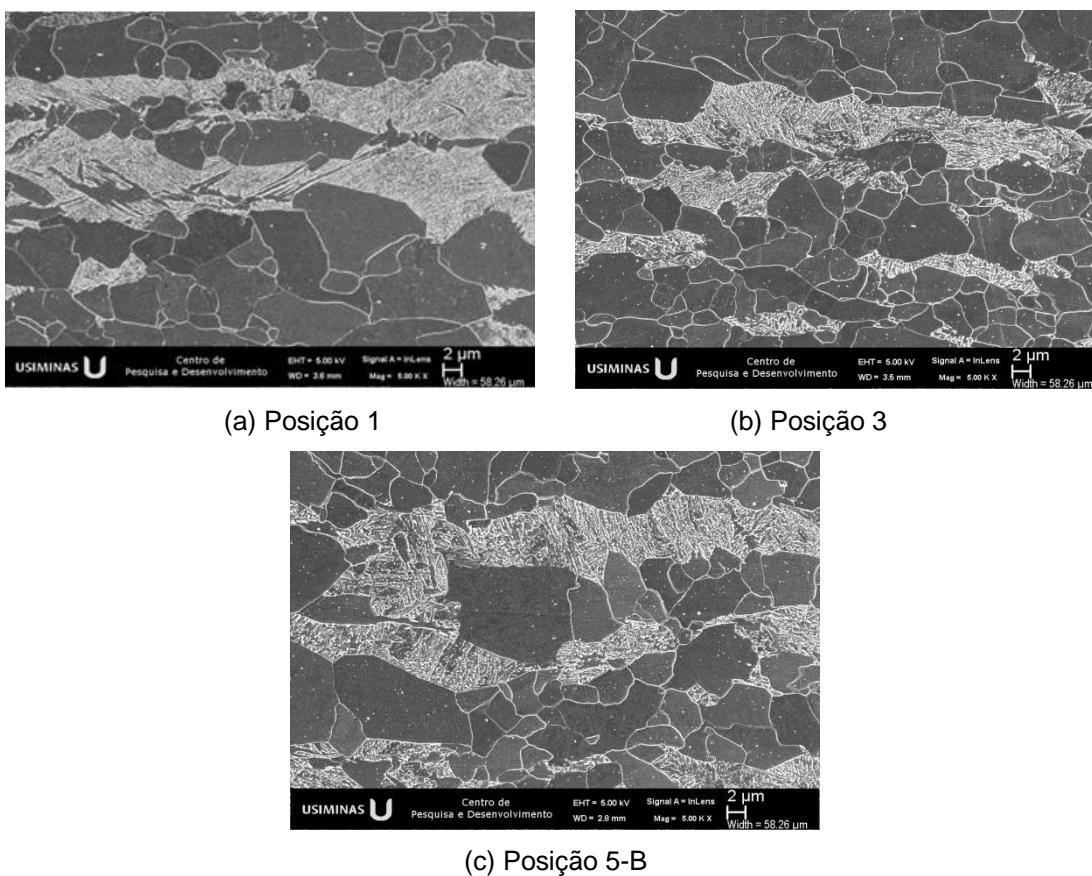


Figura 5-4 Microestrutura ao MEV da amostra retirada no topo do laminado A, $\frac{1}{4}$ da espessura.

A microestrutura observada nas seções da amostra da base do laminado A é apresentada na figuras 5.5-(a) a 5.5-(f), de forma que a posição 1 está mais próxima ao corpo do laminado e a posição 5-B é mais próxima à extremidade da base do laminado.

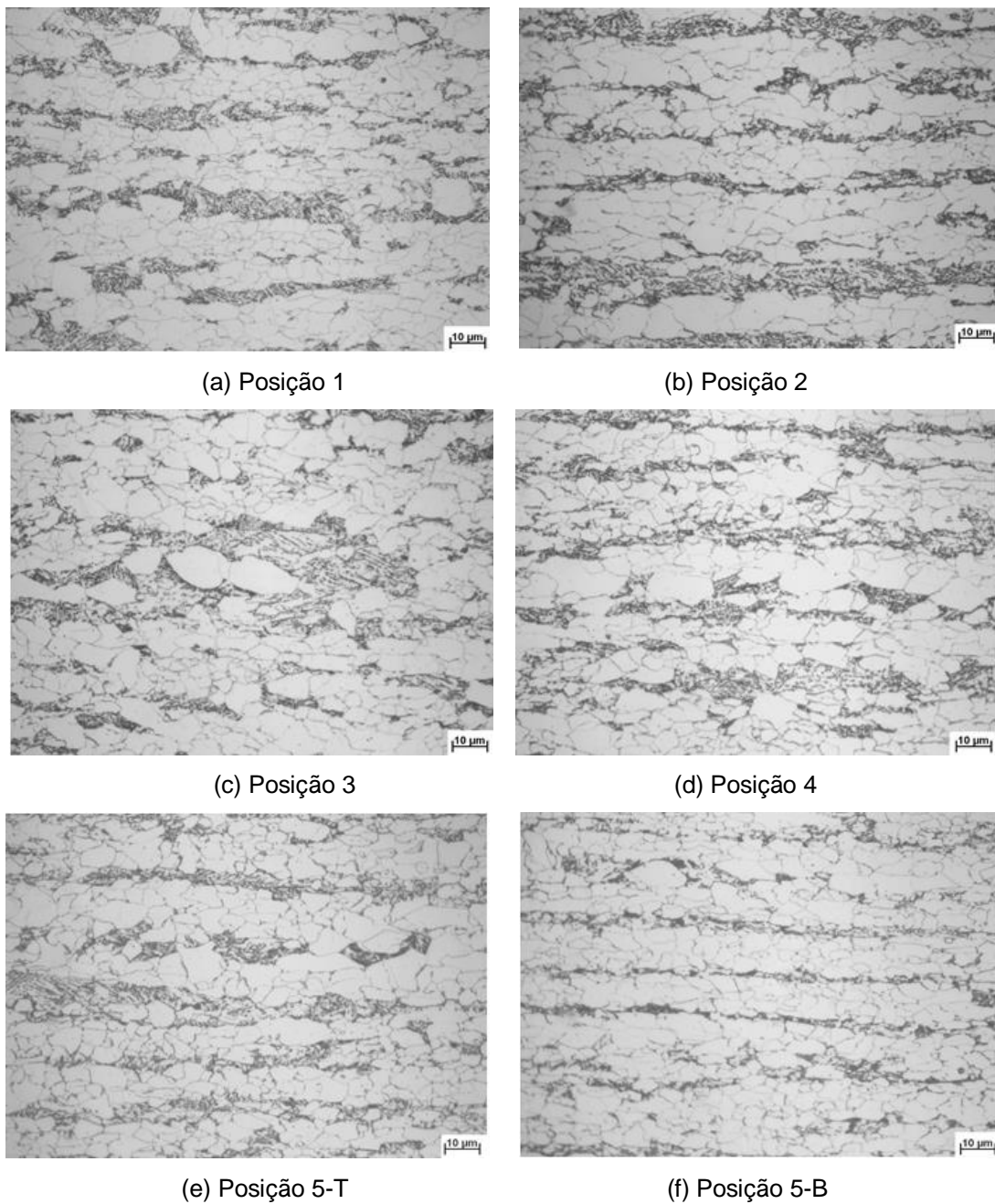
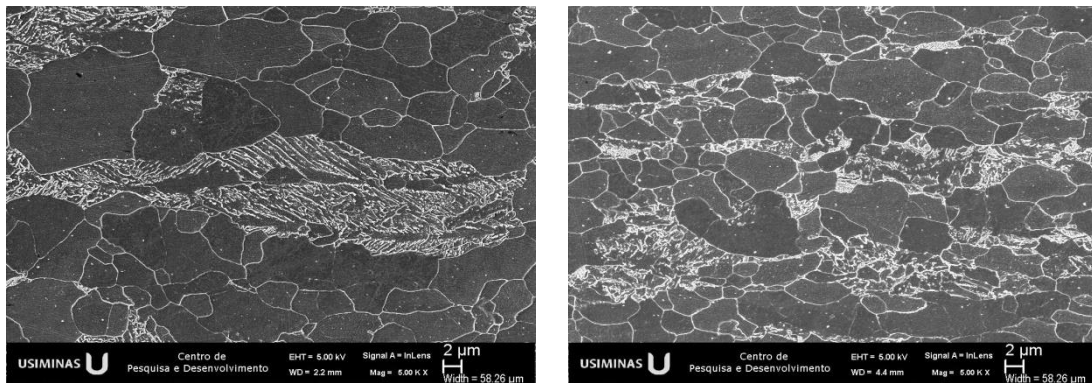


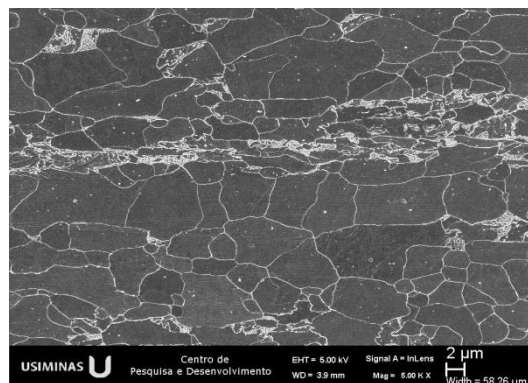
Figura 5-5 Microestrutura ao MO da amostra retirada na base do laminado A, $\frac{1}{4}$ da espessura.

Seções equivalentes às da amostra da base do laminado são mostradas na figura 5.6, desta vez ao MEV, nas posições 1, 3 e 5-B. Como esperado, a microestrutura é constituída de ferrita e bainita, porém, em comparação com a do topo do laminado, a bainita está menos compacta, com ripas de ferrita mais largas e, em geral, aparentemente, existe maior proporção de ferrita na microestrutura.



(a) Posição 1

(b) Posição 3



(c) Posição 5-B

Figura 5-6 Microestrutura ao MEV da amostra retirada na base do laminado A, $\frac{1}{4}$ da espessura.

Em algumas regiões, foi observada uma formação típica de perlita esboroadá, como indicado na figura 5.7, com uma maior ampliação. Tais observações indicam que a base do laminado deve ter sido processada em temperatura mais alta que o topo.

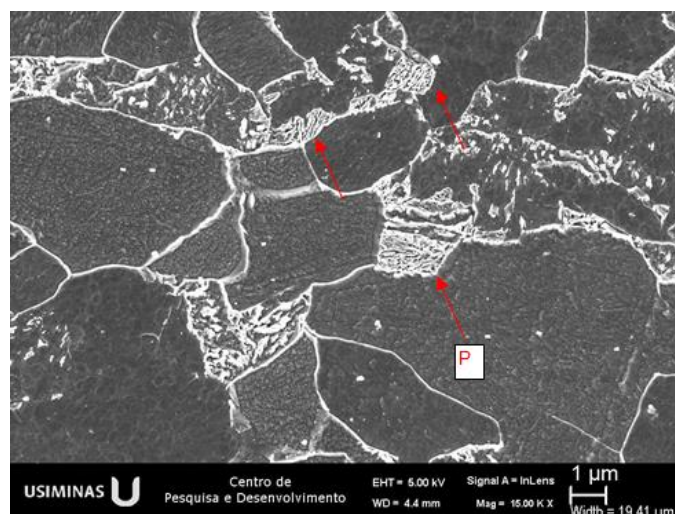


Figura 5-7 Microestrutura vista ao MEV da amostra retirada na base do laminado A, $\frac{1}{4}$ da espessura, com maior ampliação.

Imagens de microestrutura observadas em MO e MEV do meio do laminado B, são apresentadas na figura 5.8.

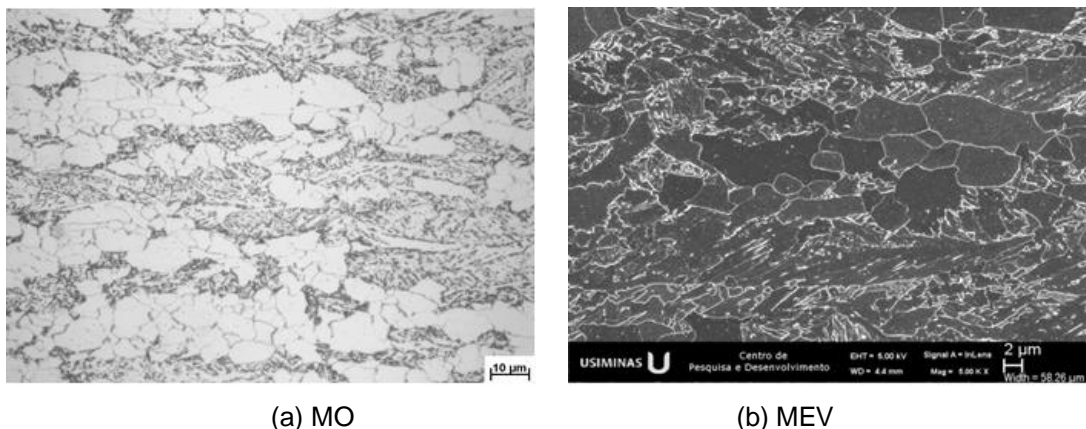


Figura 5-8 Microestrutura da amostra retirada no meio do laminado B, $\frac{1}{4}$ da espessura.

