



Universidade Federal do Ceará
Centro de Tecnologia
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica
Trabalho Final de Curso

Mozart Queiroz Neto

**Caracterização microestrutural de diferentes bitolas do aço CA-50 com
composição química definida**

Fortaleza

2011

Mozart Queiroz Neto

**Caracterização microestrutural de diferentes bitolas do aço CA-50 com
composição química definida**

Trabalho final de curso apresentado ao
curso de engenharia metalúrgica da
Universidade Federal do Ceará, como requisito
parcial à obtenção do título de bacharel.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Fortaleza

2011

Formulário de avaliação do trabalho final de curso

<u>Nome completo do discente:</u> MOZART QUEIROZ NETO
<u>Nome completo do orientador:</u> HAMILTON FERREIRA GOMES DE ABREU
<u>Título do trabalho:</u> CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE DIFERENTES BITOLAS DO AÇO CA-50 COM COMPOSIÇÃO QUÍMICA DEFINIDA

Banca Examinadora	
	MÉDIA
Prof. Dr. HAMILTON FERREIRA GOMES DE ABREU	
Prof. Dr. ELINEUDO PINHO DE MOURA	
Prof. M.Sc WILLYS MACHADO	
MÉDIA FINAL	

Fortaleza, 09 de Dezembro de 2011

Dr. HAMILTON FERREIRA GOMES DE ABREU

Dr. ELINEUDO PINHO DE MOURA

M.Sc WILLYS MACHADO

*"Comece fazendo o que é necessário, depois o que é possível,
e, de repente, você estará fazendo o impossível."*

São Francisco de Assis

Este trabalho é dedicado à minha mãe, Francisca Ila Mendonça; à minha avó, Rita Leandro de Mendonça e à minhas tias, Antônia Cláudia Mendonça Souza, Maria Verbene Mendonça Cunha e Maria Socorro Mendonça, a quem devo minha educação.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que me deu o dom da vida.

Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela amizade, pela orientação e por proporcionar o crescimento e aprendizado no estudo técnico. Sem a orientação deste, seria impossível o êxito no trabalho.

Ao amigo e ex-professor Dr. Alex Maia do Nascimento, que teve papel fundamental, no qual contribuiu com sugestões, ideias, material de pesquisa e palavras de motivação, mesmo estando à longa distância.

Ao laboratório de caracterização de materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará por ceder os equipamentos necessários para a realização do trabalho.

Aos companheiros de faculdade Gilberto Pereira, Emanuel Seixas, Francisco Diego, Lucas Thé, Leonardo Martins, Nathanael Wagner, Nathalia Figueredo, Jardel Belo, Mirela Oliveira, Neuman Viana, Francisco Edval, Helilton Lima, Rômulo Souza, Ronald Alexandre, Ítalo Martins, Genilson Júnior, Ítalo Costa, Mateus Alves, Nocy Alves, Thiago Ferreira, João Rodrigues, Frank Webston, Paulo Marcelo, Francisco Hélio, Leonardo Rodrigues, Thiago Menezes, Fernando Viana, Akassio Correia, Raphael Mendes, Marcio Lôbo, Marcio Gazelli, Ed Menezes, Igor Guimarães, Alexandre Costa, Rodrigo Ramos, Thiago Pontes, Émerson Miná e Reinaldo Azevedo pela colaboração, sugestões e, principalmente, pelo companheirismo ao longo desse caminho trilhado durante 5 anos.

Aos colegas de trabalho Geraldo Salatiel, Valmir Carvalho, Victor Torquato, João Filipe Nóbrega, Artur Porto, Eric Saintrain, Francisco Adriano, Francisco de Assis, Silvelino Santos e José Nilson pelo apoio durante a execução do trabalho.

Ao Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM) do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia (IFCE) do Ceará e ao professor M.Sc. Willys Machado pelo apoio no trabalho.

À minha mãe, Francisca Ila Mendonça; à minha avó, Rita Leandro de Mendonça e à minhas tias, Antônia Cláudia Mendonça Souza, Maria Verbene Mendonça Cunha e Maria Socorro Mendonça e a Niele Viana Cunha pelo apoio e pelas palavras de conforto nas horas de esmorecimento.

RESUMO

A produção de barras utilizadas na construção civil pode ser realizada por dois métodos: thermex ou tempcore e resfriamento ao ar. Dependendo do tipo de processo que se use, o aço produzido deverá atingir as mesmas propriedades mecânicas exigidas.

