



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
ENGENHARIA DE MATERIAIS



ENG 02298 - TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DE DUREZA DE BARRAS CHATAS DE AÇO
SAE 15B29 VISANDO A REDUÇÃO DE EMPENAMENTO**

Mariana Macedo de Oliveira Lima
00219872

Professor Orientador: Liane Roldo

Porto Alegre
2018

MARIANA MACEDO DE OLIVEIRA LIMA

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DE DUREZA DE BARRAS CHATAS DE AÇO
SAE 15B29 VISANDO A REDUÇÃO DE EMPENAMENTO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado em novembro de 2018 como requisito para obtenção do Título de Engenheira de Materiais pelo curso de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof. Dr. Liane Roldo

Porto Alegre

2018

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, aos meus pais e irmã, Paulo, Stella e Flávia, por todo suporte que me deram, durante toda a vida. Sem vocês, não teria atingido nada do que fui capaz de atingir até hoje.

Em seguida, agradeço ao meu marido, Higor, por toda parceria durante esses anos e por cada momento que estive ao meu lado durante os desafios que encontrei. A sua presença torna tudo mais leve!

Agradeço também a todos da empresa que, de alguma forma, tornaram esse trabalho possível. Principalmente ao meu gestor, Alexandre, pela paciência e disposição comigo durante o estágio, ao gestor da laminação, Andrei, por ter aberto as portas para mim e meu trabalho, ao Pedro, por ter me auxiliado de tantas formas, e ao Alexander, do laboratório, pelas ajudas infinitas nas análises realizadas na empresa.

Sou grata também ao técnico Wilbur, responsável pelo laboratório da UFRGS, que me auxiliou tanto na realização de ensaios quanto na interpretação de resultados.

Por fim, mas não menos importante, agradeço à minha orientadora, Liane Roldo, por ter se disposto a trabalhar comigo, mesmo sabendo o turbilhão que seria esse ano. Obrigada por me auxiliar, por buscar a excelência e por cobrar de mim o que você sabia que eu podia entregar.

RESUMO

A melhoria nas condições de empenamento de produtos siderúrgicos se apresenta como oportunidade de desenvolvimento para a indústria. A compreensão desse fenômeno auxilia no controle do processo e na otimização de recursos, agregando qualidade superior às peças finais. Nesse trabalho, buscou-se analisar a microestrutura e a dureza de barras chatas do aço SAE 15B29 focado na redução do empenamento, durante o processo de laminação. Para isso, foram feitas análises de macro e microestrutura, composição química e dureza, além da avaliação das temperaturas das barras, quando no leito de resfriamento, em condições variadas de processamento. Através da análise de barras empenadas e não empenadas observou-se que essas apresentaram homogeneidade em relação à microestrutura, dureza e composição química; indicando que essas condições praticamente não influenciaram no empenamento das peças. Já, nas análises de macroestrutura e variação de temperatura no leito de resfriamento, identificou-se a presença de tensões residuais. A presença dessas tensões foi responsável não só pelo empenamento, mas também pela formação de trincas na ponta das barras. A partir desses resultados, foi possível determinar parâmetros de laminação para esse tipo de peça, de forma a reduzir o empenamento no leito de resfriamento.

Palavras chave: Aço SAE 15B29; Macroestrutura; Empenamento; Taxa de Resfriamento; Tensões Residuais.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Formação de ferrobocarbonetos, assim como segregação do boro, nos contornos de grão da austenita.	14
Figura 2 – Diagrama esquemático do efeito do boro, em relação às transformações de fases do aço.	15
Figura 3 - Percentual de ferrita poligonal formada conforme a taxa de resfriamento.	16
Figura 4 – Variação de dureza em cada amostra com diferentes velocidades de resfriamento, em cada tipo de aço.	17
Figura 5 – Resultados de testes de dureza Vickers em amostras tratadas com diferentes condições. (a) Amostra sem tratamento, (b) Amostra temperada, (c) Amostra aquecida e resfriada à temperatura ambiente, (d) Amostra aquecida e resfriada em água à temperatura ambiente, (e) Amostra aquecida e resfriada em água fria.	18
Figura 6 – Representação esquemática da formação da perlita.	20
Figura 7 – Representação esquemática das células unitárias de austenita (γ) e de martensita (M), demonstrando a deformação na rede cristalina gerada, quando há formação de martensita.	21
Figura 8 – Esquema ilustrativo da formação de martensita α' , dentro dos grãos de austenita.	22
Figura 9 – Esquema ilustrativo da formação de bainita superior e inferior.	23
Figura 10 – Esquema do processo de produção dos tarugos.	23
Figura 11 – Imagem ilustrativa do processo de laminação a quente, para fabricação de barras chatas.	25
Figura 12 – Diagrama TRC do aço SAE 15B30.	27
Figura 13 – Tipos de empenamento em barras.	28
Figura 14 – Diagrama representando a evolução da tensão residual no sentido longitudinal de uma peça de aço é resfriada a partir da temperatura subcrítica.	30
Figura 15 – Ferramentas de engate utilizadas no solo.	31
Figura 16 – Arado em funcionamento, aplicado à máquina agrícola.	32
Figura 17 – Implemento de varredura, para preparação do solo.	32
Figura 18 – Rotores de pico, aplicados para aerar o solo.	33
Figura 19 – Pá, ancinho e garfo utilizados para jardinagem.	33
Figura 20 – Pilar moldado à quente, utilizado como estrutura na indústria automobilística.	34
Figura 21– Aplicações de aço ao manganês e ao boro, na estrutura de um automóvel.	34
Figura 22 - Barra chata de onde foram retiradas as amostras.	35
Figura 23 – Detalhe dos pontos de corte de amostras apresentadas na Figura 22 para análise transversal e longitudinal.	35

Figura 24 - Layout da área alterada pela colocação de lonas.	36
Figura 25 – Amostras utilizadas para realização das análises de macroestrutura, sendo (a) empenada e (b) reta.	37
Figura 26 - Imagem ilustrativa, indicando a divisão das partes nas amostras, para análise (a) transversal e em (b), longitudinal.	38
Figura 27 – Análise termográfica das barras no leito de resfriamento, antes de mudanças nos parâmetros de laminação.	40
Figura 28 – Região em que as lonas foram colocadas, indicadas pelas setas vermelhas. O leito de resfriamento está indicado pela seta amarela.	41
Figura 29 – Gráfico de médias e desvios padrões dos primeiros 60 segundos de análise das barras chatas no leito de resfriamento.	42
Figura 30 – Leito de resfriamento após reajuste de parâmetros.	43
Figura 31 – Ilustração do leito de resfriamento indicando empenamento das barras.	44
Figura 32 – Análise macroscópica por estéreo microscópio da amostra reta, com diferentes aumentos: (a) 0,7x, (b) 1,25x, (c) 2,5x e (d) 6,3x. Ataque: Nital 10%.	48
Figura 33 – Análise macroscópica por estéreo microscópio da ponta da amostra empenada. Observa-se a presença de trincas, com aumento: (a) 0,7x e (b) 11,5x. Ataque: Nital 10%.	49
Figura 34 – Análise da microestrutura por microscopia óptica das amostras empenadas, longitudinal e transversal. Aumento: 500x. Ataque: Nital 2%.	50
Figura 35 – Análise da microestrutura por microscopia óptica das amostras retas, longitudinal e transversal. Aumento: 500x. Ataque: Nital 2%.	51

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição Química do aço SAE 15B29.....	14
Tabela 2 – Composição Química do aço SAE 15B30.....	26
Tabela 3 – Tamanho dos corpos de prova a serem analisados.	39
Tabela 4 – Medidas de temperatura das barras, obtidas no Leito de Resfriamento.	42
Tabela 5 - Composição Química de três pontos da amostra não empenada.....	44
Tabela 6 - Composição Química de três pontos da amostra empenada.....	45
Tabela 7 – Valores de Dureza Vickers (HV) das amostras longitudinais.	46
Tabela 8 – Valores de Dureza Vickers (HV) das amostras transversais.	46

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	10
1.1 Problema de Pesquisa	10
2 OBJETIVO GERAL.....	11
2.1 Objetivos Específicos.....	11
3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	12
3.1 Aços Carbono	12
3.2 Aços Microligados	13
3.2.1 Aço SAE 15B29.....	13
3.3 Fases e Microconstituintes do Aço SAE 15B29	19
3.3.1 Austenita.....	19
3.3.2 Ferrita	19
3.3.3 Cementita	20
3.3.4 Perlita	20
3.3.5 Martensita.....	21
3.3.6 Bainita.....	22
3.4 Processo de Fabricação da Barra de Aço SAE 15B29	23
3.4.1 Laminação	24
3.4.2 Leito de resfriamento.....	25
3.5 Processamento Térmico	26
3.5.1 Transformação de fases	26
3.6 Produtos laminados	27
3.6.1 Aplicações do aço SAE 15B29.....	31
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	35
4.1 Material	35
4.2 Levantamento da Temperatura no Leito de Resfriamento	35

4.3 Métodos de Caracterização	36
4.3.1 Composição Química	36
4.3.2 Ensaio de Dureza Vickers	36
4.3.3 Análise de Macroestrutura.....	37
4.3.4 Análise da Microestrutura	37
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5.1 Temperatura no leito	40
5.2 Análise Química	44
5.3 Ensaio de Dureza Vickers	45
5.4 Análise de macroestrutura	47
5.5 Análise de microestrutura	49
6 CONCLUSÃO	52
6.1 Sugestões para trabalhos futuros	53
REFERÊNCIAS	54

1 INTRODUÇÃO

Um dos processos de conformação de tarugos em produtos para a indústria siderúrgica ou outras indústrias é a laminação. Nesse processo, o material passa entre dois rolos giratórios, com o objetivo de comprimi-lo, para diminuir sua espessura e aumentar seu comprimento.

A laminação de aços realizada em uma empresa do ramo metal mecânico é dividida em dois setores, que fabricam barras chatas, barras redondas, cantoneiras, vergalhões, etc. Os objetos de estudo deste trabalho serão as barras chatas.

Durante o processamento, os materiais podem apresentar uma série de problemas, que influenciam na qualidade do produto final. Entre eles, pode-se citar o empenamento, que se trata de uma deformação no material, podendo ou não, ser endireitada, após a finalização do processo. Em casos em que o desempenho não é possível, o reprocessamento do material pode ficar prejudicado, levando ao sucateamento do mesmo. Esse tipo de defeito é mais comum em aços tratáveis termicamente, principalmente, os temperáveis. Entre os metais com essa característica, cita-se o aço ao boro, que será o material estudado neste trabalho.

Dentre as causas do empenamento tem-se: a variação da microestrutura ao longo da seção da peça, diferença de composição química ao longo do material, gradiente de temperatura ou tensão residual. Como o empenamento das barras chatas feitas de aço ao boro tem sido crítico, principalmente devido a não poderem ser endireitadas, por solicitação do cliente, deve-se buscar uma alternativa ao processo de laminação, de forma a reduzir esse fenômeno.

1.1 Problema de Pesquisa

É possível, através da análise da microestrutura, da dureza e da temperatura no leito de resfriamento, encontrar soluções para reduzir o empenamento de barras chatas do aço SAE 15B29?

2 OBJETIVO GERAL

Analisar a microestrutura, a dureza e o comportamento no resfriamento de barras chatas do aço SAE 15B29 (Mn-B) visando à redução do empenamento do produto.

2.1 Objetivos Específicos

- Analisar o gradiente térmico das barras laminadas no leito de resfriamento.
- Estabelecer parâmetros de laminação das barras chatas.
- Propor melhorias das condições de resfriamento das barras no leito (etapa final processo de fabricação).

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 Aços Carbono

Os aços carbono têm como seus principais elementos o carbono (0,008% a 2,14%) e o ferro. Além disso, possuem elementos como manganês, enxofre, fósforo e silício, considerados elementos residuais do processo de produção do material. A quantidade de carbono presente no material define sua classificação, sendo: aço de baixo teor de carbono, apresentando 0,30% de carbono em sua estrutura, aço de médio teor de carbono, apresentando 0,30 a 0,60% de carbono e aço de alto teor de carbono com mais de 0,60% de carbono (CALLISTER e RETHWISCH, 2010).

A adição de elementos de liga em aços-carbono é realizada com o objetivo de alterar certas propriedades do material, como resistência mecânica, dureza e massa específica. Essas variações de propriedades acontecem já que esses elementos estabilizam fases e microconstituintes do material, dando origem às características desejadas.

A quantidade de elementos adicionados determina as categorias de classificação dos aços, conforme a composição química. Eles são (CHIAVERINI, 2012):

- Aços-carbono: Elementos além de ferro e carbono, como manganês, enxofre, fósforo e silício;
- Aços-liga de baixo teor em liga: Elementos como os de aços-carbono, com concentração maior, não ultrapassando 3,0 e 3,5%;
- Aços-liga de alto teor em liga: Teor dos elementos de liga fica entre 10 e 12%, além de poder ser concentrado em outros elementos;
- Aços-liga de médio teor em liga: Quantidade de elementos de liga fica entre os teores dos aços de baixo e alto teor em liga.

Dentro dos aços-liga de baixo teor em liga, pode-se citar a categoria de aços ferramenta, aqueles com alta resistência e baixo teor em liga. Esse tipo de adição no aço é feito com o objetivo de aumentar a resistência mecânica, produzir um material mais leve, melhorar a resistência à corrosão, melhorar resistência ao choque e o limite de fadiga, além de elevar a relação do limite de escoamento para o limite de resistência à tração, sem perda significativa de ductilidade. Além disso, devido à empregabilidade desse tipo de material, não se pode perder a viabilidade de fabricá-

lo por deformação mecânica, além de poderem ter soldas duradouras e realizadas por processos regulares (CHIAVERINI, 2012).

3.2 Aços Microligados

Na categoria de aços microligados, os aços de alta resistência e baixa liga se caracterizam tipicamente por apresentar Carbono abaixo de 0,25% em peso, entre 1,3 e 2% em peso de Manganês e pela adição de, no máximo, 1% em peso de outros elementos de liga como Si, Al, Cu, Nb, Ti, V e N em peso (CALLISTER e RETHWISCH, 2010).

De acordo com o SAE/AISI os aços microligados se encaixam na classificação 15XX – Aços C-Mn com Mn acima de 1% em peso. Sendo que XX corresponde ao % em peso de carbono (CHIAVERINI, 2012).