Como esperado, a microestrutura foi basicamente ferrita e bainita. A amostra retirada no topo do laminado B, também foi dividida em seis amostras menores que representa um avanço de 600 mm da extremidade para o corpo do laminado. A microestrutura encontrada é composta por ferrita e bainita bandeada, conforme pode ser observado nas figuras 5.9-(a) a 5.9-(f), de forma que a posição 1 é a extremidade mais próxima ao topo e a 5-B está mais próximo ao corpo do laminado.

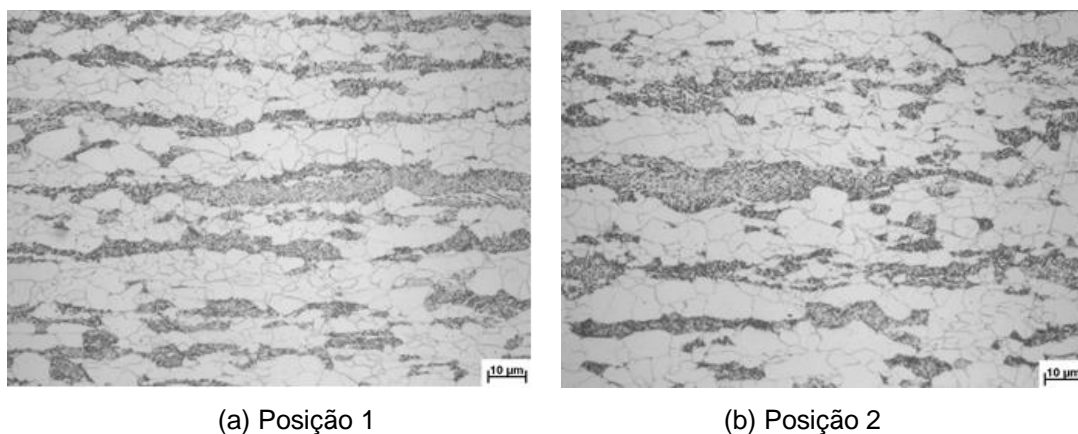


Figura 5-9 Microestrutura ao MO da amostra retirada no topo do laminado B, $\frac{1}{4}$ da espessura.

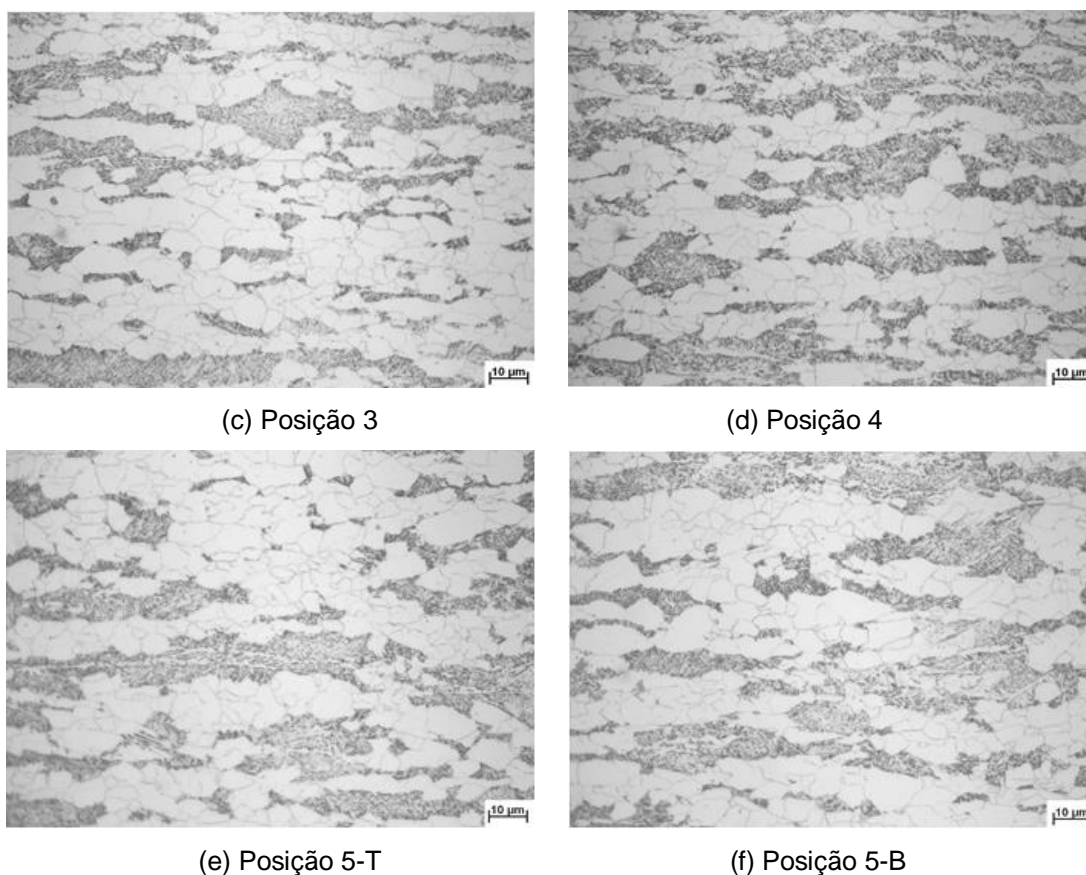


Figura 5.9 – Continuação.

Na figura 5.10 são mostradas as fotografias da microestrutura obtidas ao MEV do topo do laminado B. A microestrutura é constituída de ferrita e bainita, não se notando diferença entre as seções analisadas, da mesma forma que nas amostras anteriores. Foram registradas as microestruturas a $\frac{1}{2}$ e a $\frac{1}{4}$ da espessura nas posições 1, 3 e 5-B, sendo que a posição 1 está mais próxima à extremidade do topo do laminado.

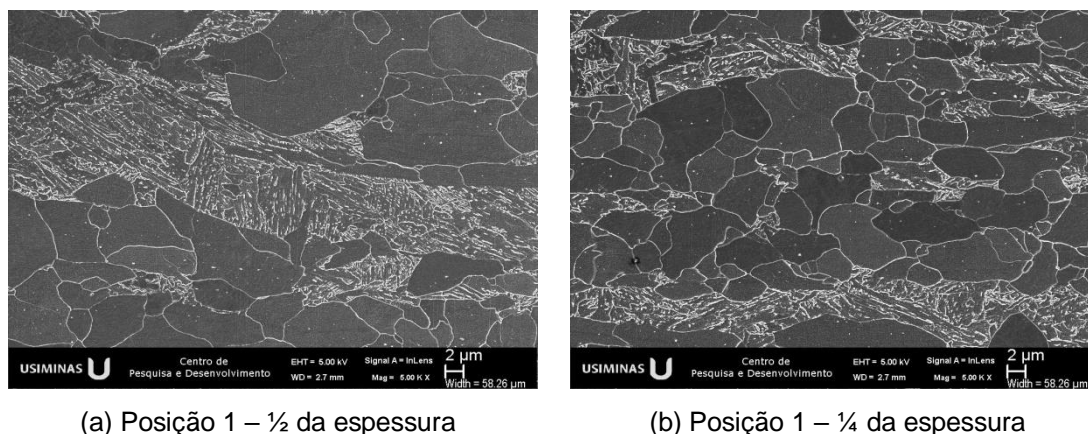
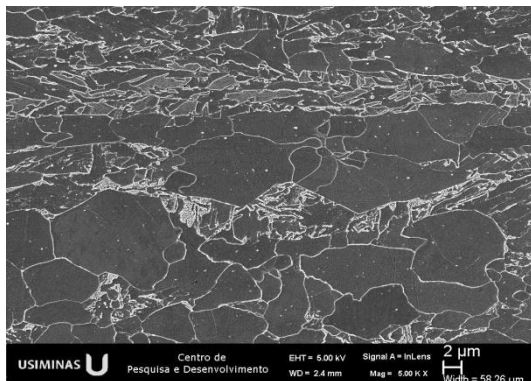
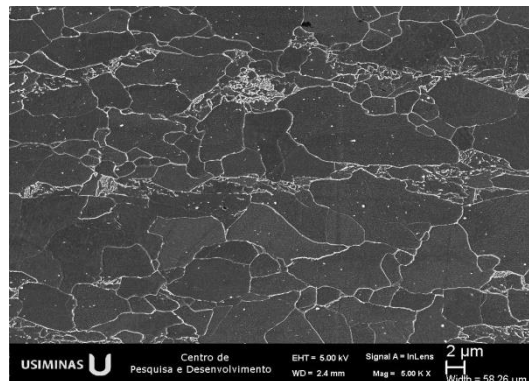


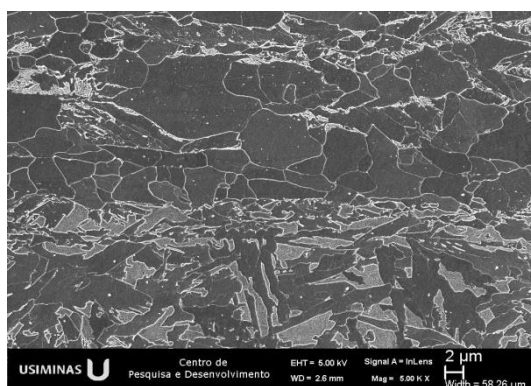
Figura 5-10 Microestrutura ao MEV da amostra retirada no topo do laminado B, a $\frac{1}{2}$ e a $\frac{1}{4}$ da espessura, nas posições 1, 3 e 5-B.



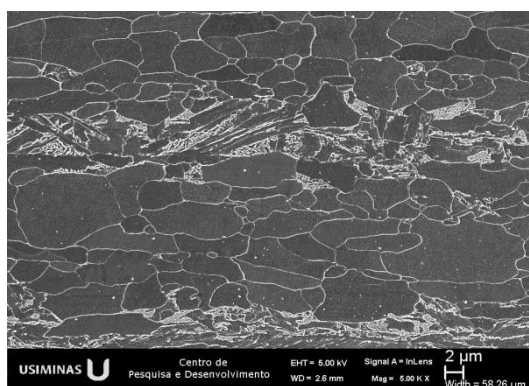
(c) Posição 3 – ½ da espessura



(d) Posição 3 – ¼ da espessura



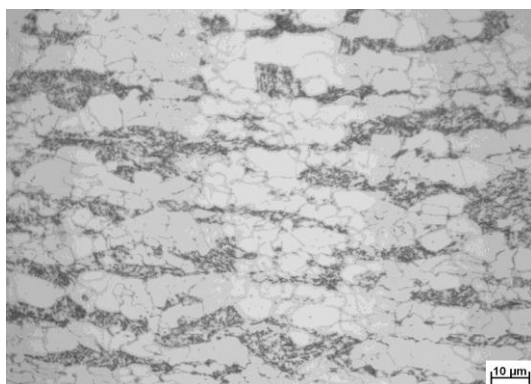
(e) Posição 5-B – ½ da espessura



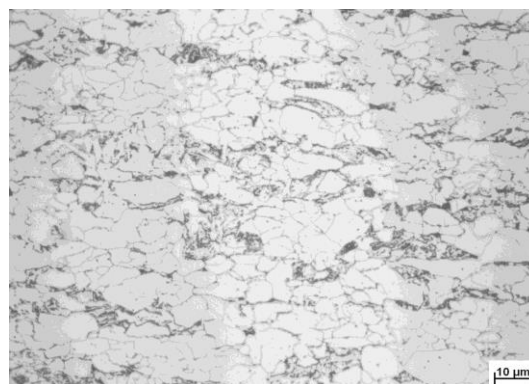
(f) Posição 5-B – ¼ da espessura

Figura 5.10 – Continuação.

Finalmente, na figura 5.11 são mostradas fotografias da microestrutura das seções da amostra da base do laminado B, de forma que a posição 1 está mais próxima ao corpo do laminado e a posição 5-B é mais próxima à extremidade da base do laminado. O mesmo comportamento da base do laminado A pode ser observado no laminado B.



(a) Posição 1



(b) Posição 2

Figura 5-11 Microestrutura ao MO da amostra na base do laminado B, a ¼ da espessura.