Pelo processo thermex, a barra de aço é submetida a um brusco resfriamento superficial, através do contato da água com a barra de aço em um curto intervalo de tempo, logo após a energia térmica interna contida é usada para o processo posterior de revenido, dando origem a microestruturas diversas que terão sua parcela nas propriedades mecânicas exigidas para o aço.

No presente trabalho usou-se de técnicas de caracterização microestrutural de materiais para analisar as transformações ocorridas na barra de aço CA-50 com composição química definida de acordo com a variação do seu diâmetro (bitola).

Palavras chaves: Produção de vergalhão, barra de aço CA-50, thermex, tempcore, MEV, EBSD, textura, microdureza, thermo-calc, SAE 1028.

ABSTRACT

The production of bars used in construction can be accomplished by two methods: thermex or tempcore and cooling air. Depending on the type of process that you use, the steel production will reach the same mechanical properties required.

In the thermex process, the steel bar is subjected to sudden cooling surface, because the water contact with the steel bar in a short time interval, after the thermal energy contained inside is used for the subsequent process of tempering, resulting in different microstructures that have their share in the mechanical properties required for steel.

In the present work was used for microstructural characterization techniques to analyze the material transformations in the steel bar CA-50 chemically defined according to the variation of the diameter (gauge).

Keywords: Production of rebar, steel bar CA-50, THERMEX, tempcore, SEM, EBSD, texture, microhardness, thermo-calc, SAE 1028.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Configuração geométrica com nervuras transversais, adaptada.	15
Figura 2 – Gráfico tensão x deformação.	16
Figura 3 – Cilindro fixo.	17
Figura 4 – Formatos usados para obter o vergalhão.	18
Figura 5 – Laminador trio.	18
Figura 6 – Processo de obtenção do aço.	19
Figura 7 – Tubos do Thermex.	22
Figura 8 – Microestruturas de um vergalhão submetido ao themex adaptada.	23
Figura 9 – Diagrama ferro – cementita, adaptado.	24
Figura 10 – Estrutura perlítica, adaptado.	25
Figura 11 – Estrutura bainítica.	26
Figura 12 – Matensita.	26
Figura 13 – Curva TTT de um aço eutetóide adaptada.	27
Figura 14 – Curva de resfriamento para a obtenção de martensita e martensita revenida.	30
Figura 15 – Macrografia do vergalhão de bitola 8 mm.	38
Figura 16 – Macrografia do vergalhão de bitola 10 mm.	38
Figura 17 – Macrografia do vergalhão de bitola 12,5 mm.	38
Figura 18 – Macrografia do vergalhão de bitola 16 mm.	38
Figura 19 – Macrografia do vergalhão de bitola 20 mm.	39
Figura 20 – Macrografia do vergalhão de bitola 25 mm.	39
Figura 21 – Identificação das camadas 1, 2, 3 e 4.	40
Figura 22 – Identificação das camadas 1 e 2 – Bitola 8mm.	40
Figura 23 – Bitola 8 mm com camadas identificadas pelo SVRNA.	42
Figura 24 – Bitola 16 mm com camadas identificadas pelo SVRNA.	42
Figura 25 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 8 mm.	42
Figura 26 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 10 mm.	42
Figura 27 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 12,5 mm.	42
Figura 28 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 16 mm.	42
Figura 29 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 20 mm.	42

Figura 30 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 25 mm.	42
Figura 31 – Microestrutura, obtidas por microscópio óptico 500X de aumento, das camadas 1 e 2 do vergalhão de bitola 8 mm.	44
Figura 32 – Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500X de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 10 mm.	45
Figura 33 – Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 12,5 mm.	46
Figura 34 – Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 16 mm.	47
Figura 35 – Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 20 mm.	48
Figura 36 – Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 25 mm.	49
Figura 37 – Microestrutura, obtidas por MEV, das camadas 1 e 2 do vergalhão de bitola 8 mm.	51
Figura 38 – Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 10 mm.	52
Figura 39 – Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 12,5 mm.	53
Figura 40 – Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 16 mm.	54
Figura 41 – Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 20 mm.	55
Figura 42 – Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 25 mm.	56
Figura 43 – Microdureza do vergalhão de bitola 8 mm.	57
Figura 44 – Microdureza do vergalhão de bitola 10 mm.	58
Figura 45 – Microdureza do vergalhão de bitola 12,5 mm.	58
Figura 46 – Microdureza do vergalhão de bitola 16 mm.	58