Esses aços, quando comparados com aços ao carbono com teores similares de carbono, apresentam alto limite de escoamento e tamanho de grão pequeno, obtidos em condições controladas, de laminação e forjamento. Nesse tipo de material, é realizado tratamento térmico de têmpera, com a intenção de se obter martensita revenida ou martensita revenida com bainita. Em alguns casos, não é necessário tratamento térmico, devido à presença de elementos como vanádio, nióbio, titânio e boro, que, por gerarem granulação mais fina da ferrita, além de interagirem com o carbono, nitrogênio e enxofre, já apresentam propriedades superiores (CHIAVERINI, 2012).

3.2.1 Aço SAE 15B29

O aço SAE 15B29 é um aço microligado ao Al, Si, Cr, Ti, Cu, Ni, Mo e adição ao boro, o que significa que, com um percentual muito baixo de boro, tem suas propriedades melhoradas, em relação à aços com adições convencionais de ligas (ZORIN et al., 2005). Uma das grandes vantagens da utilização desse tipo de material, em relação aos aços ligados, é o fato do boro não alterar as características do aço em condições de trabalho mecânico ou usinabilidade, já que não altera a dureza, resistência mecânica e plasticidade da cementita e ferrita (CHIAVERINI, 2012).

Os principais elementos de liga desse material são manganês, cromo e o próprio boro. A Tabela 1 apresenta a composição química do aço SAE 15B29.

Tabela 1 - Composição Química do aço SAE 15B29

AÇO		C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Ti	B	Cu	Ni	Mo
15B29	mín.	0,27	1,30	0,15	-	-	0,020	0,20	0,015	0,0005	-	-	-
	máx.	0,31	1,45	0,30	0,030	0,040	0,050	0,30	0,050	0,0030	0,30	0,20	0,04

Fonte: Catálogo Gerdau, Disponível em: <http://www.skylightestruturas.com.br/downloads/catalogo-acos-planos-bobinas-a-quente.pdf>.

O boro é adicionado em aços hipoeutetóides com o intuito de aumentar sua temperabilidade, e, dessa forma, sua dureza. Para que esse efeito seja máximo, a concentração de boro deve ser entre 0,0005 e 0,0030% (MAALEKIAN, 2007). Caso esses limites sejam ultrapassados, o material pode ter redução na ductilidade a quente, devido a excessiva precipitação dos ferrobocarbonetos nos contornos de grão austenítico e dentro da matriz, comprometendo as propriedades mecânicas (AKSELSEN, GRONG e KVAALE, 1986). Os compostos submicroscópicos de boro se depositam nos contornos de grão, gerando atraso na transformação da austenita, aumentando, assim, a temperabilidade do aço (CHIAVERINI, 2012).

O mecanismo de endurecimento se dá através da precipitação coerente dos átomos livres de boro ou de ferrobocarbonetos ($\text{Fe}_{23}(\text{BC})_6$) nos contornos de grão de austenita, visto na Figura 1.

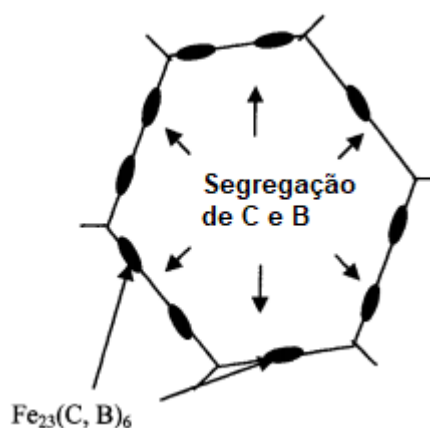


Figura 1 – Formação de ferrobocarbonetos, assim como segregação do boro, nos contornos de grão da austenita.

Fonte: Modificado LU (2007).

Com isso, a energia livre nesses pontos fica reduzida, diminuindo a tendência a nucleação de ferrita, conforme pode ser visto na Figura 2, ilustrando a variação de microestrutura de ferrita para bainita.

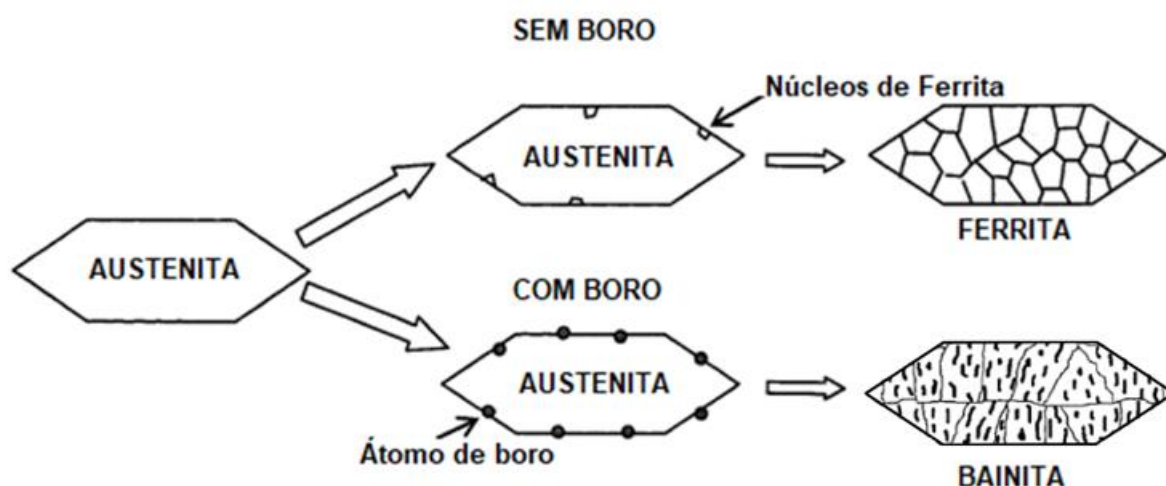


Figura 2 – Diagrama esquemático do efeito do boro, em relação às transformações de fases do aço.
Fonte: Modificado de LU (2007) e KRAUSS (2000).

Devido a afinidade dos átomos de boro com os átomos de nitrogênio e oxigênio, é necessário que o material passe por um processo de desoxidação, evitando que sejam formados óxidos. Para isso, silício e alumínio são adicionados ao aço líquido, antes da adição do boro. Já para evitar a formação de nitretos de boro, é necessário que seja adicionado titânio ao aço, de forma que se combine com os átomos de nitrogênio (TiN). Esses óxidos e nitretos são prejudiciais ao material e devem ser evitados, pois precipitam e funcionam como sítios de nucleação de ferrita (AKSELSEN, GRONG e KVAALE, 1986).

Segundo estudo realizado com aço ao boro SAE 10B22* e aço SAE 1522**, em que ambos passaram pelo tratamento térmico de normalização, foi possível observar a influência dos átomos de boro na inibição de formação de ferrita poligonal, através do aumento da taxa de resfriamento, conforme Figura 3 (CASARIN, 1996).

*SAE 10B22: %C: 0,19 a 0,23; %Mn: 1,05 a 1,25; %Si: 0,15 a 0,30; %Cr: 0,10 a 0,20; %B: 0,001 a 0,003. Disponível em: <<http://brasil.arcelormittal.com.br/pdf/quem-somos/guia-aco.pdf>>. Acesso em: 17 dez. 2018.

**SAE 1522: %C: 0,17 a 0,25; %Mn: 1,00 a 1,05; %Si: 0,15 a 0,35. Disponível em: <<http://brasil.arcelormittal.com.br/pdf/quem-somos/guia-aco.pdf>>. Acesso em: 17 dez. 2018.

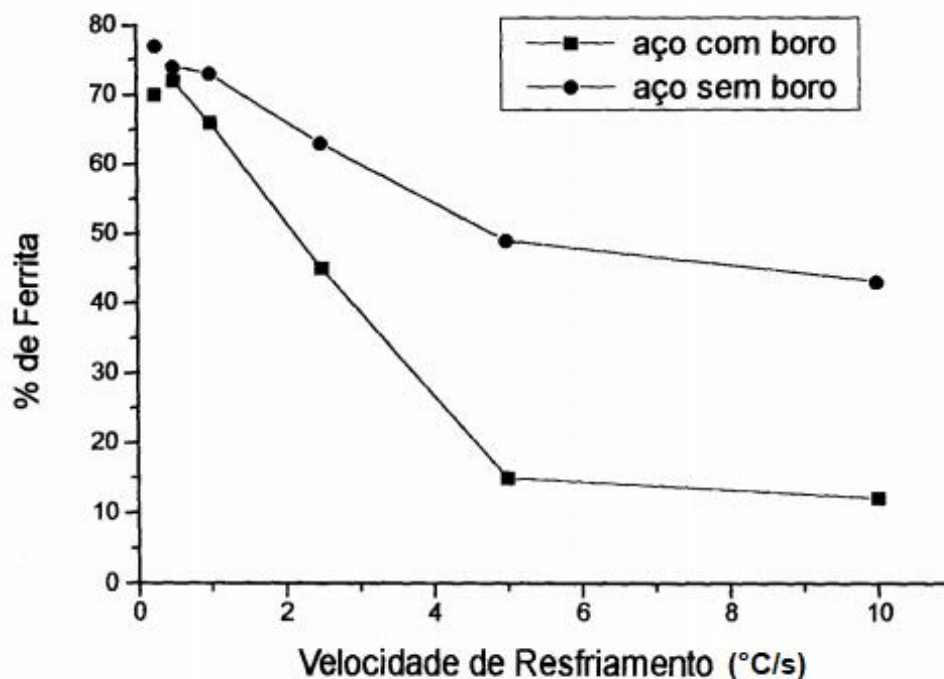


Figura 3 - Percentual de ferrita poligonal formada conforme a taxa de resfriamento.
Fonte: CASARIN (1996).

A informação sobre o percentual de ferrita formada conforme o resfriamento foi, na pesquisa de Casarin (1996), relacionada com valores de dureza obtidos nas mesmas amostras. Essa relação pode ser vista na Figura 4, comprovando que maiores percentuais de ferrita diminuem a dureza do material, tanto em aços ao boro quanto aos aços ligados. Além disso, também pode-se confirmar a maior dureza de aços ao boro.

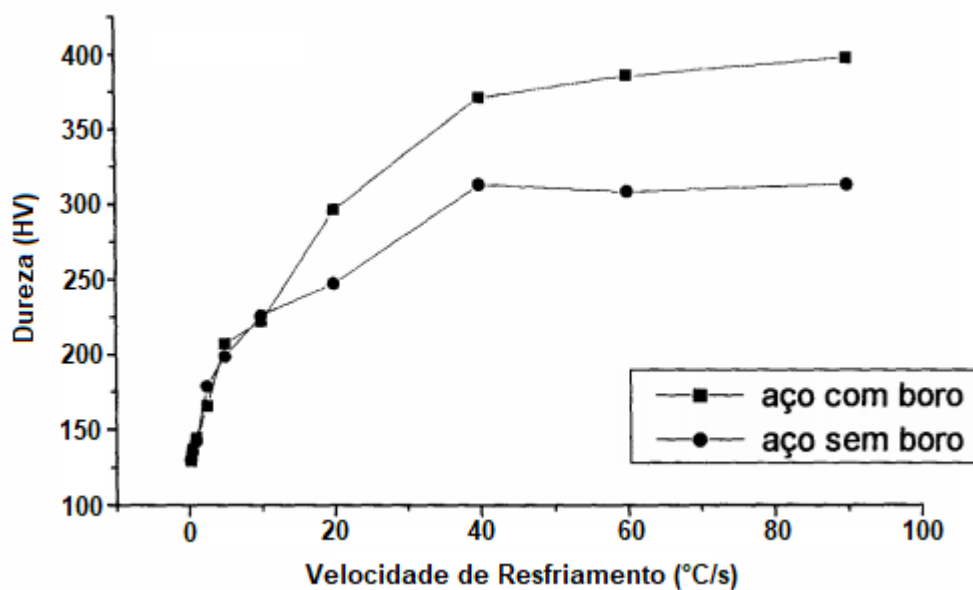


Figura 4 – Variação de dureza em cada amostra com diferentes velocidades de resfriamento, em cada tipo de aço.

Fonte: Modificado de CASARIN (1996).

Além disso, em testes de dureza realizados no aço SAE 22MnB5, foi possível notar o aumento da dureza, ao longo das peças, ao comparar amostras que passaram por diferentes condições de resfriamento, conforme Figura 5. Todas as amostras foram aquecidas até 900°C, por duas horas.

Em (a), o valor de dureza é mínimo, pois indica a condição não tratada termicamente do material, além de possuir microestrutura constituída apenas por ferrita e perlita. Em (b), o material passa por um processo de tratamento térmico de têmpera e já tem sua dureza aumentada. Em (c), o processo é uma normalização, em que já há certo aumento da dureza, pela grande temperabilidade do aço. Em (d), a amostra é resfriada em água à temperatura ambiente, por 5 segundos, e, em (e), em água fria, também por 5 segundos, que apresenta maior dureza.

As variações de dureza entre as amostras (b), (c), (d) e (e) são explicadas pela mudança no tamanho de grão e pela quantidade de martensita nas amostras. Quanto maior a taxa de resfriamento, menor o tamanho de grão e maior o valor de dureza (KHIYON e SALLEH, 2017).