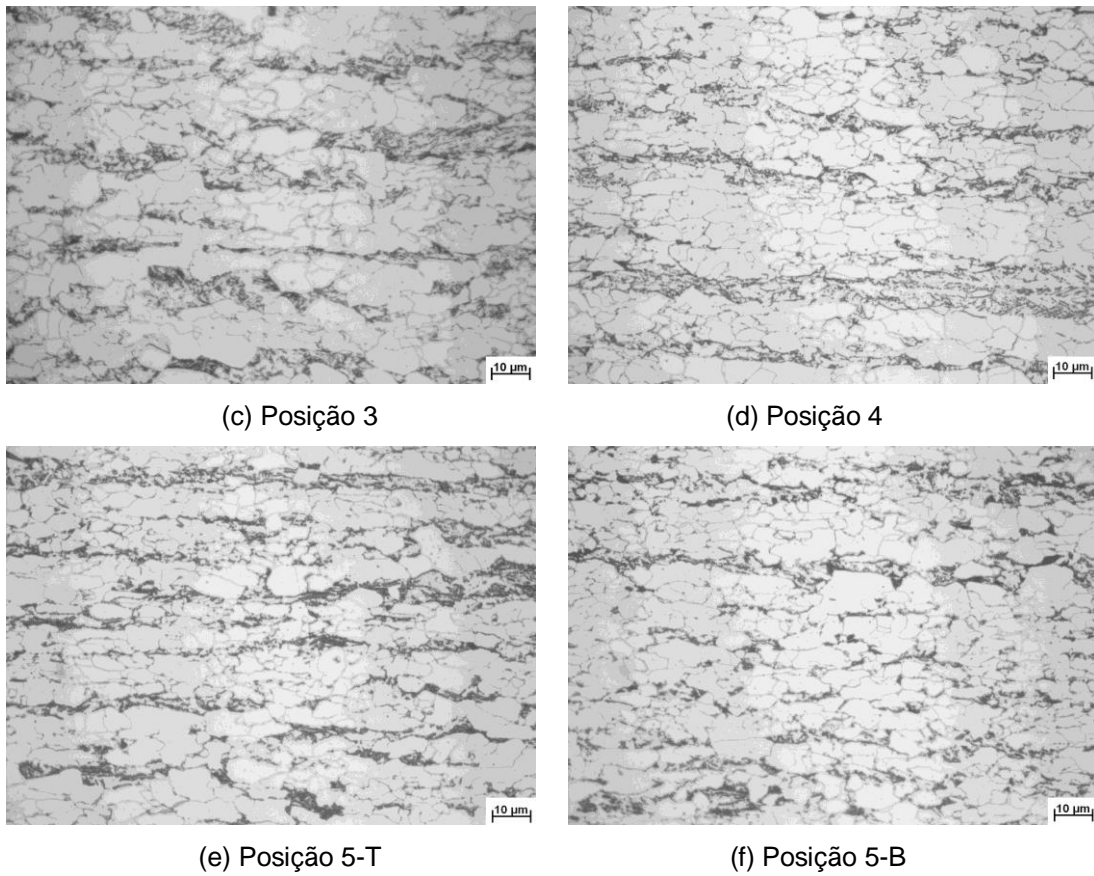


Figura 5.11 – Continuação.

Nas fotografias ao MEV, figura 5.12, a bainita ficou mais destacada, e pode ser observado o comportamento também similar ao do laminado A.

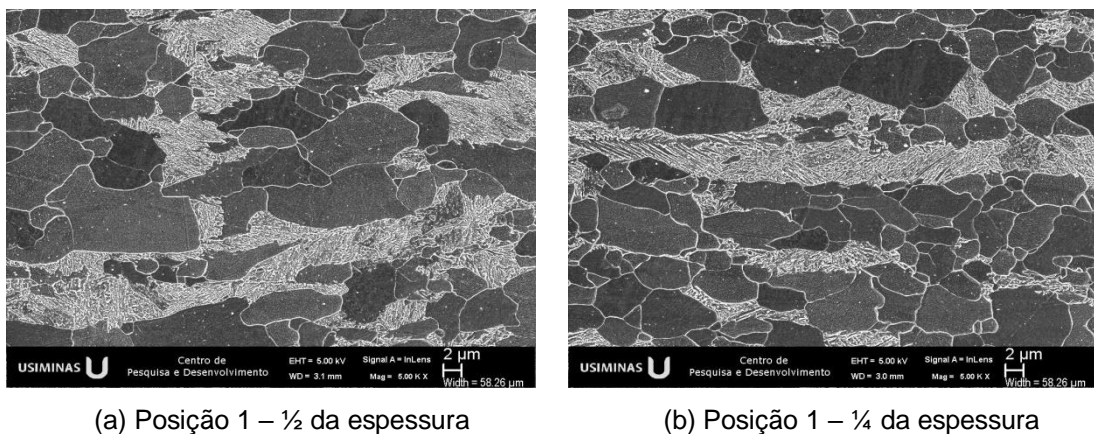
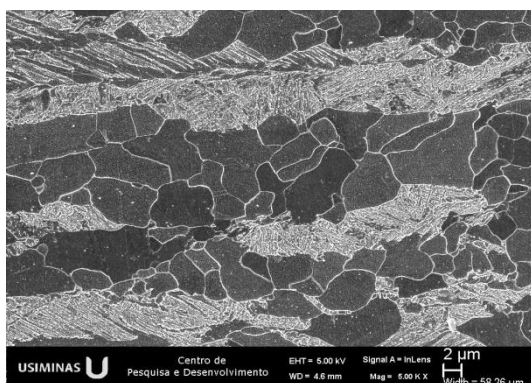
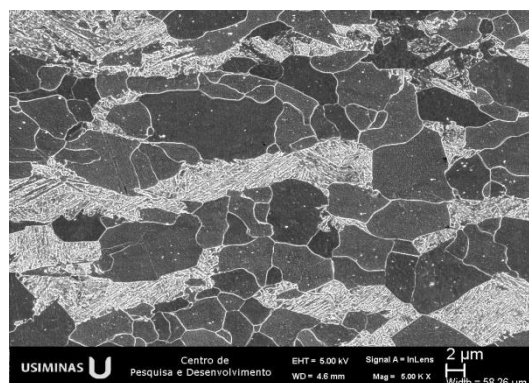


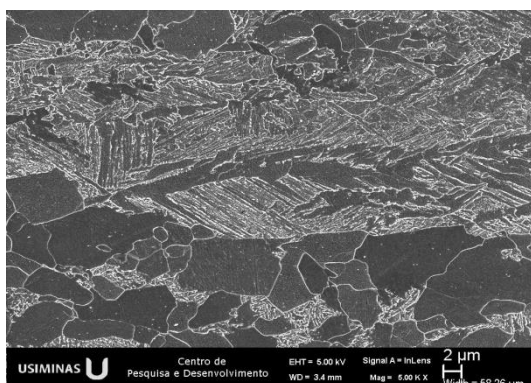
Figura 5-12 Microestrutura ao MEV da amostra na base do laminado B, retiradas a ½ e a ¼ da espessura, nas posições 1, 3 e 5-B.



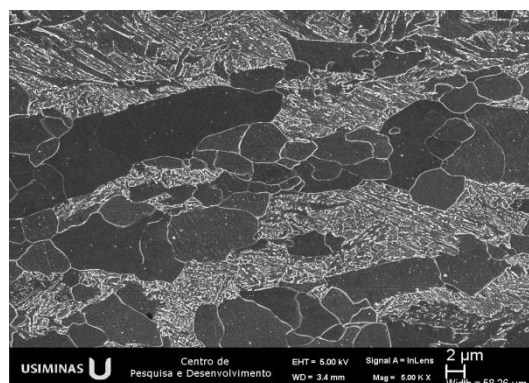
(c) Posição 3 – ½ da espessura



(d) Posição 3 – ¼ da espessura



(e) Posição 5-B – ½ da espessura

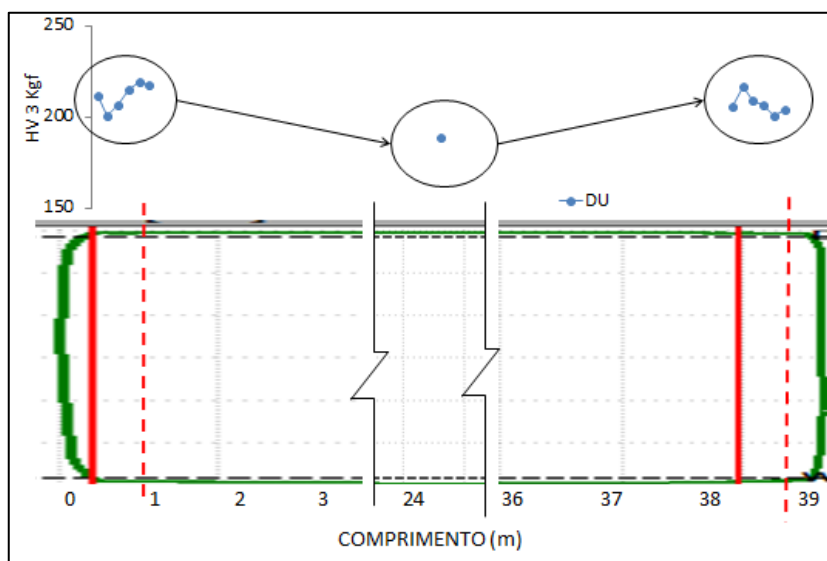


(f) Posição 5-B – ¼ da espessura

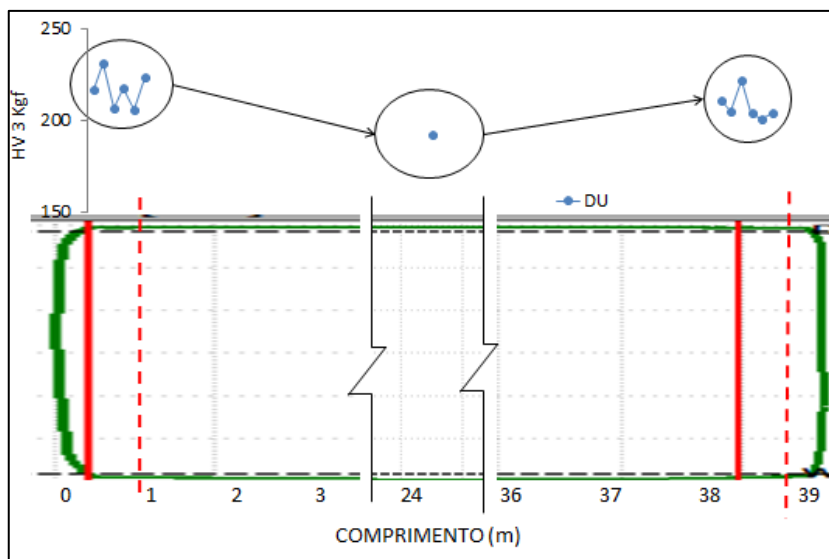
Figura 5.12 – Continuação.

5.2.2 Dureza

Os valores de dureza medidos a $\frac{1}{4}$ da espessura nas amostras (média de 10 determinações) estão mostrados de forma gráfica na figura 5.13-(a) referente ao laminado A e a 5.13-(b) referente ao laminado B. Nota-se que a dureza no corpo dos laminados foi praticamente a mesma, próximo de 190 HV. Nas regiões das extremidades analisadas, a dureza oscilou na faixa de 5 a 26 HV, sem uma tendência definida de variação com a posição, sempre se mantendo acima do valor do corpo do laminado.



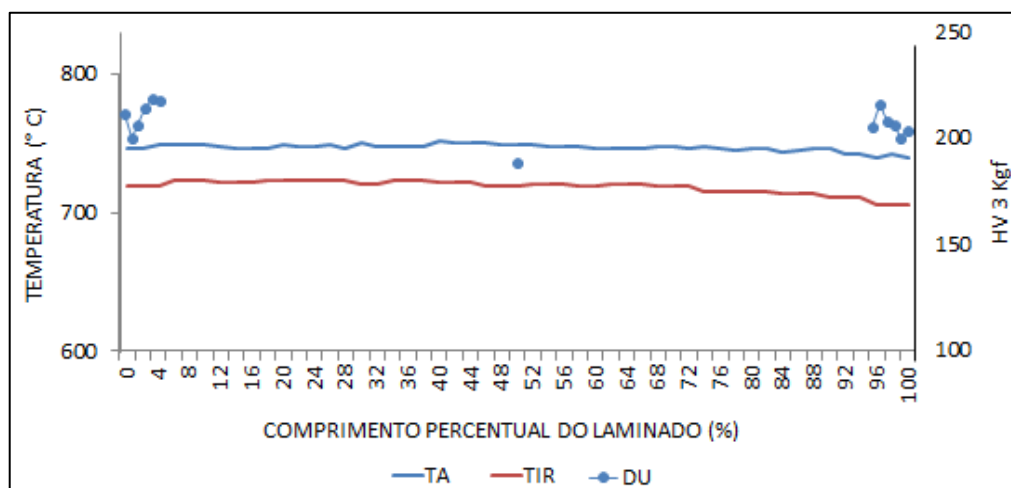
(a) Laminado A



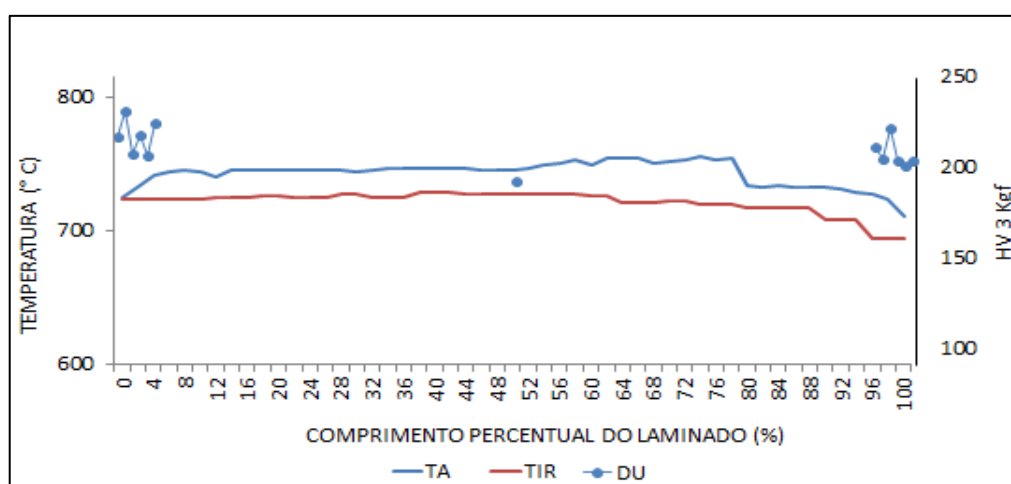
(b) Laminado B

Figura 5-13 Perfil de dureza nas regiões analisadas dos laminados A e B.