Figura 47 – Microdureza do vergalhão de bitola 20 mm.	59
Figura 48 – Microdureza do vergalhão de bitola 25 mm.	59
Figura 49 – Diagrama quantidade de fases do aço SAE 1028.	61
Figura 50 – Orientação dos grãos da camada 1 (martensita) da bitola de 8 mm.	62
Figura 51 – Contornos de grãos da martensita da bitola de 8 mm.	62
Figura 52 – Orientação dos grãos da camada 2 (bainita) da bitola de 8 mm.	62
Figura 53 – Contornos de grãos da bainita da bitola de 8 mm.	62
Figura 54 – Orientação dos grãos da camada 3 (perlita e ferrita) da bitola de 8 mm.	63
Figura 55 – Contornos de grãos da perlita e ferrita da bitola de 8 mm.	63
Figura 56 – Orientação dos grãos da camada 1 (martensita) da bitola de 20 mm.	64
Figura 57 – Contornos de grãos da martensita da bitola de 20 mm.	64
Figura 58 – Orientação dos grãos da camada 2 (bainita) da bitola de 20 mm.	64
Figura 59 – Contornos de grãos da bainita da bitola de 20 mm.	64
Figura 60 – Orientação dos grãos da camada 3 (perlita e ferrita) da bitola de 20 mm.	65
Figura 61 – Contornos de grãos da perlita e ferrita da bitola de 20 mm.	65
Figura 62 – Figura de pólo inversa da camada 1.	66
Figura 63 – Figura de pólo inversa da camada 2.	66
Figura 64 – Figura de pólo inversa da camada 3.	66
Figura 65 – Figura de pólo inversa da camada 4.	66
Figura 66 – FDOC da camada 1.	67
Figura 67 – FDOC da camada 2.	67
Figura 68 – FDOC da camada 3.	67
Figura 69 – FDOC da camada 4.	67
Figura 70 – Comparativo entre limite de escoamento entre o aço SAE 1028 e SAE 1020.	68
Figura 71 – Comparativo entre limite de resistência entre o aço SAE 1028 e SAE 1020.	70
Figura 72 – Comparativo entre a relação de LE/LR dos aços 1028 e 1020.	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas exigíveis de barras e fios de aço destinados a armaduras para concreto armado.	16
Tabela 2 – Composição química do material trabalho.	35
Tabela 3 – Comparativo entre equação 1 e SVRNA.	43
Tabela 4 – Composição química do aço SAE 1020.	69

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
	2.1 Barra CA 50	15
	2.2 Propriedades Mecânicas	15
	2.3 Obtenção de barras	17
	2.4 Tipos de Barras CA 50 existentes	19
	2.5 Limitação das barras e rolos CA-50	20
	2.6 Tempcore	20
	2.7 Fases no aço	23
	2.8 Curvas TTT	27
	2.9 Têmpera	28
	2.10 Revenido	29
	2.11 Elementos de liga	30
	2.12 Textura	32
3	OBJETIVOS	34
	3.1 Gerais	34
	3.2 Específicos	34
4	METODOLOGIA	35
	4.1 Materiais	35
	4.2 Equipamentos	35
	4.3 Procedimentos	36
	4.4 Micrografia e macrografia	36
	4.5 MEV e EBSD	36
	4.6 Microdureza	36
	4.7 Thermo-calc	37
	4.8 Difração de raios-X	37
	4.9 Comparativo de limite de escoamento (LE) e de ruptura (LR) entre dois aços	37
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
	5.1 Macrografia	38
	5.2 Micrografia	44
	5.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	51

5.4 Microdureza	57
5.5 Thermo-calc	60
5.6 Difração de elétrons retro espalhados (EBSD)	61
5.7 Difração de raios-X	66
5.8 Comparativo dos limites de escoamento (LE) e de resistência (LR) entre o aço SAE 1028 e SAE 1020	68
6 CONCLUSÃO	71
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	73

1 INTRODUÇÃO

O setor siderúrgico brasileiro a cada ano sofre forte crescimento devido ao alto consumo de aço. Este consumo é mantido por vários ramos, que vão desde o automobilístico até o agrícola. Porém, um dos maiores consumidores de aço no país é o ramo da construção civil devido ao grande crescimento do poder de aquisição da população para compra de imóveis e a obras devido a grandes eventos que ocorrerão no país.

O produto fornecido a empreiteiras e construtoras é o vergalhão, que possui diversos tamanhos de comprimento, diâmetro de bitola e composição química variada. De acordo com o seu uso, o vergalhão pode ser produzido e submetido a tratamentos térmicos diversos, o que dará a característica final ao produto como solicitado.