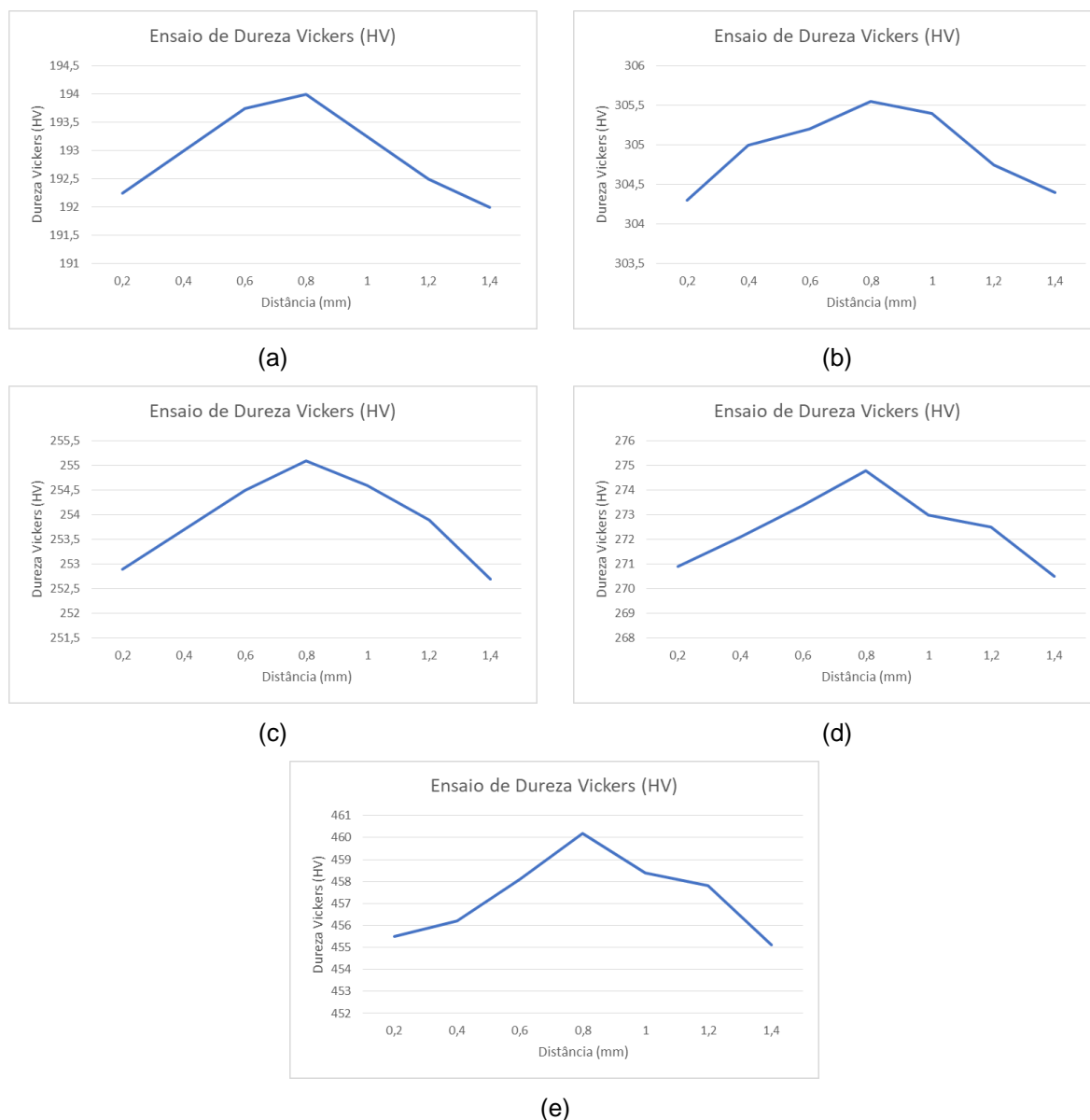


Figura 5 – Resultados de testes de dureza Vickers em amostras tratadas com diferentes condições. (a) Amostra sem tratamento, (b) Amostra temperada, (c) Amostra aquecida e resfriada à temperatura ambiente, (d) Amostra aquecida e resfriada em água à temperatura ambiente, (e) Amostra aquecida e resfriada em água fria.

Fonte: Modificado de KHIYON e SALLEH (2017).

O manganês também tem a função de melhorar a temperabilidade. Isso acontece, porque esse elemento tem comportamento gamagênico, o que significa que estabiliza a austenita (γ) e modifica a temperatura e o conteúdo de carbono do eutetóide para temperaturas e concentrações mais baixas. Quando combinado com o cromo, pode tornar o aço temperável inclusive em óleo, já que funciona como estabilizador da austenita, enquanto o cromo, em quantidades suficientes, auxilia na estabilização dos carbonetos. O cromo também aumenta a resistência ao desgaste,

pela tendência a manter a estrutura de cementita (CHIAVERINI, 2012; KRAUSS, 2000).

O silício é adicionado com o objetivo de desoxidar o aço, porém, tende a desestabilizar os carbonetos, aumentando a importância da adição de cromo, já que este elemento auxilia na estabilização dos diversos carbonetos que irão precipitar no material. Como um dos principais mecanismos de endurecimento dos aços ao boro é a formação destes precipitados, esse componente deve ser adicionado com cautela (CHIAVERINI, 2012).

3.3 Fases e Microconstituintes do Aço SAE 15B29

3.3.1 Austenita

Solução sólida de carbono de ferro gama (γ), sendo cúbica de face centrada (CFC), formada por grãos poligonais irregulares. Devido a distribuição dos átomos de ferro e carbono na célula unitária, a solubilidade do carbono corresponde a 2,11% e essa estrutura é estável, acima de 727°C, para aços ao carbono.

Em virtude dessa grande solubilidade, a maioria dos tratamentos térmicos convencionais começam por aquecer o aço até a temperatura de austenitização, em que praticamente todos os elementos de liga se dissolvem no ferro gama, e todo material esteja formado por austenita (CHIAVERINI, 2012).

3.3.2 Ferrita

É o ferro no estado alotrópico alfa (α), contendo traços de carbono em solução. Apresenta baixíssima solubilidade do carbono, devido à sua estrutura cúbica de corpo centrado, atingindo o máximo de 0,02%. Os átomos de carbono tendem a preferir as posições octaédricas dentro da ferrita, porém, elas não são simétricas. Dessa forma, a presença dos átomos nessas posições geraria excessiva deformação na microestrutura, e, então, ela segue sendo cúbica, não aceitando a presença do carbono. Em casos de resfriamento rápido, com maior percentual de carbono, haverá formação de outra microestrutura.

Forma-se por decomposição da austenita, gerada por difusão, nucleando, preferencialmente, nos contornos de grão, e dando origem à microestrutura com dureza mais baixa, dentre todas dos aços carbono (COSTA E SILVA e MEI, 2010).

3.3.3 Cementita

A cementita é uma estrutura ortorrômbica, formada quando a solubilidade do carbono é excedida em alguma das microestruturas. É chamada de carboneto de ferro (Fe_3C), com 6,67% de carbono e, portanto, a estrutura com maior dureza. Pode assumir diversas formas, arranjos e tamanhos e, junto com a ferrita, contribui para gerar outras microestruturas, encontradas nos aços. As diferentes formas da cementita dependem da história térmica ou de tratamentos térmicos do material. (CHIAVERINI, 2012; KRAUSS, 2000).

3.3.4 Perlita

A perlita é a microestrutura formada por duas fases (lamelas de ferro α + Fe_3C), originada conforme uma transformação eutetóide do aço. Ao atingir a temperatura de 727°C , dá-se início a precipitação da cementita formando as colônias de perlita. Em virtude da baixa solubilidade do carbono na ferrita (0,021% C), o restante dele migra para as regiões adjacentes, dando origem a regiões de cementita (Fe_3C) com 6,67% C. Pode-se observar na Figura 6 o esquema da difusão do carbono para a formação da perlita. Nesse caso, a migração ocorre até que se formem lamelas alternadas de ferrita e cementita, originando uma estrutura com dureza intermediária, entre as duas fases (KRAUSS, 2000).

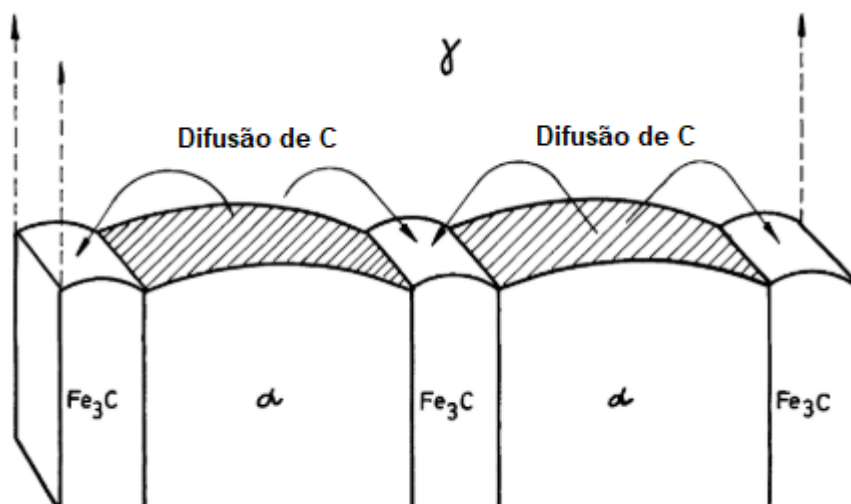


Figura 6 – Representação esquemática da formação da perlita.
Fonte: Modificado de THELNING (1981).

3.3.5 Martensita

A martensita é uma fase metaestável formada através do resfriamento rápido de um aço austenitizado. O carbono não possui tempo suficiente para difundir e dar origem às estruturas cementita e ferrita, sendo assim, a supersaturação de carbono gera deformação na rede cristalina, como pode ser visto na Figura 7, dando origem a essa nova fase, de maior dureza e fragilidade (CHIAVERINI, 2012). A solubilidade do carbono na estrutura cúbica de corpo centrado é aumentada, quando há formação da martensita, e toma-se, então, a forma de uma estrutura tetragonal de corpo centrado, em que um dos parâmetros da célula unitária passa a ser maior que os outros dois (KRAUSS, 2000).

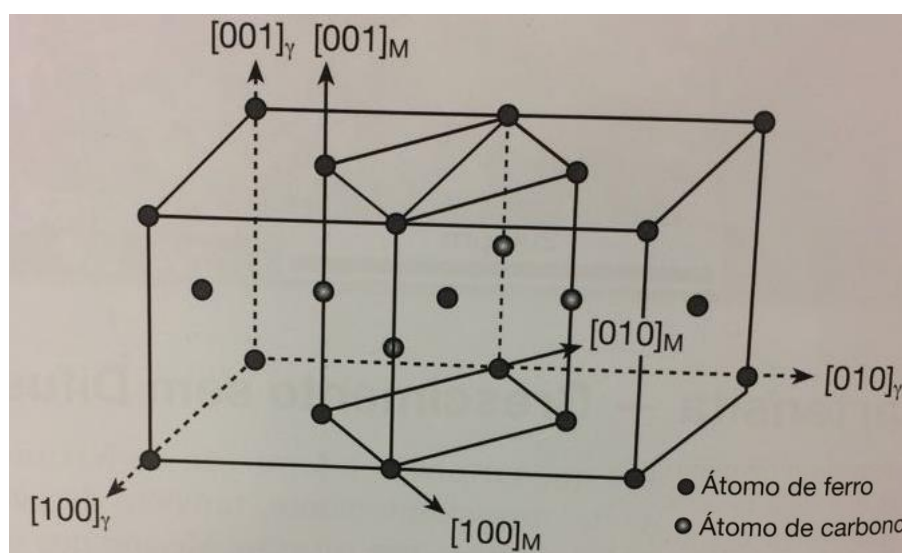


Figura 7 – Representação esquemática das células unitárias de austenita (γ) e de martensita (M), demonstrando a deformação na rede cristalina gerada, quando há formação de martensita.
Fonte: COLPAERT (2008).

Para aços de baixo carbono, a formação da martensita se comporta de forma diferente. Nesse caso, como não há presença de carbono suficiente, para exercer a deformação na rede cristalina, a martensita de baixo carbono é considerada cúbica de corpo centrada e é chamada de martensita α' . Na Figura 8, é possível observar um esquema de formação da martensita α' , através dos grãos de austenita. Em (a) é indicado o início da transformação, enquanto em (b) pode-se notar o processo já avançado. Observa-se que os núcleos crescem na forma de plaquetas e só cessam quando encontram um contorno de grão de austenita, outra placa de martensita ou algum outro tipo de impedimento (COSTA E SILVA, 2010).

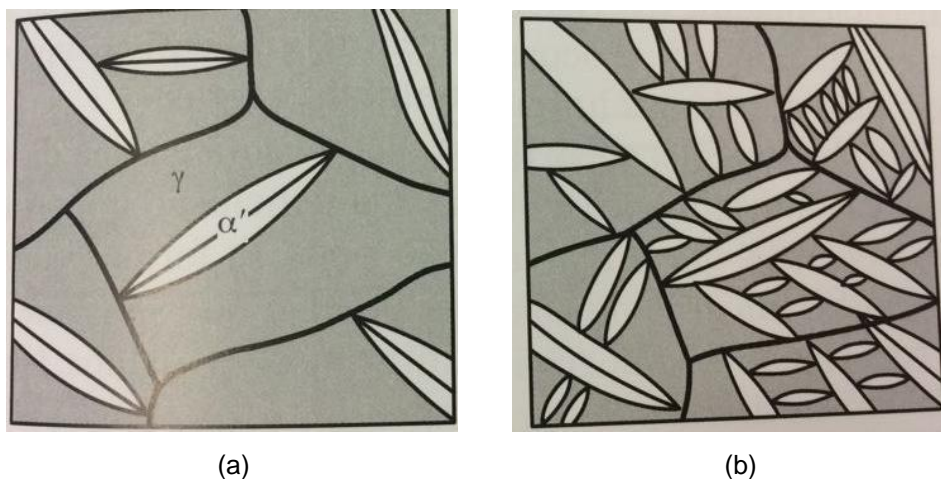


Figura 8 – Esquema ilustrativo da formação de martensita α' , dentro dos grãos de austenita.
Fonte: COLPAERT (2008).

3.3.6 Bainita.

Em temperaturas na faixa de 550°C, estruturas chamadas de bainita começam a surgir. Elas se formam em condições intermediárias de resfriamento contínuo ou transformações isotérmicas de formação de perlita e martensita, pois apresenta transformação e estrutura similar a ambas.

A bainita é definida, assim como a perlita, como uma estrutura mista de ferrita e cementita. Sua formação é dada através da difusão controlada de carbono, entre as duas fases.

Existem duas formas de bainita: bainita superior, que se forma em uma faixa de temperatura logo abaixo da faixa de temperatura de formação da perlita, e bainita inferior, que se forma em temperaturas próximas às de formação da martensita (KRAUSS, 2000). A bainita superior é formada por finas ripas de ferrita com cementita precipitada no contorno das ripas. Já a bainita inferior se apresenta como agulhas de ferrita, similares às da martensita, com a presença de cementita em seu interior e em seus contornos de grão – Figura 9 (COSTA E SILVA, 2010).