De forma geral, na região da base dos laminados, a dureza foi um pouco menor, exceto em uma seção analisada. Esta constatação é consistente com a observação da microestrutura, que apresentou uma tendência de maior fração de ferrita, formação de bainita superior e algumas ocorrências de perlita esboroadada nas seções da base do laminado. Essas características microestruturais estão associadas a temperaturas mais elevadas de transformação de fase, ou seja, ou a temperatura inicial de resfriamento foi mais alta, ou a taxa de resfriamento mais baixa, ou ambas neste sentido, confirmadas pela figura 5.14.



(a) Laminado A



(b) Laminado B

Figura 5-14 Perfil de dureza nas regiões analisadas de extremidade dos laminados A e B. Os valores das abcissas dos gráficos não são os mesmos para permitir visualizar as variações da dureza ao longo da região amostrada nas extremidades.

Pode ser observado na comparação entre as figuras 5.1 e 5.13, que o perfil de dureza nos laminados A e B tem comportamento similares ao LE e ao LR, influenciados pelo perfil de temperatura e taxas de resfriamentos nas regiões amostradas.

5.3 Diagrama T_{RC} e Ensaio Dilatométrico com Deformação

5.3.1 Diagrama T_{RC}

O diagrama T_{RC} construído do aço em estudo é dado na figura 5.15. A microestrutura foi constituída predominantemente por ferrita, com quantidades menores de bainita,

martensita e perlita. A fração de perlita diminui com o aumento da taxa de resfriamento até zerar com a taxa em torno de 25 °C/s. Por outro lado, as frações de bainita e de martensita aumentam com a taxa de resfriamento, sendo que a martensita aumenta mais significativamente para taxas acima de 20 °C/s. Nota-se que o bandeamento da microestrutura desapareceu para taxa acima de 10 °C/s.

A dureza variou de 149 HV para a taxa de 0,5 °C/s até 217 HV para o resfriamento a 100 °C/s. Entre os ensaios realizados, aquele com taxa de 20 °C/s resultou em microestrutura com dureza de 192 HV, que é o valor mais próximo da dureza da chapa original, 189 HV. No entanto, a microestrutura obtida com a taxa de 20 °C/s no ensaio dilatométrico foi diferente daquela da chapa original, como mostra a figura 5.16. Tal diferença pode se explicada por duas razões: (a) pela trajetória de resfriamento do processo industrial (resfriamento lento até o CLC, rápido, 60 °C/s, durante este processo e lento depois), ser diferente da dilatométrica (resfriamento constante); (b) a condição microestrutural da austenita antes do resfriamento ser diferente nos dois casos: possivelmente deformada no processo industrial e recristalizada após austenitização no dilatômetro.

Em suma, o diagrama T_{RC} fornece uma tendência do comportamento de transformação de fases do aço, para o estado estrutural prévio da austenita obtido em sua construção. Neste caso, devido às diferenças apontadas, aparece uma diferença microestrutural, mesmo considerando-se os valores de dureza iguais.

Ressalta-se ainda a dificuldade de identificação precisa das frações dos constituintes na microestrutura obtida nos CP ensaiados. Uma das informações para esta identificação é a inflexão da curva dilatométrica na região de transformação. Para o aço em estudo, praticamente não houve inflexão, o que indicaria o fim de formação de uma fase, por exemplo, a ferrita e início de formação de outra, por exemplo, a bainita.

Na Figura 5.17 são mostradas as curvas de dilatométrica obtidas no resfriamento dos CP usados para construção do diagrama T_{RC} , onde fica evidenciada tal a dificuldade de determinar os partos intermediários de transformação.

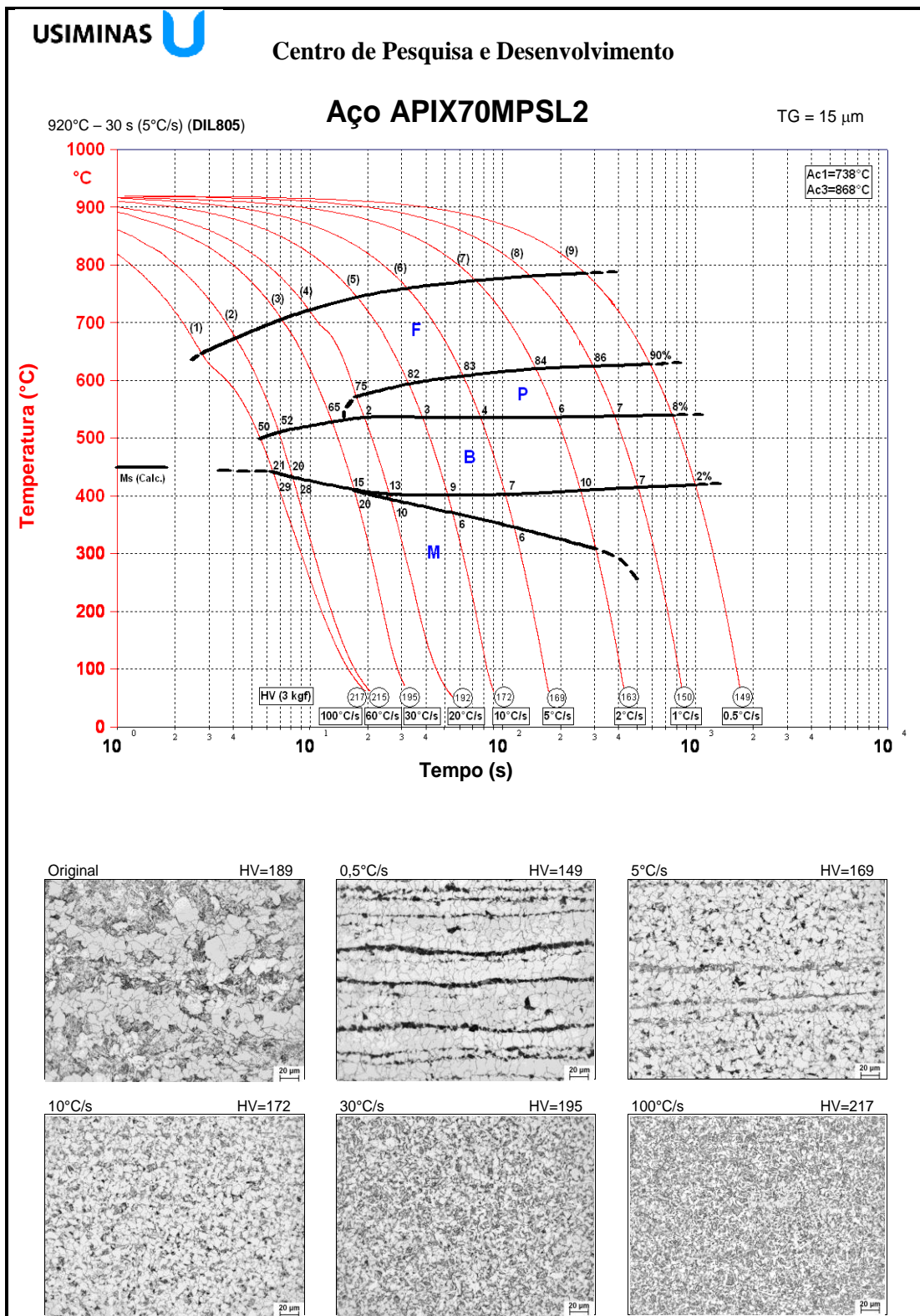
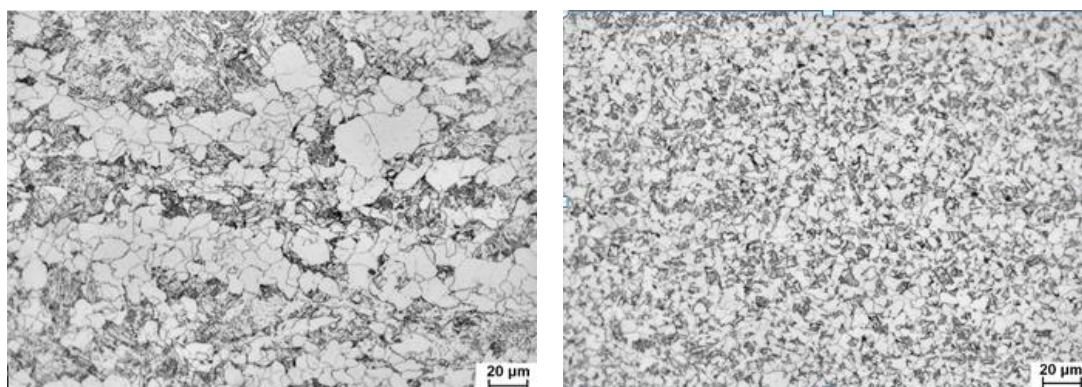


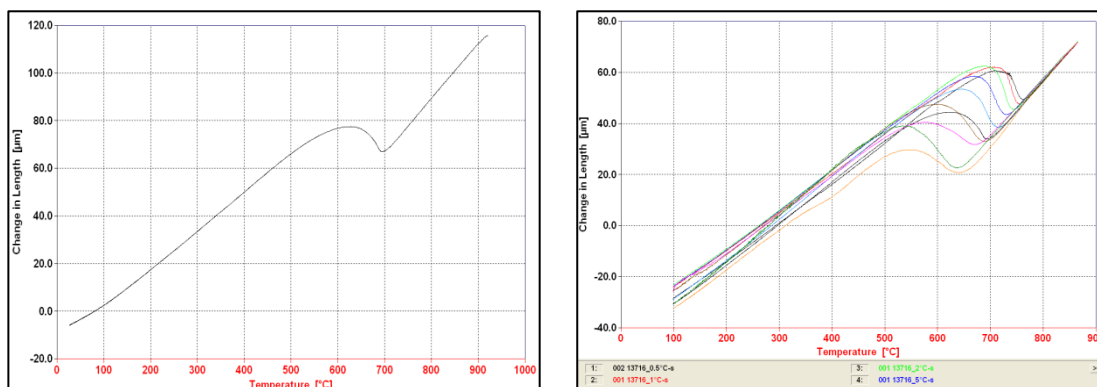
Figura 5-15 Diagrama TRC do aço estudado



(a) Industrial – corpo do laminado A

(b) Dilatométrico, resfriamento a 20 °C/s

Figura 5-16 Microestrutura do aço API X70 obtida após diferentes condições de processo



(a) Resfriamento a 20 °C/s

(b) Todas as curvas

Figura 5-17 Curvas dilatométricas no resfriamento obtidas na construção do diagrama T_{RC} .

5.3.2 Ensaios Dilatométricos com Deformação

Os ensaios por dilatometria com deformação foram descritos na figura 4.12 e na tabela 4.3. O intuito foi tentar identificar condições de deformação e de resfriamento que reproduzissem a microestrutura e a dureza obtida nas amostras de corpo e da extremidade do laminado. O ciclo termomecânico programado foi atendido pelo dilatômetro, conforme mostram os gráficos de temperatura e de deformação dados no Anexo A.1.

Nas figuras 5.18 a 5.23 são mostradas as microestruturas obtidas nos CP em cada condição de teste. Nota-se um bandeamento acentuado da microestrutura, que vai diminuindo com o abaixamento das temperaturas de acabamento e de resfriamento acelerado. A microestrutura é muito refinada e constituída de ferrita e segundo

constituente, o qual não foi possível identificar com a análise apenas ao MO. Possivelmente, este constituinte seja uma mistura de bainita e martensita. É interessante observar que o aspecto da microestrutura obtida ainda difere das amostras de chapa na condição processada industrialmente, mantendo também certa diferença da microestrutura obtida nos CP usados na construção do diagrama T_{RC} .