Cada vergalhão, dependendo da forma que foi produzido e de sua composição química, terá características intrínsecas que podem ser identificadas por meio de ensaios laboratoriais. Essas características são importantes para o conhecimento técnico do produto, para visualizar oportunidades de melhoria no produto e para identificar o devido uso deste, sem que ocorram perdas.

Para este trabalho foi utilizado vergalhões CA-50 baixo carbono de bitolas variadas (8 mm, 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm) de uma mesma composição química e fabricados pelo mesmo processo de laminação.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Barra CA 50

De acordo com a norma ABNT NBR 7480:2007, classificam-se como barras os produtos de diâmetro nominal 6,3 mm ou superior, obtidos exclusivamente por laminação a quente sem processo posterior de deformação mecânica. Já fios são classificados aqueles de diâmetro nominal 10,0 mm ou inferior, obtidos a partir de fio-máquina por trefilação ou laminação a frio [1].

Em relação ao valor característico da resistência de escoamento, as barras de aço são classificadas nas categorias concreto armado (CA) CA-25 e CA-50, e os fios de aço na categoria CA-60 [1].

As barras destinadas para concreto armado apresentam homogeneidade quanto às suas características geométricas, ou seja, possuem nervuras transversais oblíquas e o eixo dessas nervuras forma com a direção do eixo da barra um ângulo entre 45° e 75°. As nervuras têm o papel de impedir que a barra gire dentro do concreto. As barras possuem 12 metros de comprimento. A figura 1 mostra a configuração geométrica referida [1].

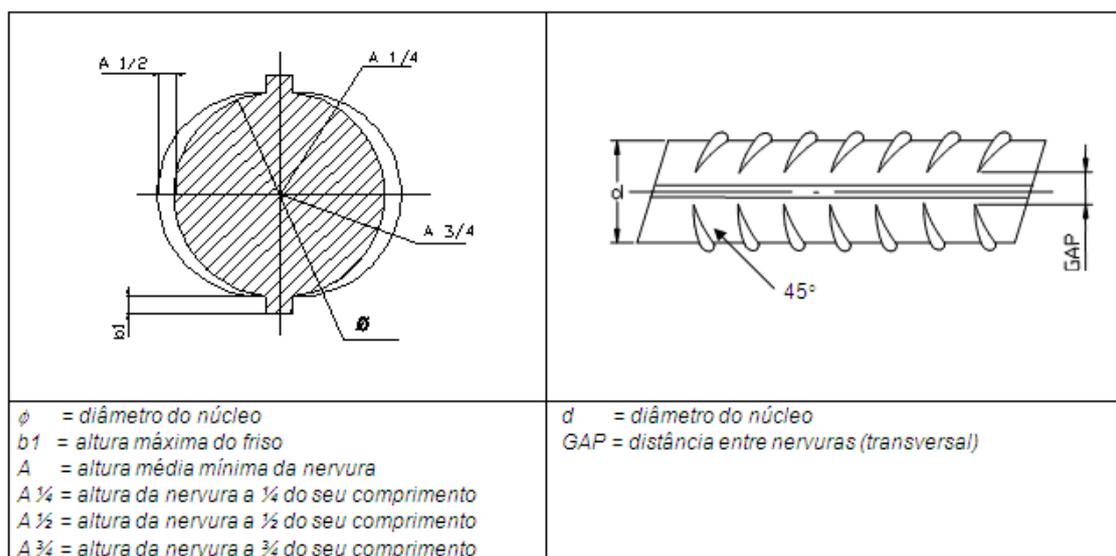


Figura 1 – Configuração geométrica com nervuras transversais, adaptada [1].

2.2 Propriedades Mecânicas

O ensaio de tração é um dos ensaios mais utilizados na determinação das propriedades mecânicas da maioria dos materiais. No ensaio de tração, um corpo de prova com formas e dimensões padronizadas é submetido a uma

força de tração uniaxial que tende a esticá-lo ou alongá-lo. Em geral, o ensaio é realizado até a ruptura do corpo de prova. O ensaio gera um gráfico, que mostra a relação de tensão com deformação – Gráfico tensão x deformação, que é mostrado na figura 2 [2].