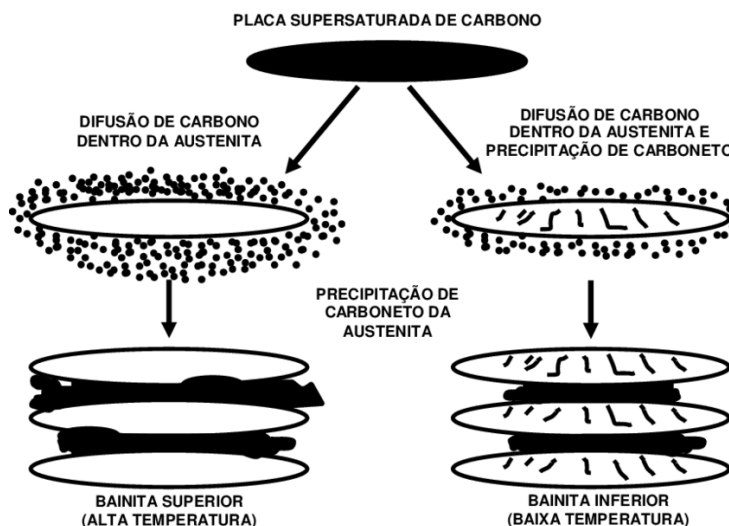


Figura 9 – Esquema ilustrativo da formação de bainita superior e inferior.
 Fonte: Modificado de COSTA E SILVA (2010).

3.4 Processo de Fabricação da Barra de Aço SAE 15B29

As barras de aço SAE 15B29 são fabricadas por processos siderúrgicos convencionais, sendo iniciado pela fundição do material ferroso, sendo direcionado para o Refino Secundário, para ajuste de composição química. Em seguida, o material é lingotado, na forma do tarugo, que é, em seguida, direcionado para as etapas de laminação. O ciclo do material pode ser visto na Figura 10.



Figura 10 – Esquema do processo de produção dos tarugos.
 Fonte: Modificado de <https://ianalitica.wordpress.com/aplicacoes-com-analisadores-industriais/cems-em-siderurgia/>.

3.4.1 Laminação

O processo de laminação é considerado uma etapa de conformação, no qual o material passa por dois rolos giratórios, com o objetivo de reduzir sua espessura e, por consequência, aumentar o comprimento, através de forças de compressão. Além disso, as forças de atrito, entre as superfícies dos rolos e da peça, proporcionam a passagem do material a ser laminado. Esse processo pode acontecer a quente ou a frio, dependendo do objetivo a ser alcançado, gerando diferentes estruturas na peça.

A laminação a quente acontece acima da temperatura de austenitização, já que a fase γ é mais dúctil, além do fato de que a resistência à deformação plástica diminui, com o aumento da temperatura. No início deste processo, o material, geralmente, no formato de tarugo, passa por um forno de reaquecimento, onde atinge a temperatura de início do processo. Em seguida, passa por um dos laminadores, já com o objetivo de eliminar a estrutura bruta de solidificação e os vazios. A partir deste momento, as etapas podem variar, conforme o produto final desejado e os tipos de laminadores existentes em cada planta. Uma ilustração do processo de laminação a quente pode ser vista na Figura 11. Por fim, obtém-se as propriedades mecânicas objetivadas, em função das dimensões e tratamentos térmicos realizados nas peças.

Já a laminação a frio tem início com uma peça anteriormente tratada a quente e semiacabada. A temperatura de trabalho é considerada da ambiente até $1/3$ da temperatura de fusão do material, abaixo à temperatura de recristalização, o que significa que o material já possui maior resistência à deformação. Nesse processo, haverá aumento da resistência mecânica em virtude do encruamento, gerado pela deformação dos grãos, originados na laminação a quente. Sendo assim, não é possível considerar grandes reduções na seção transversal do material nessa etapa e só será realizada quando se desejar obter melhora no acabamento superficial (BRESCIANI et al., 2011).

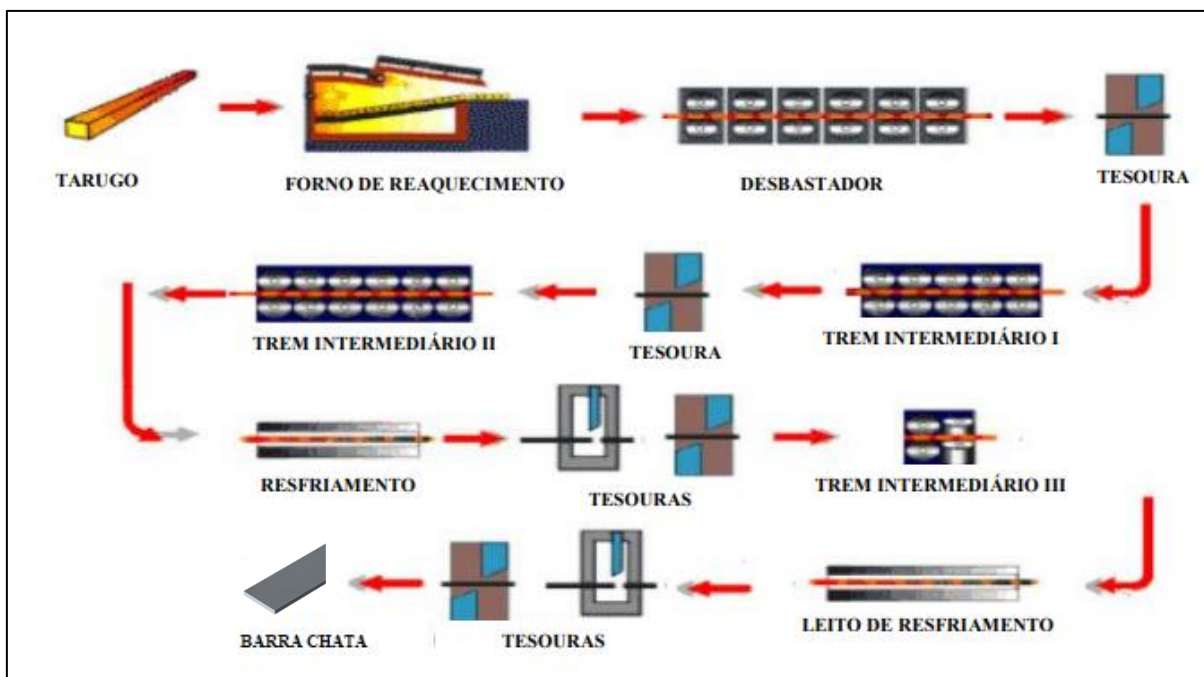


Figura 11 – Imagem ilustrativa do processo de laminação a quente, para fabricação de barras chatas. Fonte: Modificado de CUNHA (2007).

3.4.2 Leito de resfriamento

Essa parte do processo de laminação a quente é importante para garantir resfriamento mais homogêneo possível dos produtos longos, após atingirem as dimensões desejadas. O resfriamento acontece a partir da superfície da peça e a transferência de calor pode ocorrer por três mecanismos:

- Convecção: Ocorre quando há presença de fortes correntes de ar sobre o material;
- Radiação: Ocorre em virtude das altas temperaturas das peças, através da emissão de radiação térmica;
- Condução: Ocorre quando as peças entram em contato, tanto entre elas, como com partes dos componentes do leito.

A forma de transferência de calor mais comum na peça é a condução, sendo assim, a espessura do produto é determinante no comportamento frente ao gradiente térmico. O resfriamento não é homogêneo ao longo das seções e comprimentos das peças, como no caso das barras laminadas, que resfriam primeiro nas bordas. Os produtos laminados a quente e não recozidos são considerados sedes de tensões residuais (RIZZO, 2010).

Além disso, a quantificação do calor retirado ou cedido por correntes de ar é feita por meio do processo de convecção de calor, que é diretamente proporcional ao gradiente térmico entre a superfície do material e o ar adjacente (SOUZA, 2013). Dessa forma, a presença de ventiladores incidentes no leito também influencia na direção de resfriamento do material, podendo, inclusive, gerar empenamento das peças, pela grande taxa de resfriamento, no momento em que as peças passam os primeiros segundos no leito (SOUZA, 2007).

Uma das formas de evitar os inconvenientes gerados pela variação de taxas de resfriamento ao longo da peça é resfriar o material de forma mais lenta, isolando os leitos com coberturas. Além disso, também são utilizadas peças de ferro fundido cinzento nos pontos em que as peças entram em contato com os componentes do leito (RIZZO, 2007).

3.5 Processamento Térmico

3.5.1 Transformação de fases

O conhecimento da presença de microconstituintes e suas condições de transformações são importantes para as aplicações industriais de cada aço, em virtude da relação destes com as propriedades mecânicas do material (ANDRÉS et al., 2002). Sendo assim, uma das formas de compreender essa relação está no uso de diagramas que explicitem a presença de cada fase, conforme a temperatura aplicada e o passar do tempo. O comportamento, em diversas taxas de resfriamento contínuo, pode ser compreendido através da Figura 12, que indica as transformações realizadas no aço SAE 15B30, com composição química e aplicação similar ao do aço estudado – Tabela 2. Para comparação, a Tabela 1 apresenta a composição química do aço 15B29.

Tabela 2 – Composição Química do aço SAE 15B30.

AÇO		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti	B	Cu	Ni	Mo
15B30	mín.	0,27	1,15	0,15	-	-	-	0,010	0,0005	-	-	-
	máx.	0,35	1,50	0,35	0,030	0,025	0,20	0,060	0,0030	0,25	0,30	0,06

Fonte: PRETI (2008).

O diagrama da Figura 12 expressa a possibilidade da formação de todas as microestruturas convencionais de aços, variando conforme as taxas de resfriamento

utilizadas. Devido ao percentual de carbono neste aço, a martensita a ser formada em taxas de resfriamento maiores é a de baixo carbono, martensita α' .

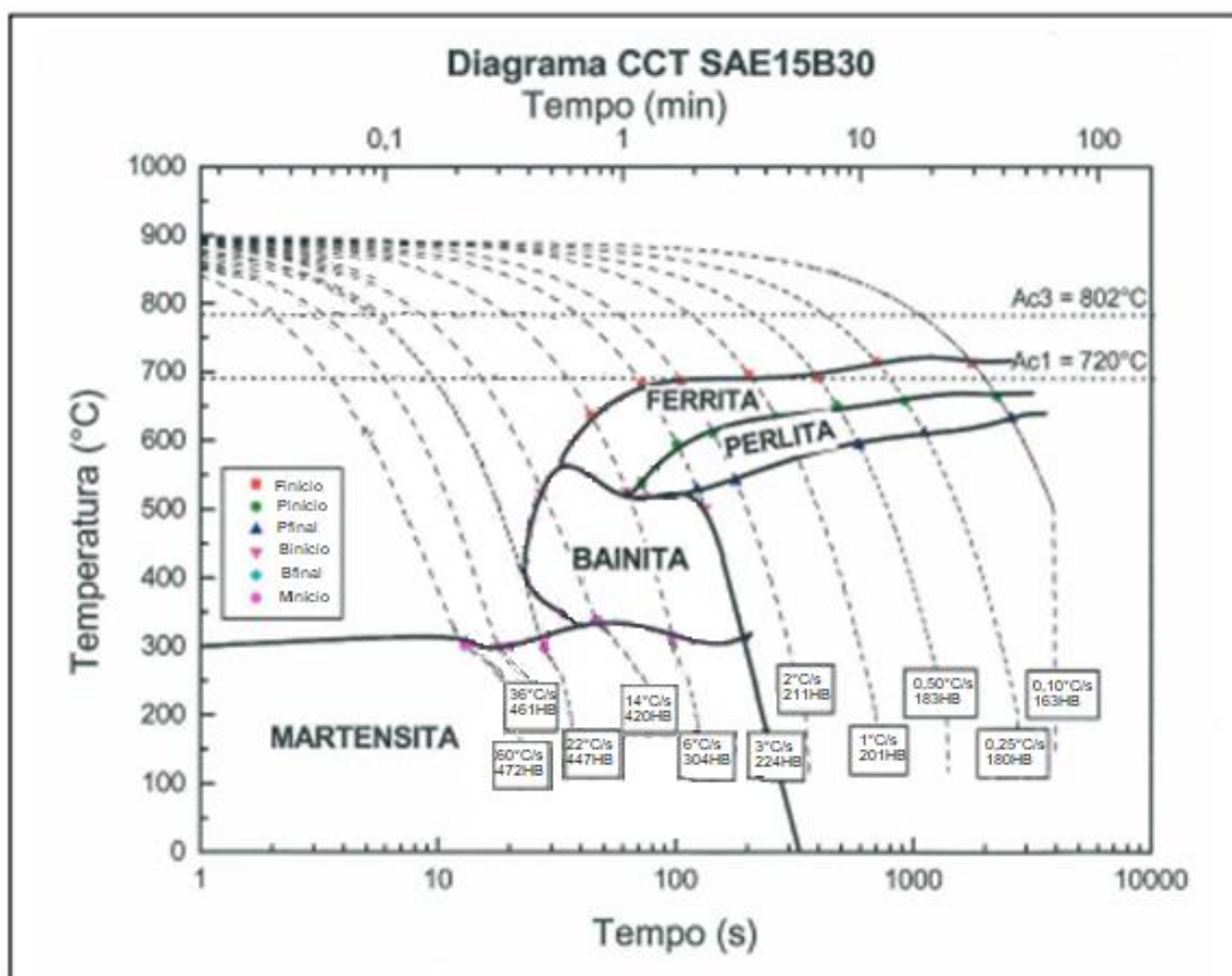


Figura 12 – Diagrama TRC do aço SAE 15B30.
Fonte: Modificado de PRETI (2008).

3.6 Produtos laminados

Os produtos laminados são classificados conforme duas categorias: produtos semiacabados, sendo placas, blocos ou tarugos, e produtos acabados, sendo barras, perfis, vergalhões, cantoneiras, etc.

Aços ao boro, principalmente placas e barras têm seu emprego voltado para implementos agrícolas. Esse tipo de material é escolhido para essa aplicação em virtude da alta resistência mecânica proporcionada pela temperabilidade do aço devido a formação de martensita α' (PRETI, 2008).