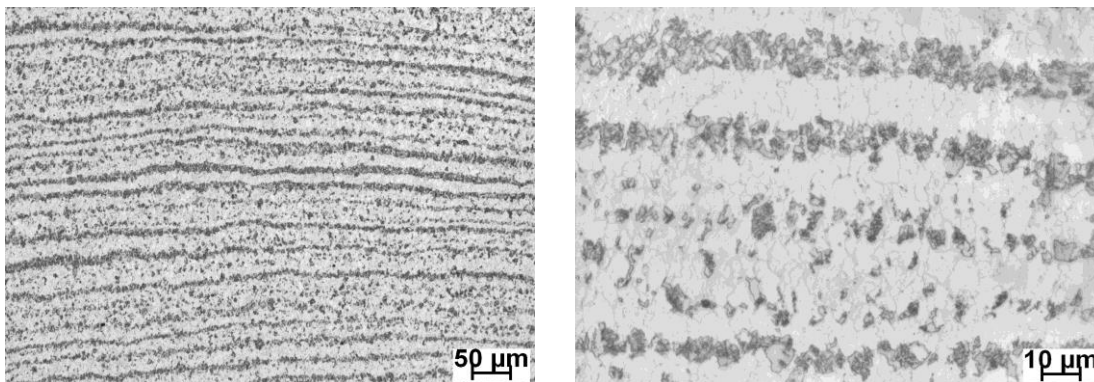


Figura 5-18 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A= 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{IR}= 710\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $T_{FR}= 470\text{ }^{\circ}\text{C}$.

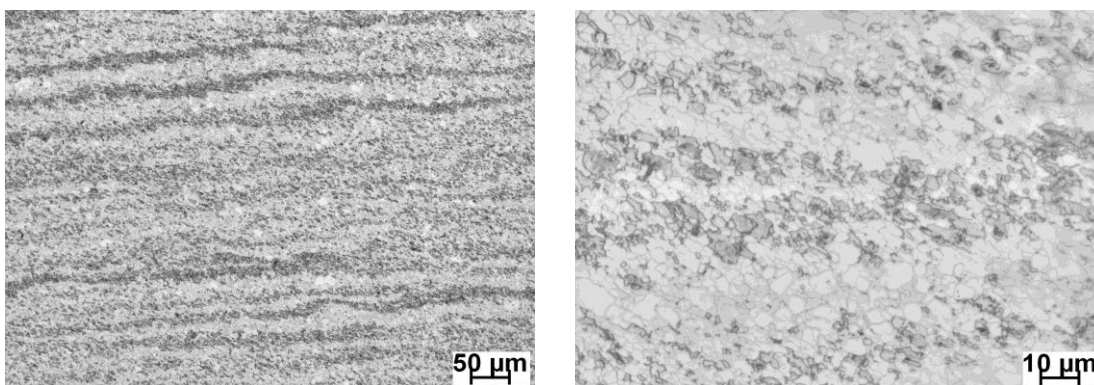


Figura 5-19 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A= 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{IR}= 710\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $T_{FR}= 420\text{ }^{\circ}\text{C}$.

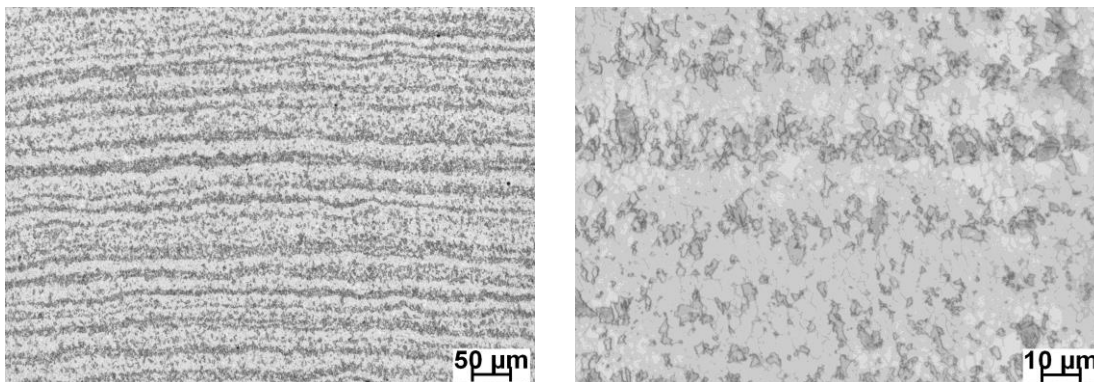


Figura 5-20 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A= 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{IR}= 710\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $T_{FR}= 370\text{ }^{\circ}\text{C}$.

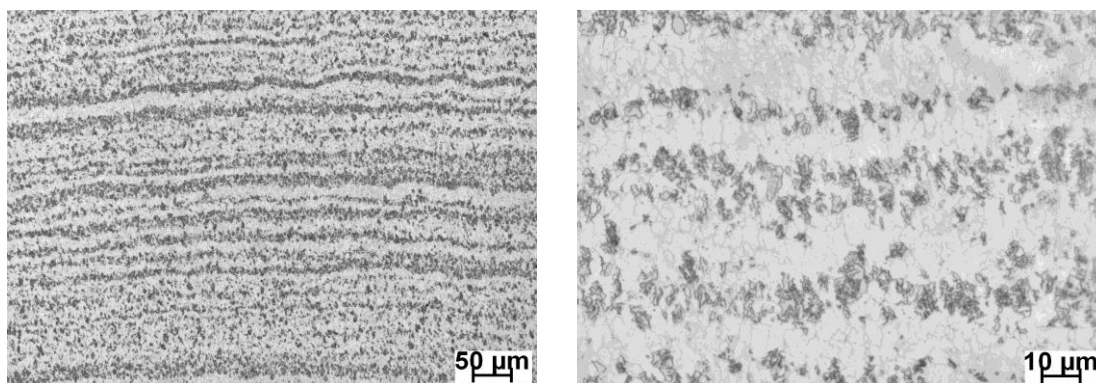


Figura 5-21 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=720\text{ °C}$, $T_{IR}=690\text{ °C}$ e $T_{FR}=470\text{ °C}$.

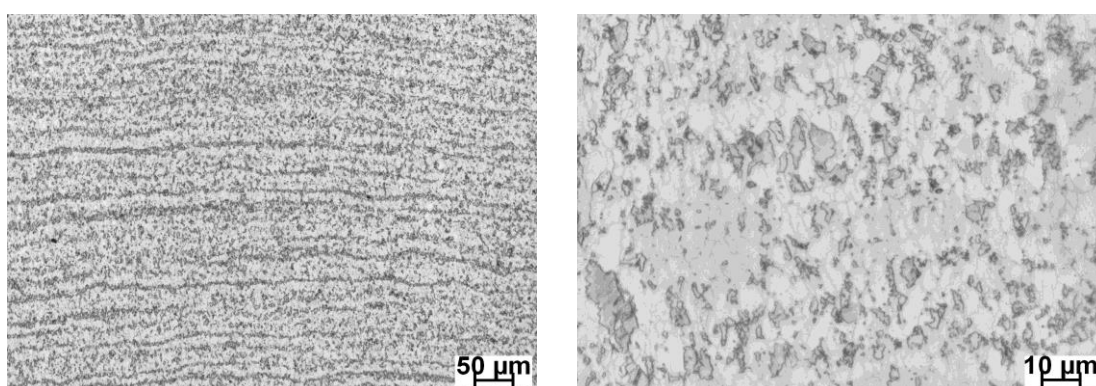


Figura 5-22 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=720\text{ °C}$, $T_{IR}=690\text{ °C}$ e $T_{FR}=420\text{ °C}$.

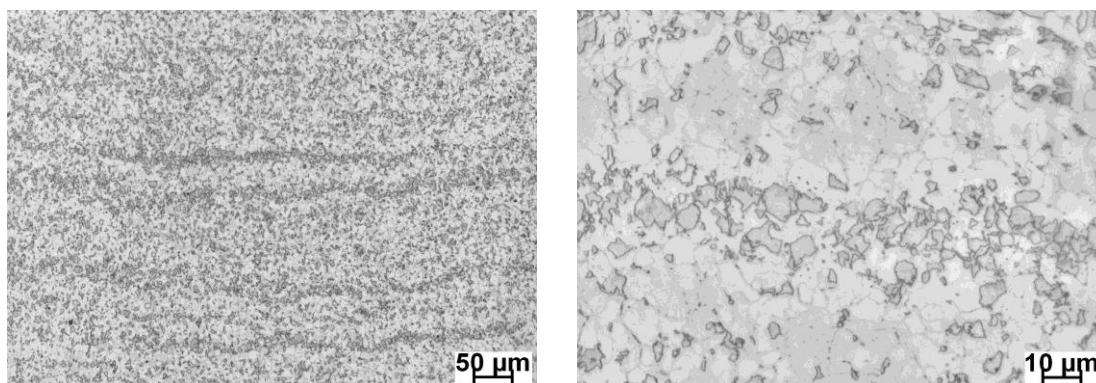


Figura 5-23 Microestrutura obtida no CP ensaiado com $T_A=720\text{ °C}$, $T_{IR}=690\text{ °C}$ e $T_{FR}=370\text{ °C}$.

Maior aproximação da microestrutura do ensaio dilatométrico para o processo industrial seria obtido se houvesse um condicionamento prévio da austenita, com aquecimento próximo de 1200 °C e aplicação de deformação em temperatura de desbaste e acabamento industrial.

Os valores de dureza dos CP ensaiados nas seis diferentes condições são dados na Tabela 5.2, em termos de média e desvio padrão, e de forma gráfica na figura 5.24. Não existe grande variação de dureza com as condições de ensaio, mas percebe-se claramente uma ligeira tendência de aumento com a redução da temperatura de acabamento e resfriamento acelerado.

Tabela 5.2 Dureza dos CP ensaiados por dilatometria com deformação, simulando as etapas de acabamento e resfriamento acelerado (HV 3kgf). Condição: $T_A-T_{IR}-T_{FR}$.

| Condição | Média | DP |
|-------------|-------|-----|
| 750-710-470 | 208,8 | 8,7 |
| 750-710-420 | 204,8 | 7,1 |
| 750-710-370 | 217,0 | 6,4 |
| 720-690-470 | 215,2 | 4,3 |
| 720-690-420 | 218,4 | 8,4 |
| 720-690-370 | 225,4 | 6,1 |

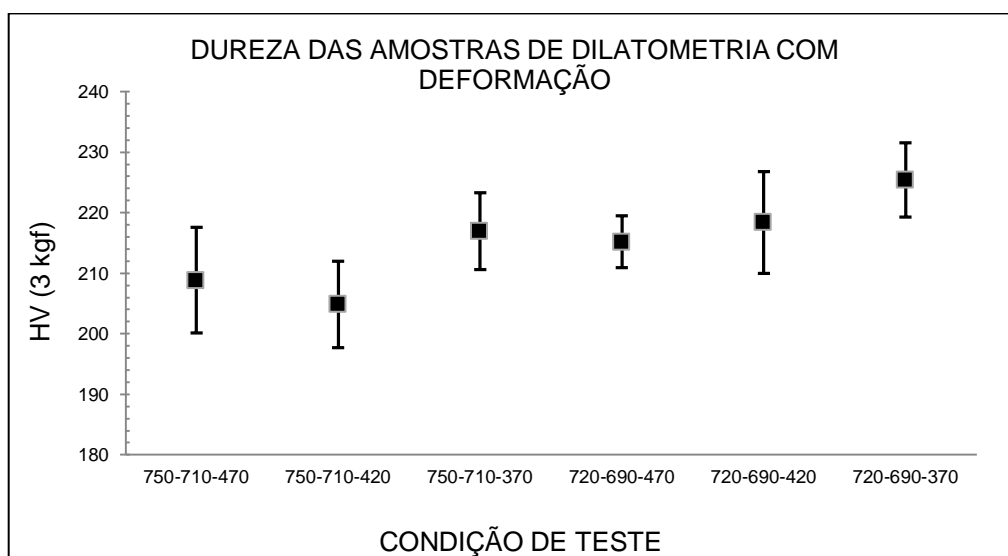


Figura 5-24 Dureza dos CPs ensaiados por dilatometria com deformação, simulando as etapas de acabamento e resfriamento acelerado. As barras verticais representam o intervalo de um desvio padrão, para mais e para menos.

Em geral, esta tendência é esperada na literatura⁽³⁰⁾. Interessante observar que os valores de dureza são ligeiramente superiores aos obtidos no diagrama T_{RC} . Por exemplo, neste diagrama, resfriando-se o CP entre 60 °C/s e 100 °C/s, a dureza atingiu no máximo 217 HV, enquanto no ensaio com deformação, fazendo-se o resfriamento acelerado a 60 °C/s, a dureza atingiu 225 HV. Além disso, os valores obtidos para as condições simuladas com baixa temperatura de acabamento e/ou

resfriamento resultaram em dureza na faixa de 200 HV a 225 HV, exatamente a faixa de dureza obtida nas amostras de extremidade do laminado, conforme observado na figura 5.13.