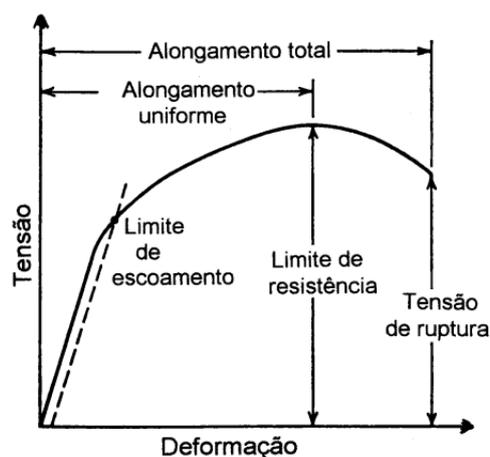


Figura 2 – Gráfico tensão x deformação [2].

Os requisitos de propriedade mecânica para as barras e fios usados em concreto armado são mostrados na tabela 1.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas exigíveis de barras e fios de aço destinados a armaduras para concreto armado [1].

Categoria	Valores mínimos de tração				Ensaio de dobramento a 180 °		Aderência	
	Resistência característica de escoamento ^a f_{yk} MPa ^e	Limite de resistência ^b f_{st} MPa ^e	Alongamento após ruptura em 10Φ ^c A %	Alongamento total na força máxima ^d A_{gt} %	Diâmetro do pino mm		Coeficiente de conformação superficial mínimo η	
					$\phi < 20$	$\phi \geq 20$	$\Phi < 10 \text{ mm}$	$\Phi \geq 10 \text{ mm}$
CA-25	250	$1,20 f_y$	18	-	2 ϕ	4 ϕ	1,0	1,0
CA-50	500	$1,08 f_y$	8	5	3 ϕ	6 ϕ	1,0	1,5
CA-60	600	$1,05 f_y^f$	5	-	5 ϕ	-	1,0	1,5

A relação entre o limite de resistência (LR) e o limite de escoamento (LE) deve ser de 1,08 para barras CA 50 [1].

2.3 Obtenção de barras

O procedimento de conformação mecânica de obtenção de vergalhões é chamado de laminação. Laminação consiste na passagem de uma peça entre dois cilindros que giram de forma a reduzir a área de sua seção transversal. No caso de placas e chapas, o processo é bastante semelhante ao estiramento por forjamento, apresenta bom controle dimensional e produtividade muito maior devido à sua continuidade [3].

As ferramentas utilizadas (cilindros) giram na mesma velocidade periférica da peça a ser laminada, mas em sentido contrário. Tendo o corpo da peça inicial uma dimensão maior do que a distância entre as superfícies laterais dos cilindros, ele sofre uma deformação plástica na passagem entre os cilindros que resulta na redução de sua seção transversal e no aumento do seu comprimento e largura [4].

Durante o processo raramente passa-se o material somente uma vez entre os cilindros ou rolos de laminação, pois a redução de área almejada normalmente não pode ser conseguida em um só passe [3].

A passagem da peça pelos cilindros ocorre através da ação da força de atrito que atua na superfície de contato entre as peças e o cilindro. Essa força é proporcional ao coeficiente de atrito entre a peça e o cilindro e à força normal na superfície de contato [4].

Quando o equipamento de laminação consiste em somente um conjunto de cilindros, pode-se conseguir dar sequenciamento à produção da seguinte maneira: variando a distância entre os cilindros de trabalho (laminadores reguláveis durante a operação) ou mantendo essa distância fixa (laminadores fixos durante a operação) e variando o diâmetro do cilindro ao longo de seu comprimento, o que equivale a variar a abertura entre estes cilindros. Para altas produções utiliza-se de um equipamento que trabalha o material sucessiva e simultaneamente, este se chama de laminador ou trem contínuo. A figura 3 mostra um cilindro de um laminador fixo. A figura 4 ilustra as formas possíveis utilizadas para trabalhar o produto até chegar à forma final do vergalhão [3].

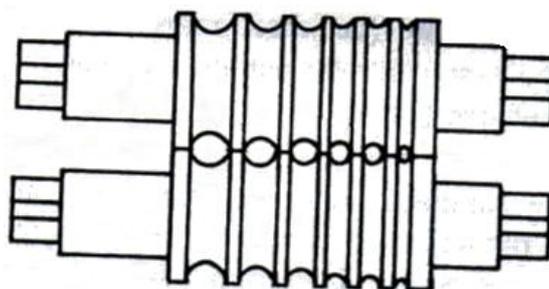


Figura 3 – Cilindro fixo [4].

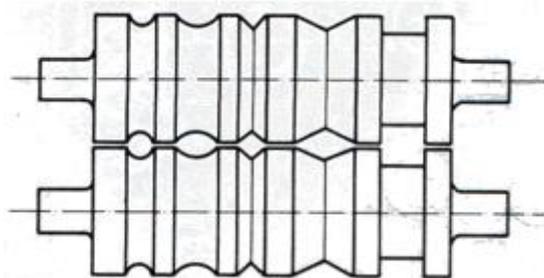


Figura 4 – Formatos usados para obter o vergalhão [3].