Dependendo das condições de laminação, homogeneização dos componentes químicos e demais variáveis oriundas da produção do aço, as barras

podem apresentar vários defeitos. Assim, o controle de propriedades é importante para as peças, pois podem evitar defeitos gerados durante o processo de laminação (BRESCIANI et al., 2011). No caso das barras chatas, foco deste estudo, os defeitos que podem ser encontrados são:

- Empenamento: Pode acontecer como distorção de tamanho ou distorção de forma. No caso de distorção de tamanho, o empenamento é gerado devido à expansão/contração térmica de diferentes microestruturas, durante o aquecimento ou resfriamento. Já distorção de forma, o defeito aparece em virtude de transformações térmicas e tensões não uniformes, que são geradas durante a variação de temperatura, ao longo da peça. Regiões que expandem ou contraem, durante rápido resfriamento ou aquecimento, em relação a regiões adjacentes, apresentam tensões altas. No caso em que a microestrutura tem alta ductilidade, poderá haver deformação plástica, alterando a forma do componente. Se essas tensões não gerarem distorções, tensões residuais serão absorvidas pelo material.

Entre os empenamentos os principais são (ALLEN e IANO, 2013):

- Abaulamento: É o empenamento transversal da peça, ou seja, através da largura da peça.
- Encurvamento: É o empenamento longitudinal da peça. Curvatura que ocorre ao longo do comprimento da peça, em um plano perpendicular à face.
- Arqueamento: É o empeno longitudinal das bordas. É a curvatura que ocorre ao longo da peça, em um plano paralelo à face.
- Torcimento: Empenamento helicoidal ou espiral, no sentido do eixo da peça (BRESCIANI et al., 2011) (ALLEN e IANO, 2013).

Esses tipos de defeito podem ser compreendidos conforme Figura 13.

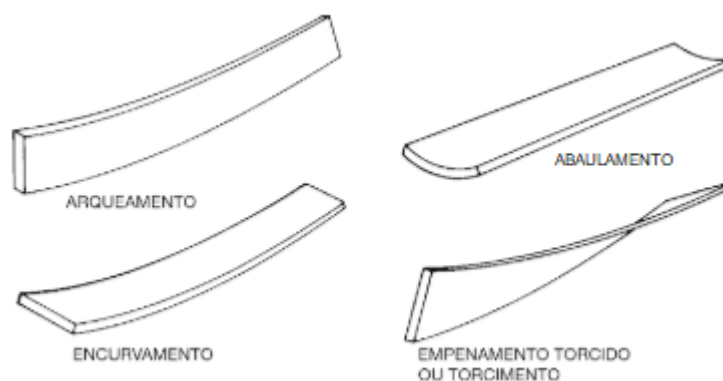


Figura 13 – Tipos de empenamento em barras.
Fonte: Modificado de ALLEN e IANO (2013).

- Variações de espessura ao longo do comprimento;
- Trincas internas e externas.

- Defeitos superficiais - são defeitos que comprometem a aparência ou mesmo algumas propriedades do material. São decorrentes do processo, como: cascas, material irregular contendo inclusões não metálicas; carepas, óxidos descontínuos, na direção da laminação; costuras, riscos paralelos à direção da laminação; orifícios: descontinuidades; marcas de cilindro: depressões ou elevações geradas pelos cilindros de laminação.

Tensões residuais são consequências de interações de tempo, temperatura, deformação e microestrutura do material. Elas geralmente surgem em processos de fabricação, onde não há intenção de adicioná-las ao material. As propriedades que influenciam o desenvolvimento de tensões residuais são condutividade térmica, capacidade térmica, coeficiente de expansão térmica, módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, plasticidade, transformações termodinâmicas e cinéticas, mecanismos de transformação e deformação plástica (TOTTEN, HOWES e INOUE, 2002).

Os mecanismos comuns de deformação plástica são deslizamento, junção mecânica, maclação e fluência. Além disso, as transformações de fase também podem causar deformações permanentes. Elas podem acontecer na ausência de tensões, através dos tratamentos térmicos, ou na presença de tensões, em condições isotérmicas. As tensões originadas de transformações de fase podem alterar o estado de tensão ou deformação residual. Em casos em que uma estrutura policristalina de austenita, livre de tensões, é transformada em placas de ferrita, o cisalhamento causado como placas aleatoriamente orientadas é cancelado, em escala macroscópica, e apenas a expansão volumétrica é observada. Porém, se as placas não se orientarem de maneira aleatória, em casos em que as variantes externas favorecem um sentido, as tensões de cisalhamento não irão se anular. A transformação irá gerar uma estrutura anisotrópica, que irá favorecer transformações destrutivas, ao invés de reconstrutivas (TOTTEN, HOWES e INOUE, 2002).

Em casos em que não há alteração de fase, é possível que haja presença de tensão residual devido à diferença de temperatura que surge em partes do material, no momento do resfriamento. A Figura 14 indica, esquematicamente, o comportamento num material, de comprimento “d”, em relação às diferenças de

temperatura e o surgimento de tensões residuais. É possível ver que, em A, já há diferença de temperatura entre o centro e a superfície da peça, porém, ainda não há presença de tensões. Com o passar do tempo, as taxas de resfriamento são diferentes, indicando que a contração da superfície se dá mais rápido que a do centro. Essa contração encontra uma barreira no centro da peça, que tenta encolher, como pode ser visto no ponto B, e isso gera a diferença de tensão. Em um determinado momento, o centro esfria e contrai (ponto C), perpetuando, assim, o perfil de tensões residuais. Sendo assim, a superfície fica exposta às tensões de tração, enquanto o centro, à compressão (ponto D) (KRAUSS, 2005).

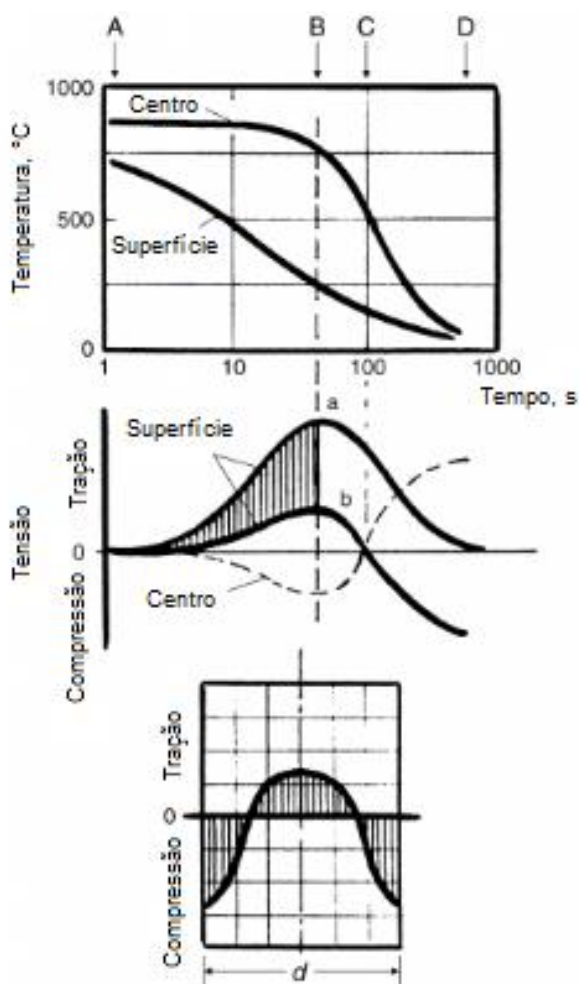


Figura 14 – Diagrama representando a evolução da tensão residual no sentido longitudinal de uma peça de aço é resfriada a partir da temperatura subcrítica.

Fonte: Modificado de KRAUSS (2005).

3.6.1 Aplicações do aço SAE 15B29

Na agricultura, o aumento de demanda tem exigido melhorias dos materiais e dos processos de fabricação de implementos agrícolas. Dessa forma, diversos equipamentos têm sido desenvolvidos para potencializar os resultados e automatizar, cada vez mais, as tarefas realizadas. Cada aplicação das máquinas depende da resistência oferecida pelo solo, na operação a ser executada (MANTOVANI, 1987). Sendo assim, devido à dureza a qual o aço ao boro é capaz de atingir com tratamentos térmicos, é possível compreender a razão pelo qual esse material é escolhido como parte estrutural das máquinas, como pode ser visto na Figura 15. Pode-se, então, citar o uso em arados, grades e conchas, conforme Figura 16, Figura 17 e Figura 18. No caso de pequenas ferramentas, os aços ao boro são aplicáveis em instrumentos para jardinagem, vistos na Figura 19*.



Figura 15 – Ferramentas de engate utilizadas no solo.
Fonte: <https://www.sctr.net.au/index.php/ground-engaging-tools>

* COMERCIAL Steels: SAE 15B30. 2018. Disponível em: <<https://www.ssab.us/products/commercial-steel/products/boron-steel>>. Acesso em: 11 nov. 2018.



Figura 16 – Arado em funcionamento, aplicado à máquina agrícola.
Fonte: <http://www.he-va.co.uk/he-va-products/cultivation/combi-disc/>



Figura 17 – Implemento de varredura, para preparação do solo.
Fonte: <http://farmandlivestockdirectory.com/get-longer-wear-from-your-wheel-track-sweeps/>



Figura 18 – Rotores de pico, aplicados para aerar o solo.

Fonte: <http://www.farmgard.co.nz/agricultural-contractor/cultivation/pto-powered/folding-spikes-rotors>



Figura 19 – Pá, ancinho e garfo utilizados para jardinagem.

Fonte: <https://www.tramontina.com.br/p/78100801-279-conjunto-para-jardim-3-pecas-cabos-de-madeira-embalagem-plastica>

Além das aplicações na agricultura, podem-se citar algumas na área de automobilismo. Os aços ao manganês e ao boro podem ser utilizados como barras de para-choques, vigas de intrusão de impacto lateral, pilares (Figura 20) e reforços de

estrutura, aplicações que podem ser vistas na região azul, da Figura 21 (PARMA, 2018).



Figura 20 – Pilar moldado à quente, utilizado como estrutura na indústria automobilística.
Fonte: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/de/produkte/feinblech-oberflaechenveredelte-produkte/mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/mbw-mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/>.



Figura 21– Aplicações de aço ao manganês e ao boro, na estrutura de um automóvel.
Fonte: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/de/produkte/feinblech-oberflaechenveredelte-produkte/mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/mbw-mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/>.

Para as aplicações das Figuras 20 e 21, o material é moldado a quente, sendo recebido com sua estrutura ferrítica e perlítica e transformado em martensita α' , de forma a alterar as propriedades mecânicas, como resistência à deformação, resistência à tração e alongamento (PARMA, 2018).

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Material

O aço utilizado foi o SAE 15B29, com composição química apresentada na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** As amostras foram obtidas após uma campanha de laminação do material em barras chatas de dimensão 60 mm x 8 mm. Já as amostras, foram retiradas de uma mesma barra, contendo parte reta e parte com empenamento (Figura 22).



Figura 22 - Barra chata de onde foram retiradas as amostras.



Figura 23 – Detalhe dos pontos de corte de amostras apresentadas na Figura 22 para análise transversal e longitudinal.

4.2 Levantamento da Temperatura no Leito de Resfriamento

Para realizar a medição de temperatura no leito foi utilizada uma câmera termográfica (Modelo E40 da Marca FLIR), assim como um pirômetro infravermelho Fluke 62MAX.

As medições de temperatura foram feitas no leito de resfriamento, no momento da chegada das barras e instantes antes de serem direcionadas às tesouras. Lonas foram adicionadas, em um segundo momento, na lateral do leito, com o intuito de diminuir o fluxo de ar. Na Figura 24, é possível observar a região em que houve colocação das lonas.



Figura 24 - Layout da área alterada pela colocação de lonas.

Para determinação da taxa de resfriamento, após colocação das lonas no leito, foi utilizado o método de regressão linear, devido à dispersão dos valores. Já para avaliar a qualidade do ajuste feito, utilizou-se o coeficiente de determinação (R^2). Ele é dado pela razão entre as somas dos quadrados da regressão e a soma de quadrados total. Esse valor expressa a quantidade de variabilidade dos dados, que é explicada pelo modelo de regressão ajustado. O valor de R^2 varia entre 0 e 1, em que, quanto mais próximo de 1, melhor a qualidade da aproximação feita (HOFFMANN, 2016).

4.3 Métodos de Caracterização

4.3.1 Composição Química

Para a determinação da composição química do material estudado foram utilizadas 2 amostras do material, uma da parte empenada e outra não empenada, lixadas em lixas de granulometria 100, que foram analisadas em um Espectrômetro de Emissão Óptica (Modelo ARL *Metal Analyzer – Iron+Steel*).

4.3.2 Ensaio de Dureza Vickers

Foi realizado ensaio de dureza Vickers, em durômetro (Modelo DJ10 da Marca EMCO-TEST) com aplicação de 30 kgf de carga, sendo feita cinco impressões em

cada borda e cinco no centro de cada amostra. As análises foram feitas considerando as divisões indicadas na Figura 26.

4.3.3 Análise de Macroestrutura

De forma a realizar as análises de macroestrutura, foi utilizada a ponta e o fim da barra da Figura 22, indicadas na Figura 25. A peça reta foi lixada em lixa de granulometria 100, 220, 320, 400 e 600, enquanto a empenada foi lixada apenas com lixas de granulometria 220, 320, 400 e 600.

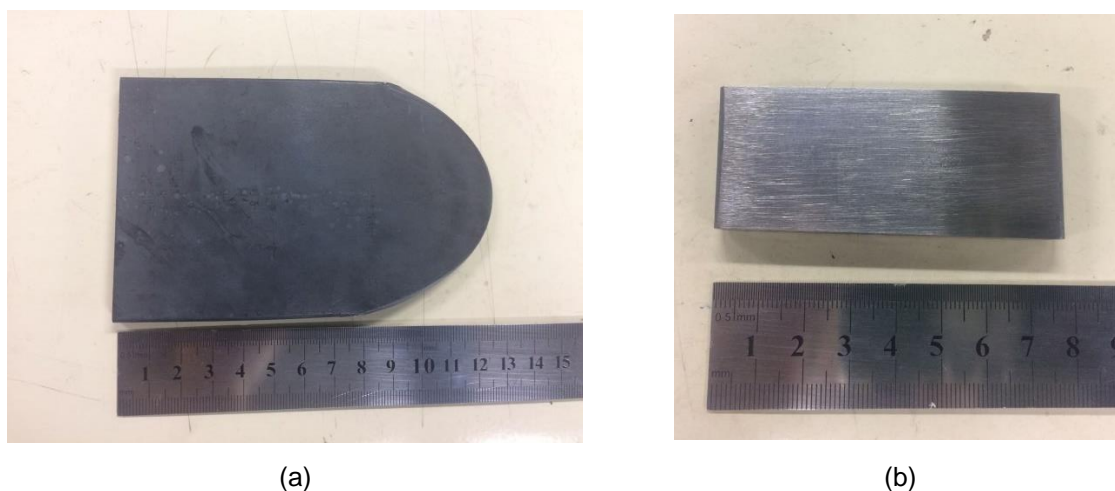


Figura 25 – Amostras utilizadas para realização das análises de macroestrutura, sendo (a) empenada e (b) reta.