Por outro lado, no meio do laminado, com valores visados de T_A e T_{IR} de 750 °C e 720 °C, respectivamente, conforme foi planejado no item 4.3, a dureza foi em torno de 190 HV, que é abaixo da obtida na simulação em dilatométrica por deformação, que ficou próxima de 210 HV. De qualquer forma, os resultados de simulação por dilatométrica confirmam que mais baixas temperaturas de acabamento e/ou resfriamento acelerado tendem a aumentar a dureza e, portanto, a resistência do material. Isso indica, como esperado, que as regiões de extremidade do laminado são processadas com temperaturas mais baixas, possivelmente em torno de 30 ~ 50 °C, resultando em maior dureza. Além disso, fica claro que a simulação de dilatométrica com deformação se aproxima mais da realidade industrial do que o diagrama T_{RC} , em termos de aspecto da microestrutura e da dureza obtida.

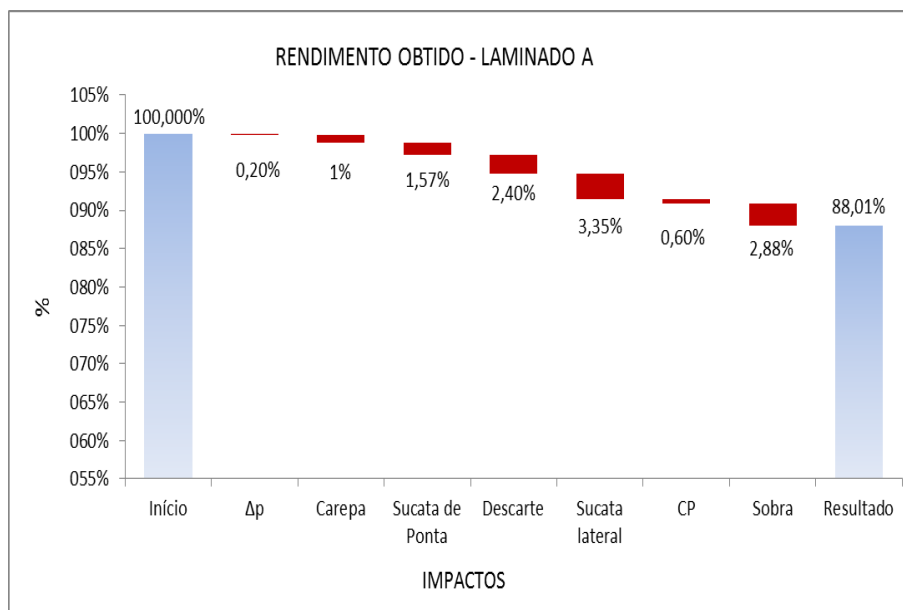
5.4 Rendimento Obtido

O comprimento calculado dos laminados A e B, considerando o rendimento programado na Tabela 3.1 foi de 38.400 e 38.150 mm, respectivamente. Entretanto, conforme observado na figura 4.6, temos o comprimento de 39.287 mm e 38.944 mm. Isto se deu em função de diferença entre o peso solicitado e o peso obtido das placas (Δp), às dimensões reais das chapas acabadas em relação à calculada nominalmente e devido ao cálculo da sucata de ponta (1000 mm) e da sucata lateral (120 mm), que considera um formato retangular ao longo do comprimento. Como pode ser observado nos perfis dos laminados apontados na figura 4.6, estes formatos são arredondados, em função do alargamento do laminado e do seu estiramento, gerando parte do excedente do comprimento.

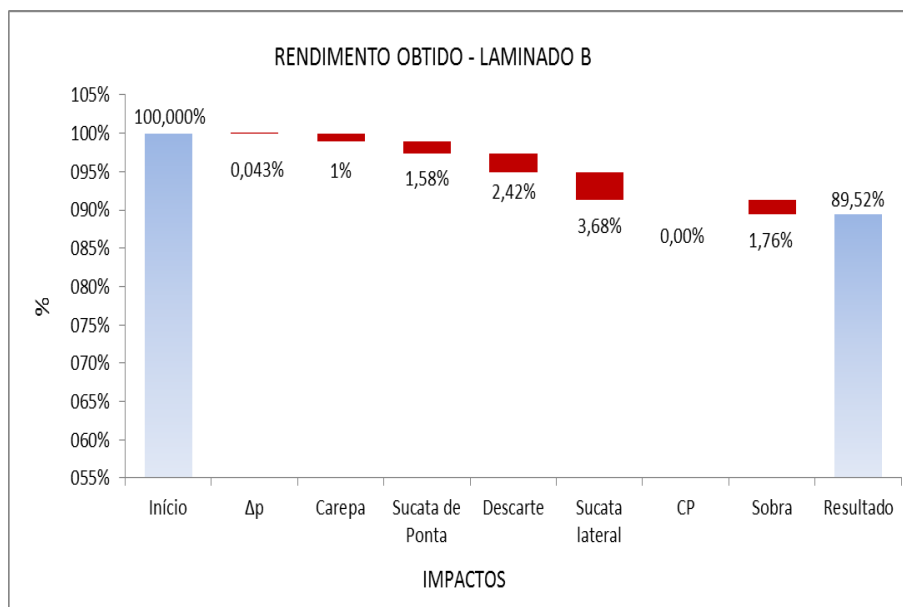
Como o corte das chapas inicia-se no topo em direção à base do laminado, a sobra de comprimento representa dois impactos nos resultados:

- I. O rendimento obtido ficou diferente do programado, como apresentado na figura 5.25, 88,01 % e 89,52 % respectivamente para os laminados A e B. Os impactos se encontram também ilustrados na figura 5.25.

- II. A extremidade de base da ultima chapa tende a ficar mais distante da extremidade de base do laminado, isto faz com que as variações típicas desta região não afete o produto final de forma mais significativa.



(a) Laminado A



(b) Laminado B

Figura 5-25 Rendimento metálico obtido dos laminados A e B e seus respectivos impactos em percentual.

6 CONCLUSÕES

O perfil longitudinal de temperatura nas chapas grossas estudadas mostrou uma ligeira queda nas extremidades, em relação ao meio, sem oscilações bruscas. Com isso, foi observado um pequeno efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

Foi confirmado que o perfil nas etapas posteriores herdaram as características das etapas anteriores no processo de laminação.

A microestrutura encontrada nas regiões de descarte foi bandeada e consistiu basicamente de ferrita poligonal e bainita, com alguma semelhança com a obtida no corpo do laminado.

Tanto a dureza quanto as propriedades mecânicas nas extremidades das placas oscilaram, sem exibir um comportamento específico de aumento ou queda ao longo da extremidade, mas permaneceram um pouco acima dos valores do meio, mas todos dentro dos valores especificados na norma, nos aços estudados.

Estes resultados indicam que, do ponto de vista das propriedades mecânicas, a região de descarte pode ser otimizada, uma vez que as variações obtidas não se comportam de forma abrupta ao longo da região das extremidades.

Os ensaios por dilatométrica, com ou sem deformação, com ciclos termomecânicos parciais, ou seja, com austenitização em torno de 900 °C, não reproduziram adequadamente a microestrutura das chapas laminadas, indicando que é necessário realizar o ciclo completo a partir do reaquecimento da placa.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aprofundar no mapeamento da extensão das variações de dureza e propriedade mecânica da extremidade da chapa no sentido do corpo.

8 REFERÊNCIAS

- (1) SCHWINN, V., BAUER, J., FLUSS, P., KIRSCH, H.J., AMORIS, E. Recent Developments and applications of TMCP steel plates. *Revue de Métallurgie*. Paris, 108, 283–294, 2011.
- (2) ARAÚJO, C.S. Revisão Bibliográfica sobre Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas. Relatório Parcial de Estudo de P&D. 2006.
- (3) MORRISON, W.B. *Microalloy Steel – The Beginning*. Material Science and Technology. Rotherham, 1066-1073, 2009.
- (4) OKANO, A. N. Influência do Titânio na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço C-Mn Microligado com 0,8 a 0,16% de Titânio Produzido em Tiras Laminadas a Quente. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1985. 90 pp. (Mestrado).
- (5) CASTRO, J.P.V. Caracterização microestrutural e mecânica do aço API 5L X80 com distintos projetos de liga. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2015. 50 pp. (Mestrado).
- (6) SCHIAVO, C.P. Estudo de solubilização do Nb em aços microligados durante o aquecimento de places. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2010. 130 pp. (Mestrado).
- (7) DINIZ, E.O. Análise da influência do nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas da barra chata temperada e revenida para aplicação em feixes de mola. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2005. 72 pp. (Mestrado).
- (8) MURARI, F, D et al. Efeito das Condições de Reaquecimento na Dissolução de Precipitados e nas Propriedades Mecânicas de Chapas Grossas de Aços Microligados. Relatório Final de Estudo de P&D, 2016. 324 pp.
- (9) FLORES, W. D. et al. Variação de Propriedades Mecânicas em Tubos a partir de Chapas Produzidas via CLC. Relatório de Estudo de P&D, 2014. 67 pp.
- (10) SCHÜTZ, W., KIRSCH, H.J., FLÜSS, P., SCHWINN, W., Extended Property Combinations in Thermomechanically Control Processed Steel Plates by Application of Advanced Rolling and Cooling Technology. *Ironmaking and Steelmaking*, Vol. 28, No. 2, p. 180-184, 2001.

- (11) LIBARDI, R. Efeitos da adição de nióbio, vanádio e titânio na microestrutura e propriedades mecânicas de aços eutetóides laminados a quente. Campinas: Departamento de Engenharia de Materiais da Unicamp, 1998. 150 pp. (Doutorado).
- (12) GLODOWSKI, R.J. A Review of Vanadium Microalloying in Hot Rolled Steel Sheet Products. International Seminar 2005 on Application Technologies of Vanadium in Flat. Pittsburgh. 43-51, 2005.
- (13) SANTOS, A.A. Modelamento da transformação de fases de aços de alta resistência microligados ao Nb durante resfriamento após laminação em tiras a quente, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2007. 360 pp. (Doutorado).
- (14) TITHER, G., stuart, H. Precipitation behavior in ultra-low-carbon steels containing titanium and niobium, ed. L. Guoxun et al., Chinese Society for Metals, 1995. 22-31.
- (15) GUPTA, I.; BHATTACHARYA, D. Metallurgy of vacuum degassed steel products, ed. R. Pradhan, TMS (1990) 43–72.
- (16) DE ARDO, J. Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel. In: Proceedings of the International Symposium Niobium. Orlando, 2001. p.427–500.
- (17) LINO, J.J.P. Laminação Controlada de um Aço Microligado ao Nióbio Visando a Obtenção do Grau APIX60 em Laminador Steckel. Ouro Preto: Rede Temática de Engenharia de Materiais, 2017. 146 pp (Mestrado).
- (18) MENDOZA, R.; HUANTE, J.; ALANIS, M.; GONZALEZ-RIVERA, C.; JUAREZ-ISLAS, J. A. Slab cracking after continuous casting of API 5L X-70 grade steel for pipeline sour gas application. Ironmaking and Steelmaking, London, v. 26, n. 3, May/June, 1999, pp. 205-209.
- (19) SCHIAVO C. P., GONZALEZ, B. M., SANTOS A. A., MARRA, K. M. Influência dos Parâmetros de Solubilização Temperatura e Tempo de Encharque na TNR de um Aço Microligado ao Nb, V e Ti. Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração, São Paulo, 2014. v. 8, n. 1, p. 14-18.
- (20) HUMPPHREYS, F. J., HATHERLY, M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. first ed., Elsevier Science Ltd, Oxford (UK), 1995.
- (21) BORATTO, F; BARBOSA, R. A. N. M.; YUE, S.; JONAS, J. J. Efeito da composição química nas temperaturas críticas para laminação controlada de aços microligados. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 43, 1988, Belo Horizonte. 43°

- Congresso Anual – 88. São Paulo: Édile Serviços Gráficos e Editora Ltda, 1988, p. 183-196.
- (22) OLIVEIRA, C. A. S. Têmpera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestrutura e de Propriedades Mecânicas, Tese de Doutorado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1994.
- (23) LIN, M. *et al.* Some Fundamentals for the Accelerated Cooling of Plate Products. International Symposium on Steel for Fabricated Structures, Cincinnati, Materials Park: ASM/AISI, p.95-103, 1999.
- (24) CALLISTER, W D. Jr., RETHWISCH, D.G., Ciência e Engenharia de Materiais, uma introdução. 8.ed. Rio de Janeiro; LTC, 2012.
- (25) STREISSELBERGER, A., SCHWINN, V., HUBO, R. Microalloyed Structural Plate Rolling Heat Treatment and Applications In: International Symposium Niobium, 2001, Orlando. The Minerals, Metals & Materials Society - TMS, 2001. p.625-646.
- (26) SANTOS, A.A., GIACOMIM, C.N. Aplicativo de Determinação dos Perfis de Velocidade e Temperatura no Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas. Tecnologia, Materiais e Mineraçã. São Paulo, 2014. v. 11, n. 3, p. 236-243.
- (27) CIPRIANI, L.S. Propriedades mecânicas e características microestruturais de um aço de alta resistência submetido a diferentes processos de têmpera. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2017. 73 pp. (Mestrado).
- (28) API SPECIFICATIONS 5L, 46^o Edition, april 2018, P.30
- (29) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM A370/17a; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, 2016.
- (30) TAKEUCHI I., KUSHIDA T., OKAGUCHI S., YAMAMOTO A., MIURA M. Development of high strength line pipe for sour service and full ring evaluation in sour environment. In: 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, OMAE, Vancouver, BC, Canada, 2004.