Utilizam-se variadas disposições de cilindros na laminação; o mais simples é constituído por dois cilindros de eixo horizontal, colocados verticalmente um sobre o outro. Este tipo de equipamento é chamado laminador duo, e pode ser reversível (inverter sentido de giro ou não). No laminador trio, os cilindros sempre giram no mesmo sentido. Porém, o material pode ser laminado nos dois sentidos, passando-o alternadamente entre o cilindro superior e o intermediário e entre o intermediário e o inferior. A figura 5 mostra o laminador trio [3].

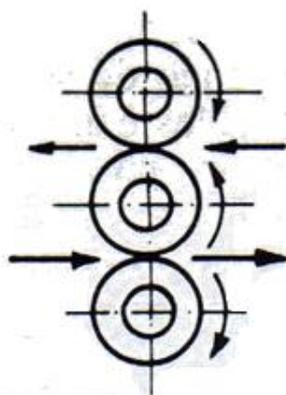


Figura 5 – Laminador trio [3].

O processo de laminação pode ser conduzido a frio ou a quente, dependendo das dimensões e da estrutura do material da peça especificada para o início e final do processamento [4].

Na laminação a quente a peça inicial é comumente um lingote fundido obtido de lingotamento convencional, ou uma placa ou tarugo processado previamente em lingotamento contínuo. A peça intermediária e final assume, após diversos passes pelos cilindros laminadores, as formas de perfis diversos ou de placa e chapas. A temperatura de trabalho se situa acima da temperatura de recristalização do metal da peça, a fim de reduzir a resistência à deformação plástica em cada passagem e permitir a recuperação da estrutura do metal, evitando o encruamento para os passes subsequentes [4].

Orowan sugeriu que, para uma dada velocidade de laminação, a temperatura no qual o processo de laminação pode ser considerado a quente é da ordem da temperatura de recristalização do metal, entre $2/3$ e $3/4$ da temperatura absoluta de fusão [3].

A sequência e o número de etapas de laminação dependem das condições iniciais da peça (forma e natureza) e das condições finais especificadas (dimensões, formas, acabamento superficial, propriedades mecânicas e metalúrgicas) [4].

Na figura 6 pode-se observar todo o processo de fabricação, até a obtenção do vergalhão.