Em seguida, as peças foram submersas em uma solução 10% de ácido nítrico e 90% álcool, durante 40 minutos.

Para análise, foi utilizado estéreo microscópio (Modelo SZX16, marca Olympus) através do software *Analysis Starter*, com aumentos variando entre 0,7 e 11,5x.

4.3.4 Análise da Microestrutura

Para realização dos ensaios, foi, primeiramente, utilizada uma cortadeira de amostra metalográfica (Modelo Pancut-40, Marca Pantec) para extrair da barra, tanto uma parte empenada, quanto uma parte reta. Foram obtidas partes que possibilitassem as análises transversais e longitudinais das microestruturas (Figura 23). Essas amostras foram, então, embutidas em resina de polietileno, através do uso

da embutidora Modelo Pre 40M da Marca Arotec, e lixadas com uso de lixadeira (Modelo Polipan 2, Marca Pantec), com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 800. Em seguida, foram polidas em duas etapas:

- 1- Uso de pano de polimento, solução para polimento (Solvente JP, pasta diamantada de granulometria 6 μm e lubrificante azul) e álcool gel de uso doméstico.
- 2- Uso de pano de polimento, solução para polimento (Solvente JP, pasta diamantada de granulometria 2 μm e lubrificante azul) e álcool propílico.

As amostras foram analisadas em microscópio óptico (Modelo BX60M, Marca Olympus), com aumento de até 1000x, através do Software Digimet Plus 5G. O reagente utilizado foi Nital 2% (2 ml de HNO_3 e 98 ml de álcool etílico).

As amostras foram classificadas conforme a região da qual foram retiradas e a orientação na qual seriam analisadas (Figura 26):

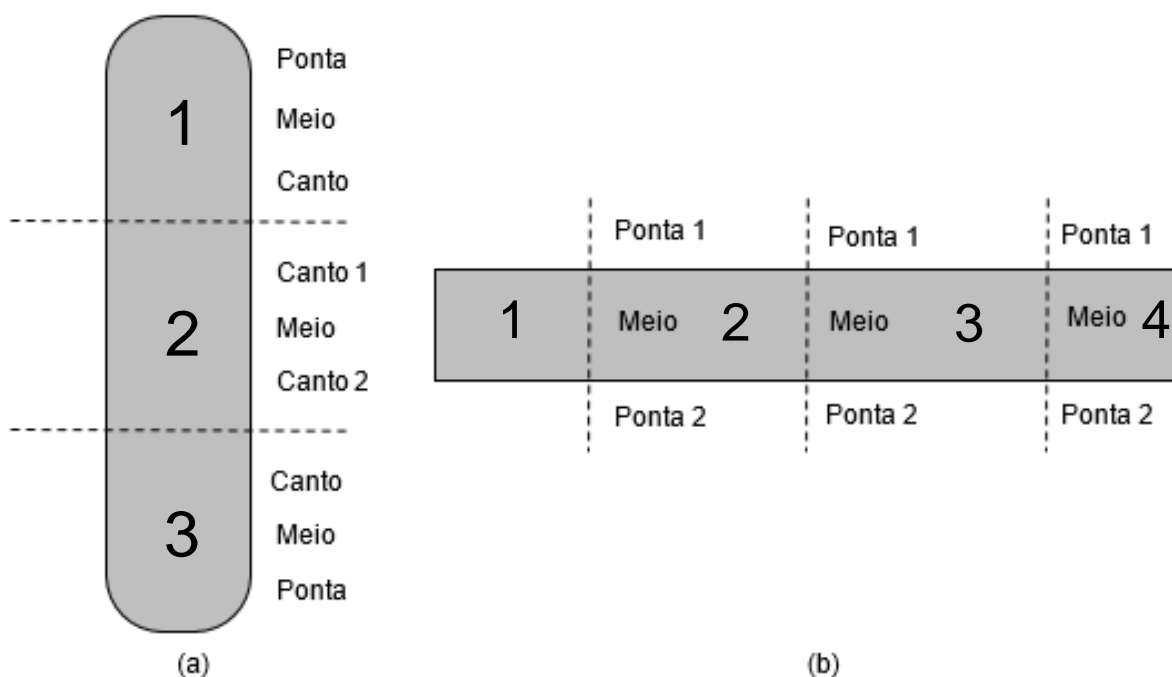


Figura 26 - Imagem ilustrativa, indicando a divisão das partes nas amostras, para análise (a) transversal e em (b), longitudinal.

- RetT1, RetT2 e RetT3: Reto Transversal Região 1, 2 e 3;
- EmpT1, EmpT2 e EmpT3: Empenado Transversal Região 1, 2 e 3;
- RetL1, RetL2 e RetL4: Reto Longitudinal Região 1, 2 e 4;
- EmpL1, EmpL2 e EmpL4: Empenado Longitudinal Região 1, 2 e 4.

A região 3 não foi analisada, pois coincidia em ambas as faces com as regiões 2 e 4.

Os valores de comprimento e profundidade dos corpos dos corpos de prova estão apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 – Tamanho dos corpos de prova a serem analisados.

Amostra	Comprimento (mm)	Profundidade (mm)	Amostra	Comprimento (mm)	Profundidade (mm)
RetL1	8,71	8,22	RetT1	23,54	7,71
RetL2	8,13	8,21	RetT2	24,11	7,74
RetL4	8,12	8,22	RetT3	23,70	7,72
EmpL1	8,22	8,10	EmpT1	24,40	7,84
EmpL2	8,31	8,10	EmpT2	23,89	7,80
EmpL4	8,20	8,10	EmpT3	23,76	7,83

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Temperatura no leito

Antes das propostas de alteração de parâmetros de laminação, foram medidas as temperaturas das barras no leito de resfriamento. Através do uso da câmera termográfica, foi possível observar que as barras chegavam ao leito com uma temperatura superior a 670°C, valor máximo atingido pelo equipamento. O comportamento térmico das barras, pode ser observado conforme Figura 27.

Nessas condições, as barras foram enfiadas a 1230°C e o ritmo de desenformamento foi de 90 peças por hora. Além disso, o leito de resfriamento proporcionava circulação de correntes de ar, por apresentar *layout* favorável a tais condições, já que seu ponto de recebimento das barras laminadas é voltado para a lateral aberta do prédio, enquanto não há nenhum bloqueio de ar, entre o leito e a área de acabamento das barras.



Figura 27 – Análise termográfica das barras no leito de resfriamento, antes de mudanças nos parâmetros de laminação.

Observando as condições apresentadas pelo processo, decidiu-se, então, alterar alguns parâmetros:

- Fechamento do leito;

De forma a evitar correntes de ar no leito, lonas foram colocadas entre o leito de resfriamento e a área de acabamento, conforme Figura 28. Além do fechamento

do leito, também houve reposicionamento dos ventiladores próximos ao leito diminuindo, assim, o efeito da convecção nas barras.



Figura 28 – Região em que as lonas foram colocadas, indicadas pelas setas vermelhas. O leito de resfriamento está indicado pela seta amarela.

- Redução de temperatura de enformamento;

Com o objetivo de reduzir o gradiente de temperatura durante o processo, foi diminuída a temperatura de enformamento do material, para o mínimo necessário, equivalente a 1100°C (antes, 1230°C).

- Redução do ritmo de desenformamento.

Para garantir completo encharque das peças (homogeneidade da temperatura entre a superfície e o centro da barra), à temperatura de enformamento de 1100°C , também foi reduzido o ritmo de desenformamento de 90 para 72 peças por hora.

Através dessas alterações, novas medidas de temperatura foram feitas, dessa vez com pirômetro. As amostras foram medidas no momento em que chegaram ao leito e a cada 10 s, até totalizar 1 min. Em seguida, as amostras foram medidas pouco antes de serem cortadas nas tesouras. Os valores obtidos em nas medidas podem ser vistos na Tabela 4.

Tabela 4 – Medidas de temperatura das barras, obtidas no Leito de Resfriamento.

(°C)	Chegada	10 s	20 s	30 s
MEDIDA 1	626	620	600	572
MEDIDA 2	622	618	599	580
MEDIDA 3	629	620	602	578
MEDIDA 4	625	619	600	580
MEDIDA 5	626	619	601	579
MÉDIA	625,6	619,2	600,4	577,8
DESVIO	2,50998	0,83666	1,14018	3,34664

(°C)	40 s	50 s	60 s	Antes das tesouras
MEDIDA 1	560	536	514	64,1
MEDIDA 2	566	534	517	64,5
MEDIDA 3	568	539	519	63,5
MEDIDA 4	567	533	510	62,8
MEDIDA 5	570	535	516	63,7
MÉDIA	566,2	535,4	515,2	63,72
DESVIO	3,76829	2,30217	3,42053	0,64187

Com os valores medidos durante o primeiro minuto, pode-se encontrar uma tendência de resfriamento, conforme a Figura 29. A linha pontilhada determina a regressão linear dos dados obtidos na análise. Esse ajuste apresenta coeficiente de determinação, R^2 de 0,9796, o que indica que a aproximação do resfriamento no leito, por um comportamento linear é adequada.

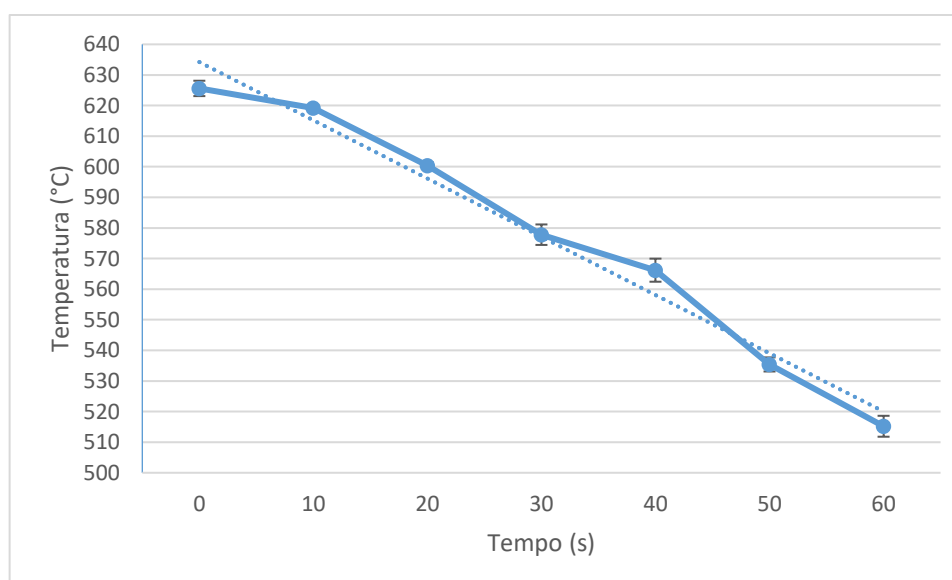


Figura 29 – Gráfico de médias e desvios padrões dos primeiros 60 segundos de análise das barras chatas no leito de resfriamento.

Considerando os primeiros 60 segundos de resfriamento do material, pode-se encontrar uma taxa média de resfriamento de $1,8^{\circ}\text{C/s}$. Através da análise do diagrama TRC aproximado do material (Figura 12), analisando a taxa de resfriamento de 2°C/s , é possível esperar a presença exclusiva de ferrita e perlita nas amostras sem empenamento, com uma dureza na faixa de 211HB (221HV).

Além disso, foi possível perceber melhora visual no material laminado, conforme pode ser visto na Figura 30. Não é possível identificar barras empenadas, nessas condições, indicando efetividade nas alterações feitas. À esquerda na imagem, pode-se observar as lonas utilizadas, para fechamento do leito.



Figura 30 – Leito de resfriamento após reajuste de parâmetros.

Além disso, durante os testes de alteração de parâmetros (fechamento do leito, temperatura de enformamento e ritmo de desenformamento), houve reposicionamento de ventiladores próximos ao leito, o que pode ter agravado o empenamento observado na Figura 31.

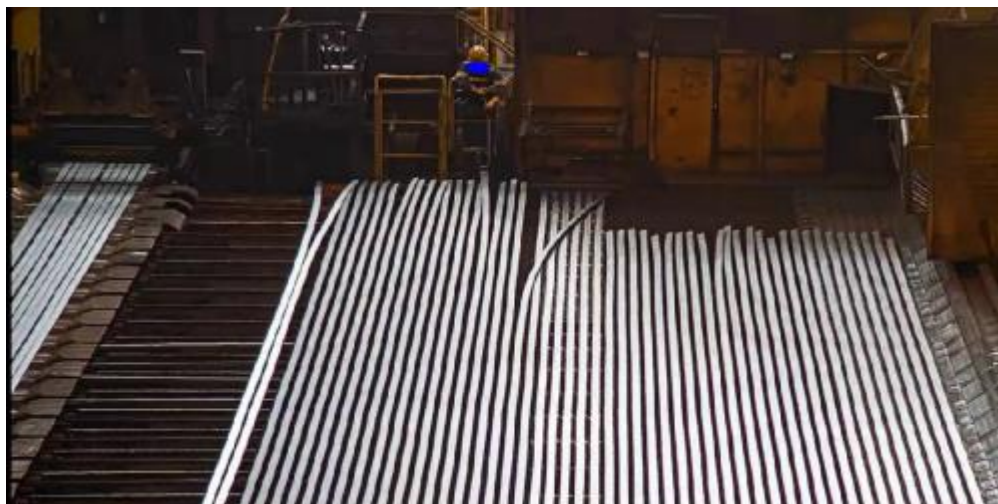


Figura 31 – Ilustração do leito de resfriamento indicando empenamento das barras.

Através da comparação de dados, foi possível perceber a redução de, pelo menos, 45°C na temperatura de chegada das barras no leito, com a redução de temperatura de enformamento e ritmo de desenformamento. Isso já indica diminuição do gradiente de temperatura nas barras, durante o resfriamento, reduzindo, assim, a tendência a formação de tensões internas no material.

5.2 Análise Química

Foram feitas três análises de composição química, por espectrômetro de emissão óptica, de cada uma das extremidades da barra, empenada e não empenada. Os resultados podem ser observados na Tabela 5 e Tabela 6.