9 ANEXOS

ANEXO A.1. CURVAS DE TEMPERATURA E DE TENSÃO-DEFORMAÇÃO NOS ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

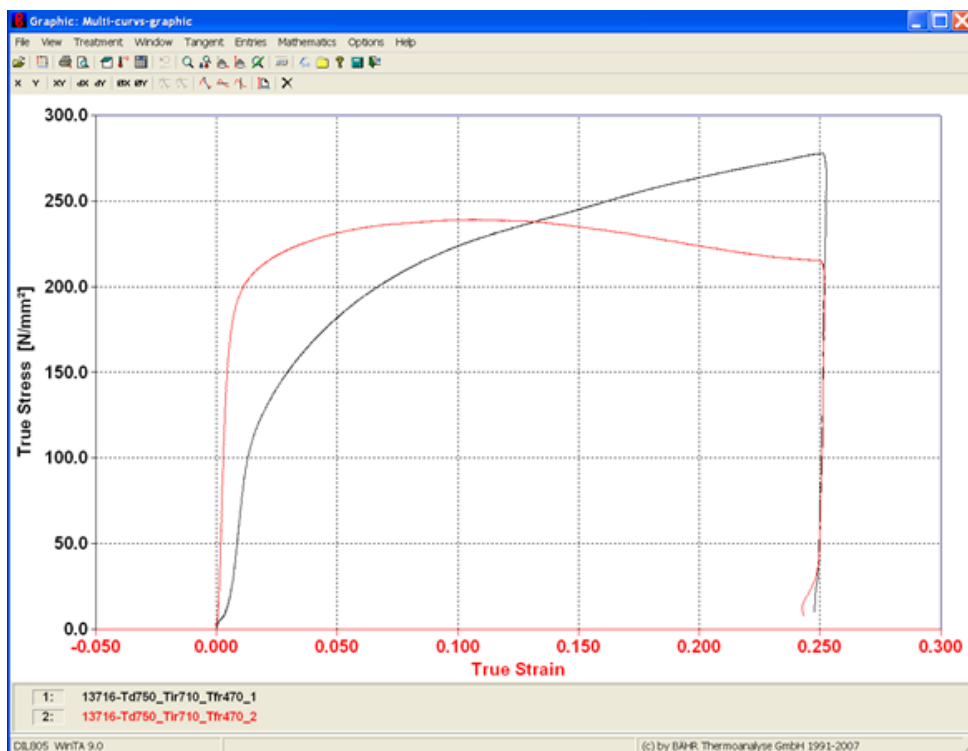
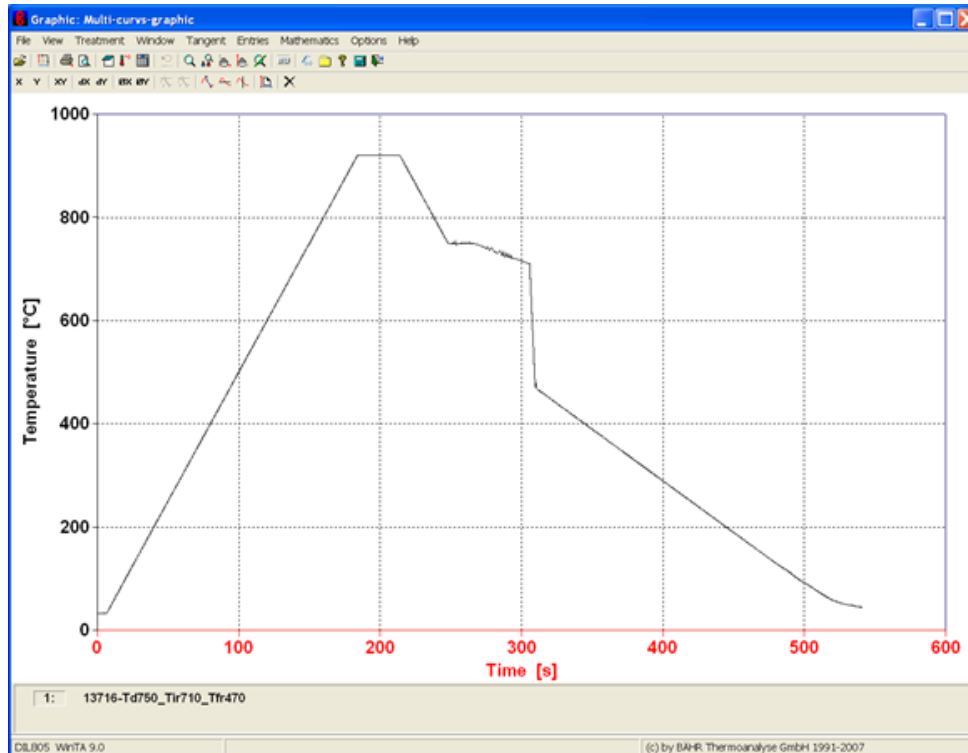


Figura A-1 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=750\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=710\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=470\text{ }^\circ\text{C}$.

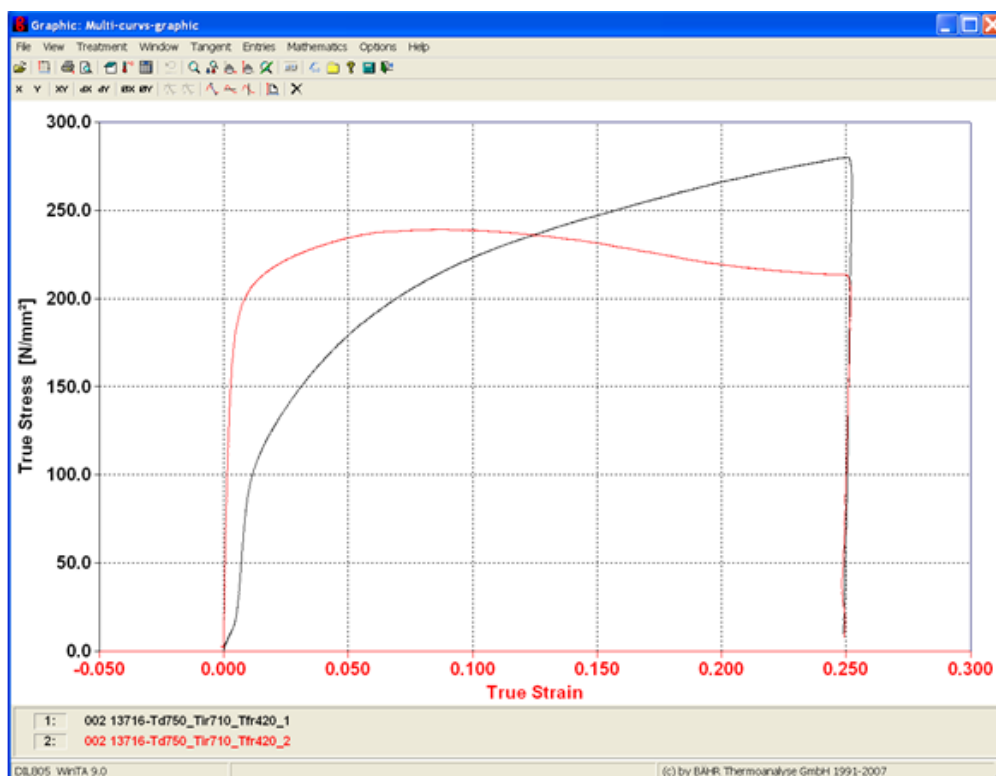
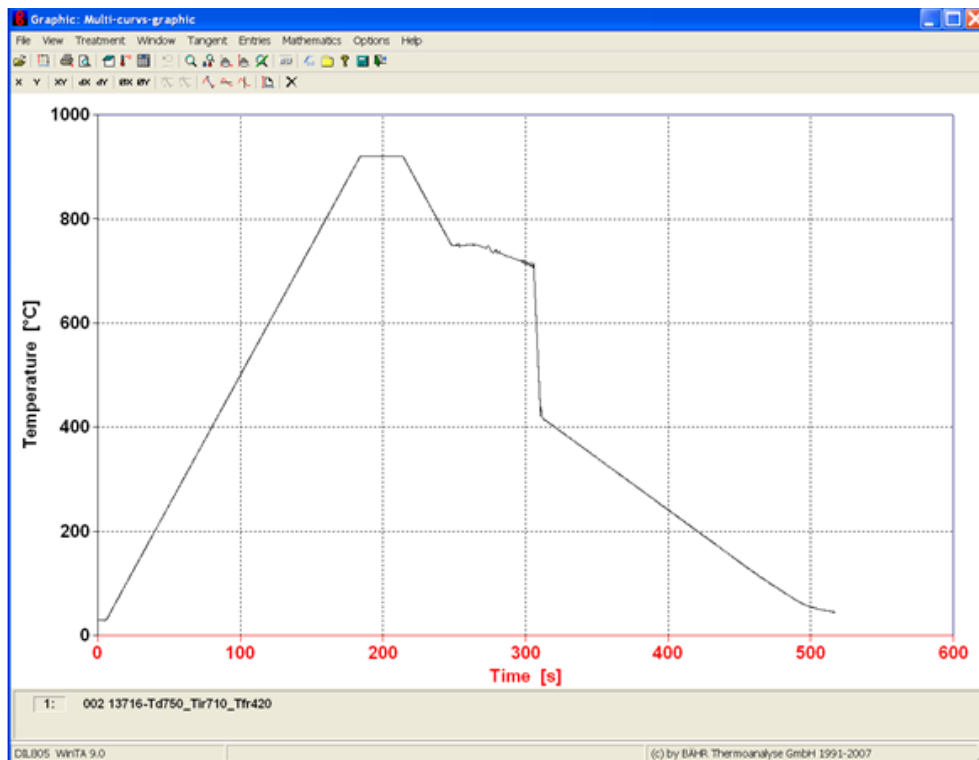


Figura A-2 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=750$ °C, $T_{IR}=710$ °C e $T_{FR}=420$ °C.

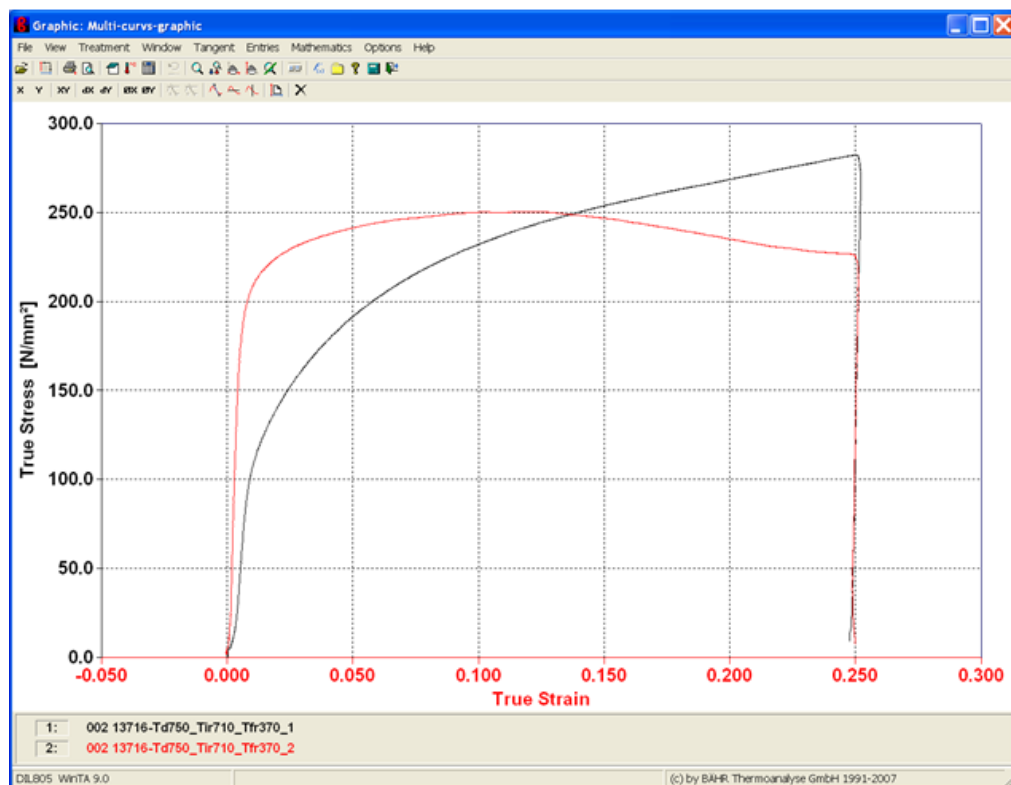


Figura A-3 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=750\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=710\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=370\text{ }^\circ\text{C}$.