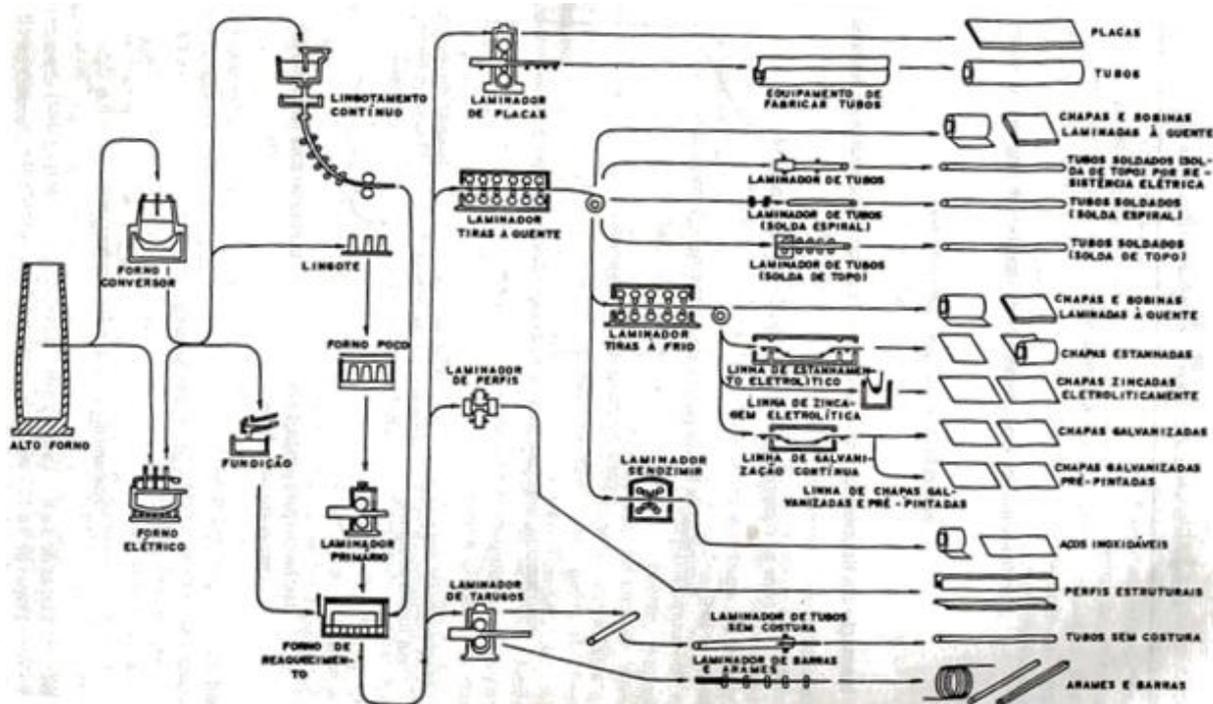


Figura 6 – Processo de obtenção do aço [4].

2.4 Tipos de Barras CA 50 existentes

As barras de CA 50 são distribuídas em dois tipos ao mercado: reto e em rolos. As barras são cortadas por uma tesoura mecânica, ou seguem para uma bobinadeira para a formação dos rolos [1, 5].

CA 50 reto: são fornecidas barras repartidas em lotes e identificadas com o peso total de 30 toneladas. CA 50 em rolos: A barra não é cortada no tamanho comercial e são formados rolos de 30 toneladas. É fornecida desta maneira porque existem atividades que não usam o vergalhão de um tamanho único, necessitando fazer cortes de tamanhos diferentes.

2.5 Limitação das barras e rolos CA-50

O processo de fabricação do CA-50 soldável consiste, basicamente, do resfriamento controlado utilizando água na superfície do material durante a laminação. Enquanto no processo de fabricação do CA-50 não soldável é aplicado o processo de resfriamento ao ar [6].

Os rolos podem ser comercializados neste formato, ou destinados às endireitadeiras, onde são transformados em barras retas posteriormente comercializadas em feixes retos ou dobrados. No caso de barras de aço, estas seguem para o leito de resfriamento, onde perdem o calor naturalmente, em contato com o ar do ambiente [5].

O Carbono equivalente do CA-50 soldável é aproximadamente $2/3$ do Carbono equivalente do CA-50 convencional. No desenvolvimento do CA-50 soldável em rolos a principal dificuldade a vencer é o bobinamento do material imediatamente após o processo de resfriamento em água, uma vez que, após este resfriamento, a dureza do material fica aumentada, dificultando o bobinamento [6].

Esta dificuldade também cresce à medida que a bitola aumenta. O limite atual para a produção de CA-50 soldável em rolos convencionais é a bitola 12,5 mm. A bitola de 16 mm é produzida em rolos, porém com aço não soldável [6].

A produção de CA-50 soldável na bitola 16,0 mm em rolo é possível com a adição de elementos de liga no aço, o que eleva o custo de fabricação do produto [6].

As bitolas de CA-50 acima de 16,0 mm não são produzidas em rolo no Brasil. A fabricação é exclusivamente via “leito de resfriamento” e a maioria dos fabricantes utiliza o processo de resfriamento em água [6].

Barras retas soldáveis são produzidas no Brasil, já aço soldável em rolos é produzido apenas bitolas até 12,5 mm e barras não soldáveis em rolos são produzidas até as bitolas de 16 mm [6].

2.6 Tempcore

Tempcore e Thermal wave experiment (thermex), é o nome dado ao processo de produção de barras de aço de reforço para utilização em concreto armado, que visa à obtenção de alto limite de escoamento para o aço [7].

Os dois processos citados acima são idênticos no conceito, nas instalações usadas e no fenômeno produzido e difere-se em detalhes construtivos e de processos [8].

Aços reforçados naturalmente ou aços microligados apresentam uma microestrutura uniforme em toda sua seção transversal. Os aços microligados não são comuns pelo seu alto custo. Já os aços para reforços produzidos pelo processo thermex são amplamente utilizados. Estes aços apresentam em sua seção transversal mais de uma microestrutura [9].

A designação Tempcore foi adotada porque o processo se baseia da seguinte forma: ocorre o revenido de uma camada superficial que foi previamente temperada, sob o efeito do calor fornecido pelo núcleo da barra [10].

Este processo acontece em três estágios. O primeiro estágio acontece quando produtos laminados a quente são temperados a água. Ao final desta operação, a barra contém um núcleo de estrutura austenítica rodeado por uma camada composta de uma mistura de austenita e martensita [7].