Tabela 5 - Composição Química de três pontos da amostra não empenada.

	C	Mn	Si	P	S	Al
PONTO 1	0,322	1,357	0,226	0,020	0,007	0,040
PONTO 2	0,313	1,358	0,226	0,020	0,007	0,040
PONTO 3	0,314	1,354	0,224	0,019	0,007	0,041
MÉDIA	0,32	1,36	0,22	0,020	0,007	0,040

	Cr	Ti	B (ppm)	Cu	Ni	Mo
PONTO 1	0,249	0,032	27,2	0,013	0,015	0,002
PONTO 2	0,249	0,032	21,9	0,013	0,015	0,002
PONTO 3	0,248	0,032	24,0	0,012	0,014	0,002
MÉDIA	0,25	0,032	24,4	0,013	0,015	0,002

Tabela 6 - Composição Química de três pontos da amostra empenada.

	C	Mn	Si	P	S	Al
PONTO 4	0,319	1,378	0,255	0,006	0,002	0,054
PONTO 5	0,256	1,329	0,220	0,020	0,008	0,041
PONTO 6	0,306	1,317	0,219	0,019	0,008	0,041
MÉDIA	0,29	1,34	0,23	0,015	0,006	0,045

	Cr	Ti	B (ppm)	Cu	Ni	Mo
PONTO 4	0,249	0,035	18,9	0,015	0,012	0,001
PONTO 5	0,244	0,031	13,6	0,011	0,013	0,001
PONTO 6	0,243	0,030	20,0	0,011	0,013	0,001
MÉDIA	0,24	0,032	17,5	0,012	0,013	0,001

Através dos dados obtidos na análise, foi possível observar divergência no percentual de carbono comparado com a especificação técnica (Tabela 1) e no material laminado não empenado (Tabela 5). Observa-se que o material empenado (Tabela 6) se enquadra na especificação técnica da empresa (Tabela 1), enquanto o não empenado apresenta variação média de 0,006%. Entretanto, pode-se entender que a diferença na composição química não é significativa nas propriedades mecânicas do material.

5.3 Ensaio de Dureza Vickers

Os ensaios de dureza foram realizados nas pontas de cada amostra, assim como no centro delas, para que pudesse ser analisada variação de dureza ao longo da peça.

Os valores de dureza Vickers encontrados podem ser vistos na Tabela 7 e Tabela 8.

Tabela 7 – Valores de Dureza Vickers (HV) das amostras longitudinais.

(HV)		RetL1	RetL2	RetL4	EmpL1	EmpL2	EmpL4
PONTA 1	1	216	209	222	204	212	209
	2	214	214	227	200	217	216
	3	219	212	225	215	213	220
	4	220	224	228	219	210	225
	5	219	221	232	217	226	218
MEIO	1	213	212	223	220	210	225
	2	220	217	223	218	221	214
	3	222	221	225	219	222	223
	4	221	223	223	216	216	227
	5	225	215	223	218	220	226
PONTA 2	1	221	218	207	215	217	226
	2	219	226	211	214	226	216
	3	227	231	219	214	222	219
	4	224	226	224	221	208	217
	5	193	220	218	217	213	220
MÉDIA		218,2	219,3	222	215,1	216,9	220,1
DESVIO		4,91	5,05	4,40	3,84	4,81	4,21

Tabela 8 – Valores de Dureza Vickers (HV) das amostras transversais.

(HV)		RetT1	RetT3	EmpT1	EmpT3
PONTA	1	217	215	215	218
	2	215	222	215	217
	3	223	232	217	221
	4	219	232	223	221
	5	217	227	219	223
MEIO	1	222	194	223	228
	2	227	229	222	223
	3	224	220	218	222
	4	222	226	221	224
	5	222	221	220	223
CANTO	1	219	200	226	226
	2	231	218	221	229
	3	228	202	220	229
	4	234	220	220	223
	5	230	223	221	228
MÉDIA		223,3	222,7	220,1	223,7
DESVIO		4,53	8,62	2,20	2,93

(HV)		RetT2	EmpT2
CANTO 1	1	220	214
	2	227	215
	3	229	219
	4	228	223
	5	223	225
MEIO	1	220	206
	2	224	224
	3	218	218
	4	222	222
	5	224	224
CANTO 2	1	215	216
	2	213	217
	3	224	224
	4	228	216
	5	231	226
MÉDIA		223,1	219,3
DESVIO		4,06	4,42

Dentro dos valores médios encontrados nas amostras, pode-se determinar um desvio padrão de $\pm 2,6$ HV. Pode-se avaliar que essa variação não é considerada significativa, dentro de um mesmo material.

Ainda considerando o menor e maior valor obtido das análises, 193HV e 234HV respectivamente, não é possível considerar como grande variação de valores de dureza. Conforme diagrama TRC do aço 15B30 (Figura 12), utilizado como aproximação ao diagrama TRC do aço 15B29, os dois extremos equivalem aos valores de 193HB e 223HB, que são referentes à faixa em que a microestrutura existente é ferrita e perlita.

5.4 Análise de macroestrutura

As amostras que foram sujeitas ao ataque de ácido nítrico foram avaliadas em estéreo microscópio, para comparação de macroestruturas entre a parte empenada e não empenada.

A Figura 32 apresenta as análises das amostras retas, com diferentes aumentos, em que não é possível observar a presença de qualquer alteração estrutura do material.

Já na Figura 33, é possível observar a presença de trincas na amostra empenada, sem orientação preferencial, que ocorrem ao longo de toda a região da ponta da amostra.

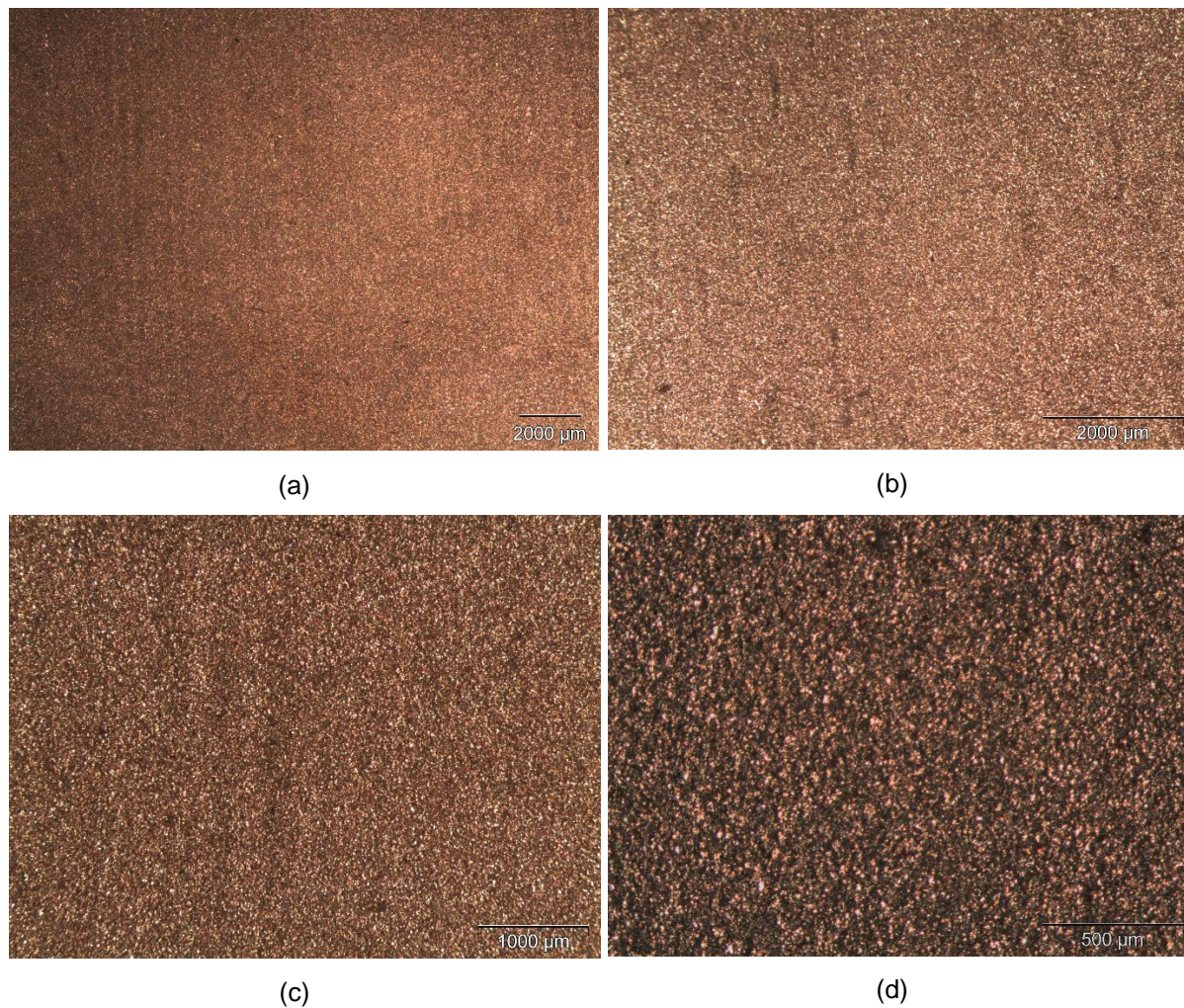


Figura 32 – Análise macroscópica por estéreo microscópio da amostra reta, com diferentes aumentos: (a) 0,7x, (b) 1,25x, (c) 2,5x e (d) 6,3x. Ataque: Nital 10%.

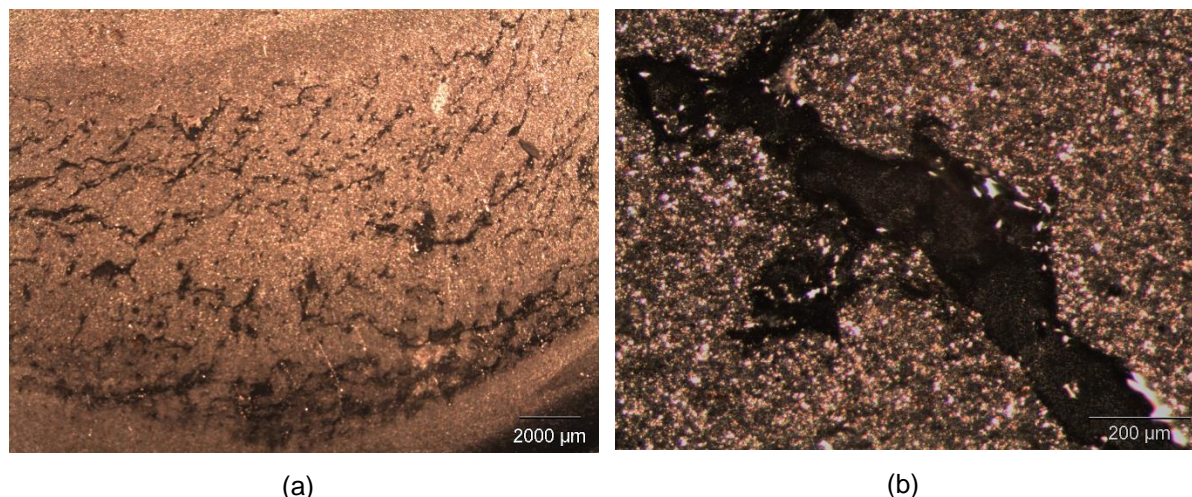


Figura 33 – Análise macroscópica por estéreo microscópio da ponta da amostra empenada. Observe-se a presença de trincas, com aumento: (a) 0,7x e (b) 11,5x. Ataque: Nital 10%.

As diferenças entre as amostras indicam a presença de tensões residuais na amostra empenada, conforme citado por Allen e Iano (2013), já que as trincas podem ser formadas, de maneira a aliviar tensões presentes no material, e que não foram eliminadas apenas com o empenamento da peça.

5.5 Análise de microestrutura

As amostras, após serem lixadas e polidas, foram atacadas com reagente, de forma a evidenciar as microestruturas presentes no material.

Através da Figura 34 e Figura 35, pode-se observar a presença de ferrita acicular e perlita fina, em todos os cortes. Além disso, não foi possível observar variação de microestrutura clara, de forma a caracterizar que a diferença de resfriamento ao longo da peça tenha gerado grandes variações, o que justificaria o empenamento, por variação de volume. Sendo assim, segundo Krauss (2005), a presença de tensões residuais no material é originada pela variação de resfriamento das peças, enquanto no leito de resfriamento. Como não foram observadas diferenças de fases ao longo das amostras, o empenamento pode ser explicado pelo resfriamento rápido na superfície da peça e mais lento no centro, gerando tensões ao longo do material. Essas se refletem na forma de empenamento e na existência de trincas, como visto na Figura 33.