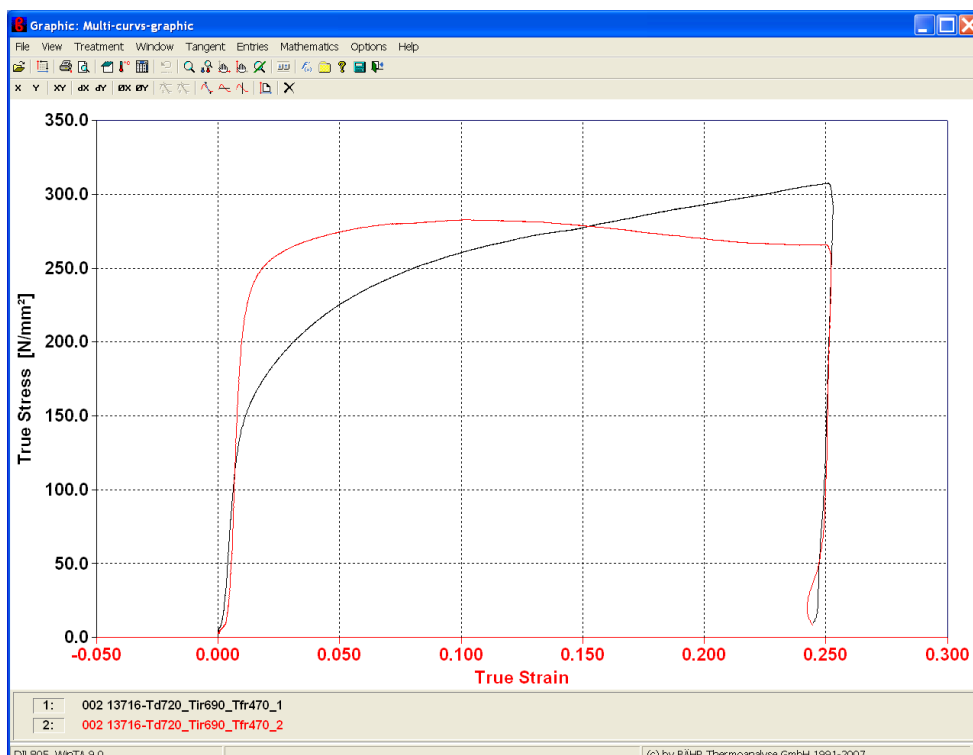
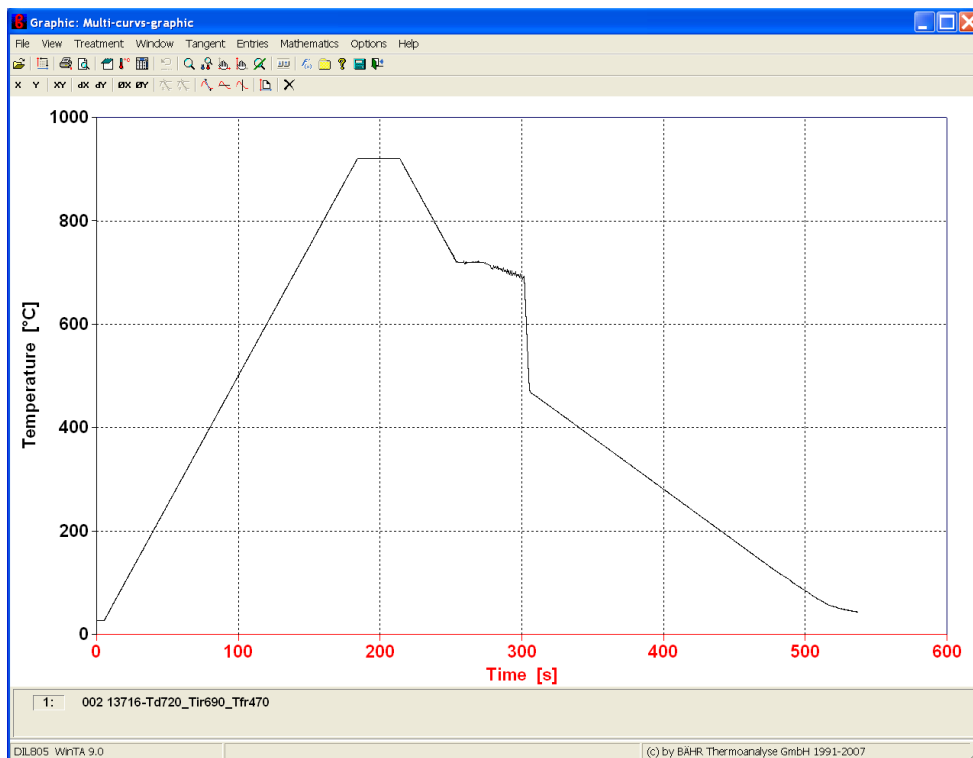


Figura A-4 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=720\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=690\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=470\text{ }^\circ\text{C}$.

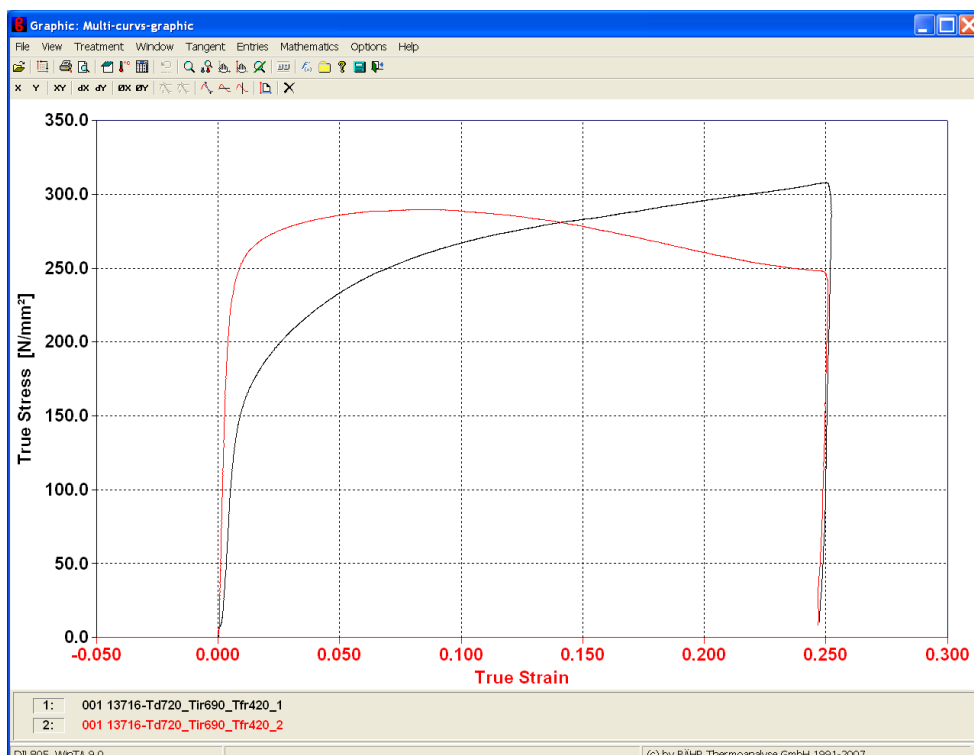
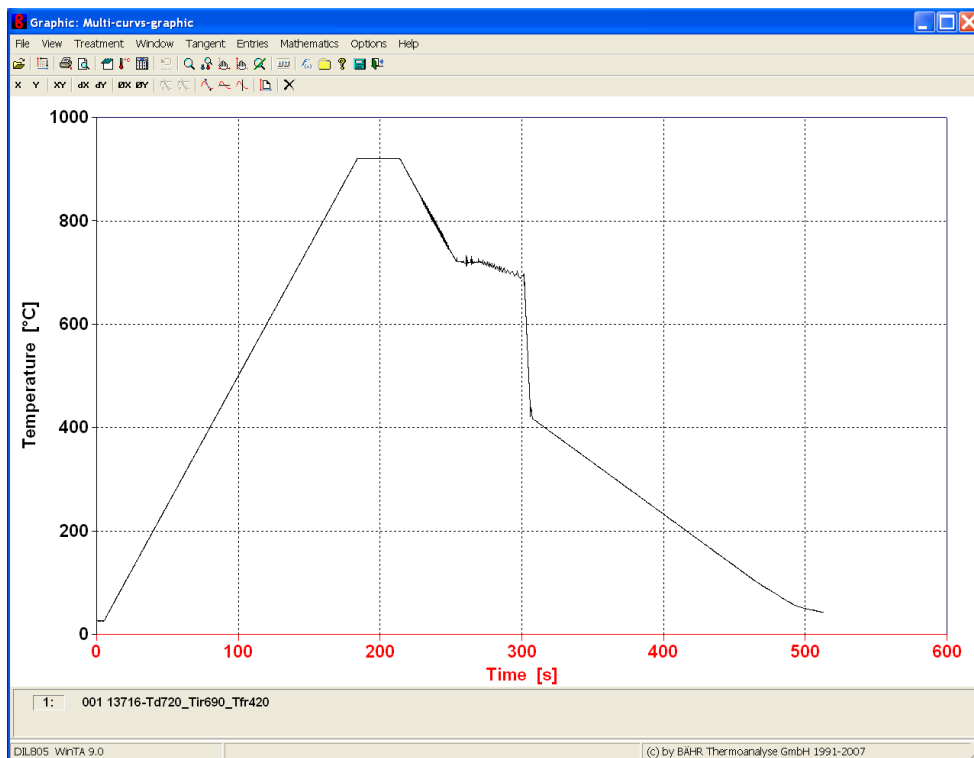


Figura A-5 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=720\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=690\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=420\text{ }^\circ\text{C}$.

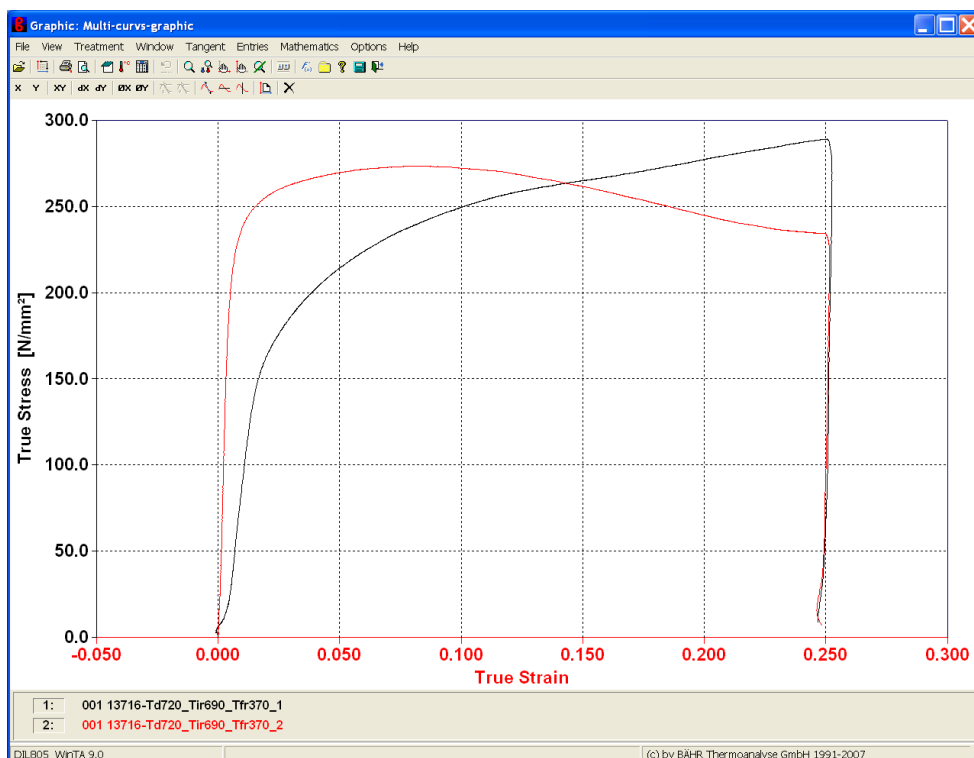


Figura A-6 Curvas de temperatura e tensão-deformação obtidas no CP ensaiado com $T_A=720\text{ }^\circ\text{C}$, $T_{IR}=690\text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{FR}=370\text{ }^\circ\text{C}$.