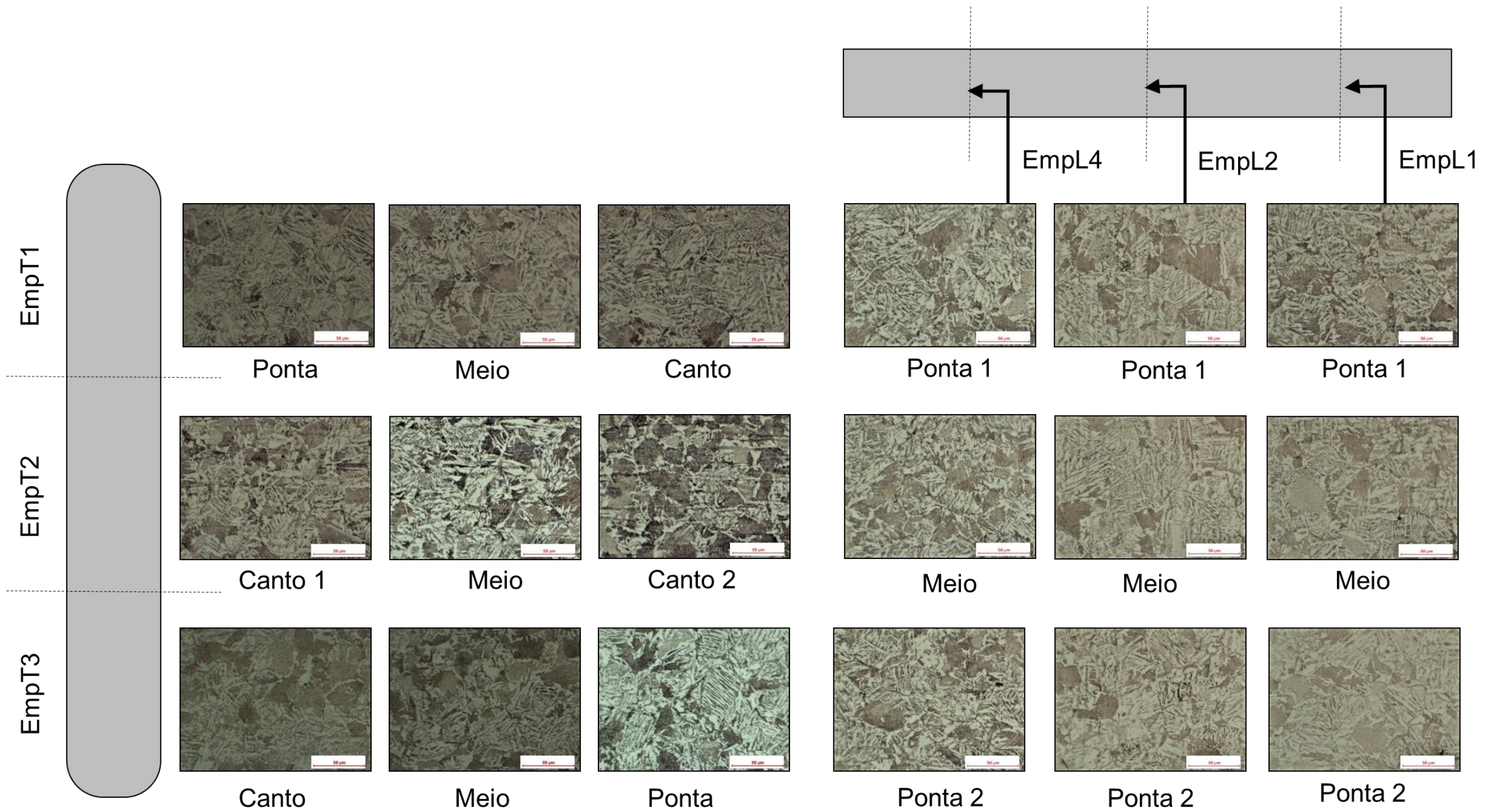


Figura 34 – Análise da microestrutura por microscopia óptica das amostras empenadas, longitudinal e transversal. Aumento: 500x. Ataque: Nital 2%.

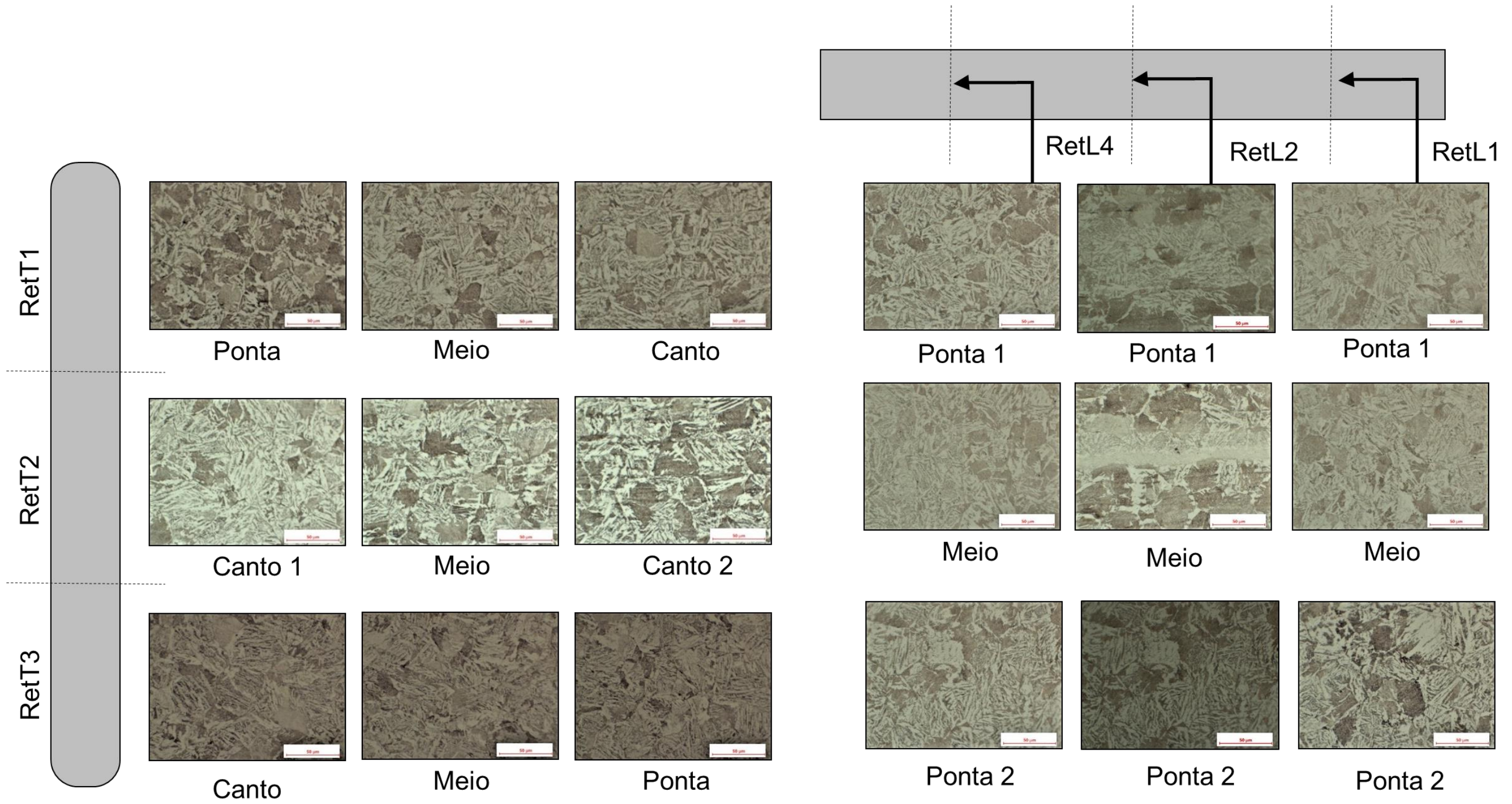


Figura 35 – Análise da microestrutura por microscopia óptica das amostras retas, longitudinal e transversal. Aumento: 500x. Ataque: Nital 2%.

6 CONCLUSÃO

As análises e ensaios realizados nesse trabalho proporcionaram resultados e correlações relevantes de modo a oferecer opções para reduzir o empenamento de barras chatas do aço SAE15B29 no leito de resfriamento. Os resultados indicam que os parâmetros de laminação das barras, que reduzem o empenamento desse tipo de material, devem ser: temperatura de enformamento constante máxima de 1100°C; taxa de desenformamento de 72 peças/hora e leito com o mínimo possível de correntes de ar, com coberturas laterais.

A análise do gradiente térmico das barras no leito de resfriamento, antes e depois dos ajustes de parâmetros, permitiu identificar que houve variação no comportamento do material, em relação aos defeitos gerados durante o processamento. Quando a taxa de resfriamento foi de 1,8°C/s, foi possível perceber redução significativa no empenamento das peças.

Através das análises de microestrutura, foi possível observar a presença de pequenas trincas na peça empenada, indicando o alívio de tensões residuais no material, enquanto a não empenada apresentava tal problema.

Segundo as análises de composição química, não foi possível evidenciar diferenças significativas ao longo das amostras empenadas e não empenadas, indicando a homogeneidade do material. Não sendo, assim, causa que justifique o empenamento das peças.

Nos ensaios de dureza, os valores encontrados variaram entre 193 e 234HV, indicando, no diagrama TRC (Figura 12), taxas de resfriamento entre 1 e 3°C/s aproximadamente. Verificada a dureza, com a possível microestrutura esperada, quando comparado com o mesmo diagrama, esperava-se encontrar é ferrita, perlita e pouca bainita (234 HV).

Já na análise da microestrutura, não foi possível encontrar variações significativas em ambas às amostras (empenada e não empenadas). As análises apresentaram perlita fina, ferrita acicular e alguma bainita. Isso indica que, embora a taxa de resfriamento não tenha possibilitado a formação de martensita α' e quantidades apreciáveis de bainita, foi capaz de gerar microestruturas de morfologia acicular sugerindo resfriamento rápido.

6.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Avaliação dos parâmetros adequados de laminação para outras bitolas laminadas do aço SAE 15B29.

- Avaliação da influência dos parâmetros externos à laminação como temperatura ambiente, velocidade do vento e umidade para evitar ou diminuir o empenamento do material.

- Avaliar o comportamento do aço SAE 15B29 em ensaios de dilatométrica.

- Avaliar diferenças de comportamentos mecânicos entre os aços SAE 15B29 e SAE 15B30.

REFERÊNCIAS

CALLISTER, William D. Jr; RETHWISCH, David G. Diagrama de Fases. In: CALLISTER, William D. Jr; RETHWISCH, David G. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais**. 8. ed. Rio de Janeiro: LCT, 2010. cap. 9, p. 281-330.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2012. 599 p.

ZORIN, A.I et al. Production of Boron-Bearing Grades of Steel with a Regulated Sulfur Content at the Chelyabinsk Metallurgical Plant. **Mettalurgist**, [S.l.], v. 49, p. 34, jan. 2005.

MAALEKIAN, Mehran. **The Effects of Alloying Elements on Steel (I)**. 2007. Disponível em: <https://online.tugraz.at/tug_online/voe_main2.getvolltext?pCurrPk=32837>. Acesso em: 10 nov. 2018.

AKSELSEN, O.M; GRONG, O.; KVAALE, P.E. A Comparative Study of the Heat Affected Zone (HAZ) Properties of Boron Containing Low Carbon Steels. **Mettalurgical Transactions A**, Noruega, v. 17A, p. 1529-1536, set. 1986.

LU, Yu. **Effect of Boron on Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon Microalloyed Steel**. 2007. 114 p. Tese (Mestrado em Engenharia) - McGill University, Canadá, 2007. Disponível em: <http://digitool.library.mcgill.ca/webclient/StreamGate?folder_id=0&dvs=1541900638679~613>. Acesso em: 10 nov. 2018.

KRAUSS, George. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**. 6. ed. Estados Unidos: ASM International, 2000. 497 p.

CASARIN, Samuel Jose. **Caracterização da temperabilidade de um aço C-Mn microligado ao boro, através de dilatométrica e curvas de transformações de fases por resfriamento contínuo**. 1996. 201 p. Tese (Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Carlos, 1996. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/88/88131/tde-29012010-160947/pt-br.php>>. Acesso em: 10 nov. 2018.

KHIYON, Mohammad Raffik Bin; SALLEH, Salwani Mohd. **Effect of heat-treatment on the hardness and mechanical properties of Boron Alloyed Steel**. In: AiGEV, 2016, Malásia: EDP Sciences, 2017. p. 1-6. Disponível em: <<https://www.matec->

conferences.org/articles/matecconf/pdf/2017/04/matecconf_aigev2017_01014.pdf>.

Acesso em: 11 nov. 2018.

COSTA E SILVA, André Luiz V. da; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. 3. ed. Sumaré: Blucher, 2010. 512 p.

THELNING, Karl-Erik. **Steel and its Heat Treatment: Bofors Handbook**. 3. ed. Suécia: Butterworths, 1981. 563 p.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008. 672 p.

BRESCIANI FILHO, Ettore et al. **Conformação Plástica dos Metais**. 2011. Disponível em: <<http://www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf>>. Acesso em: 11 nov. 2018.

CUNHA, Daniella de Sousa. **Desenvolvimento de Fio Máquina para a Fabricação de Arames para Soldagem MIG com Características Adequadas ao Processo de Descarepação Mecânica**. 2007. 57 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

RIZZO, Ernandes Marcos da Silveira. **Processos de Laminação de Produtos Longos de Aço**. 1. ed. São Paulo: ABM, 2010. 255 p.

SOUZA, Henor Artur de et al. Determinação do coeficiente convectivo na convecção natural sobre superfícies verticais como objeto educacional de engenharia. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE EDUCAÇÃO EM ENGENHARIA, 41., 2013, Gramado. **Anais...** Gramado: Abenge, 2013. Disponível em: <http://www.fadep.br/engenharia-eletrica/congresso/pdf/117917_1.pdf>. Acesso em: 17 dez. 2018.

SOUZA, José Leôncio Fonseca de. **Modelagem Matemática do Resfriamento de Tubos em Leito Contínuo**. 2007. 157 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

RIZZO, Ernandes Marcos da Silveira. **Processos de laminação dos aços: uma introdução**. 1. ed. São Paulo: ABM, 2007. 254 p.

ANDRÉS, C. García de et al. Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels. **Materials Characterization**, Espanha, v. 48, p. 101-111, maio. 2002.

PRETI, Itamar. **Estudo do Efeito das Temperaturas de Austenitização e de Revenido na Resistência e Tenacidade do Aço SAE 15B30**. 2008. 100 p. Dissertação (Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2008.

ALLEN, Edward; IANO, Joseph. Madeira. In: ALLEN, Edward; IANO, Joseph. **Fundamentos da Engenharia de Edificações**. 5. ed. São Paulo: Bookman, 2013. cap. 3, p. 97.

TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T. **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**. 1. ed. Estados Unidos: ASM International, 2002. 478 p.

KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure and Performance**. 1. ed. Estados Unidos: ASM International, 2005. 602 p.

MANTOVANI, Evandro Chartuni. **Acompanhe a evolução dos implementos agrícolas**. 1987. Disponível em: <<https://www.alice.cnptia.embrapa.br/bitstream/doc/476945/1/Maquinasimplementos.pdf>>. Acesso em: 11 nov. 2018.

PARMA, Georg. **MBW® – Mangan-Bor-Stahl zum Warmumformen**. 2018. Disponível em: <<https://www.thyssenkrupp-steel.com/de/produkte/feinblech-oberflaechenveredelte-produkte/mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/mbw-mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/>>. Acesso em: 11 nov. 2018.

HOFFMANN, Rodolfo. **Análise de regressão: uma introdução à econometria**. 5. ed. Piracicaba: Hucitec, 2016. 393 p. Disponível em: <<http://www.livrosabertos.sibi.usp.br/portaldelivrosUSP/catalog/download/73/64/310-1?inline=1>>. Acesso em: 19 nov. 2018.