A barra passa pelo interior dos tubos do sistema, em contato com água, sofrendo um rápido e intensivo resfriamento da sua superfície. Nessas condições, a estrutura de uma camada superficial da barra sofre transformação de austenita para martensita. O núcleo apresenta o resfriamento mais lento mantendo sua estrutura autenitica [8].

No segundo estágio, a barra deixa a área de resfriamento drástico e é exposta ao ar. O núcleo reaquece a camada temperada por condução. Como resultado disto, a martensita formada no primeiro estágio sofre um auto-revenido. A taxa de resfriamento neste estágio é a mesma em toda a seção da barra [7, 8].

A terceira etapa é iniciada quando a barra passa pelo leito de resfriamento. O resfriamento é realizado ao ar a uma velocidade menor que a velocidade da primeira etapa. Esta etapa consiste de uma transformação isotérmica da austenita remanescente. O produto desta transformação é uma mistura de ferrita e perlita ou ferrita, perlita e bainita dependendo da

composição do aço, do diâmetro da barra, da duração da tempera e da eficiência do processo [7, 8].

Esse processo utiliza tubos de resfriamento que são constituídos tubos de forma modular ou fixa (tempcore ou thermex), variando suas características e dimensões em função da faixa de bitola de vergalhão laminado, da velocidade de saída do laminador, da temperatura das barras laminadas, vazão de água disposta, assim como outros fatores [8].

A figura 7 mostra os tubos do Thermex.



Figura 7 – Tubos do Thermex [11].

As propriedades podem ser variadas, escolhendo corretamente a duração do tempo de têmpera. O processo foi criado para produzir vergalhões de alto limite de escoamento, de boa soldabilidade e ductilidade. Outros processos não conseguem obter estas características com viabilidade econômica [7].

A figura 8 ilustra as etapas de transformações de fases que ocorrem ao longo da seção transversal de uma barra submetida ao thermex.

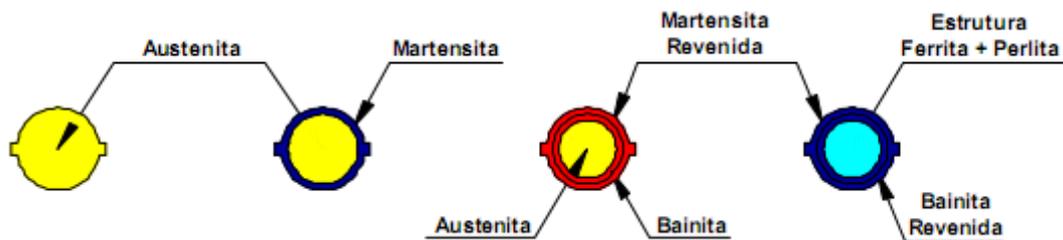


Figura 8 – Microestruturas de um vergalhão submetido ao themex adaptada [8].

A equação 1 a seguir mostra a porcentagem de área ocupada pela martensita ao final do tratamento térmico.

$$\%M = 100 (1 - (2 R_m/d)^2) \quad - \quad \text{Equação 1}$$

Onde R_m é o raio do círculo não martensítico e d é o diâmetro da barra.

2.7 Fases no aço

O diagrama de equilíbrio (Fe-C) é obtido experimentalmente por pontos e apresenta as temperaturas em que ocorrem as diversas transformações das ligas Fe-C, em função do seu teor de carbono. Na produção industrial do aço, a solidificação e o resfriamento são muito rápidos para que o equilíbrio termodinâmico seja alcançado. Ocorre à formação de uma fase metaestável, a cementita (carboneto de ferro – 6,7% C). As ligas que contém teor de carbono acima de 4,0% a 4,5 % apresentam pequena ou nenhuma importância comercial [12, 13 e 14].

Quando o aço está no estado de fusão, o carboneto de ferro se encontra inteiramente dissolvido na massa líquida, constituindo, com o ferro, uma solução homogênea. Ao esfriar-se, verifica-se que existe para cada aço, de acordo com seu teor de carbono, certa temperatura à qual começa a solidificação, que depois prossegue, à medida que a temperatura diminui, até atingir outra temperatura, também definida, em que termina [13].

O lugar dos pontos de início de solidificação chama-se linha *líquidus*, no qual acima dele o aço está totalmente líquido. O lugar dos pontos de fim de

solidificação intitula-se linha *sólidus*, no qual abaixo dela o aço está inteiramente no estado sólido [13].

A figura 9 mostra o diagrama ferro – cementita.

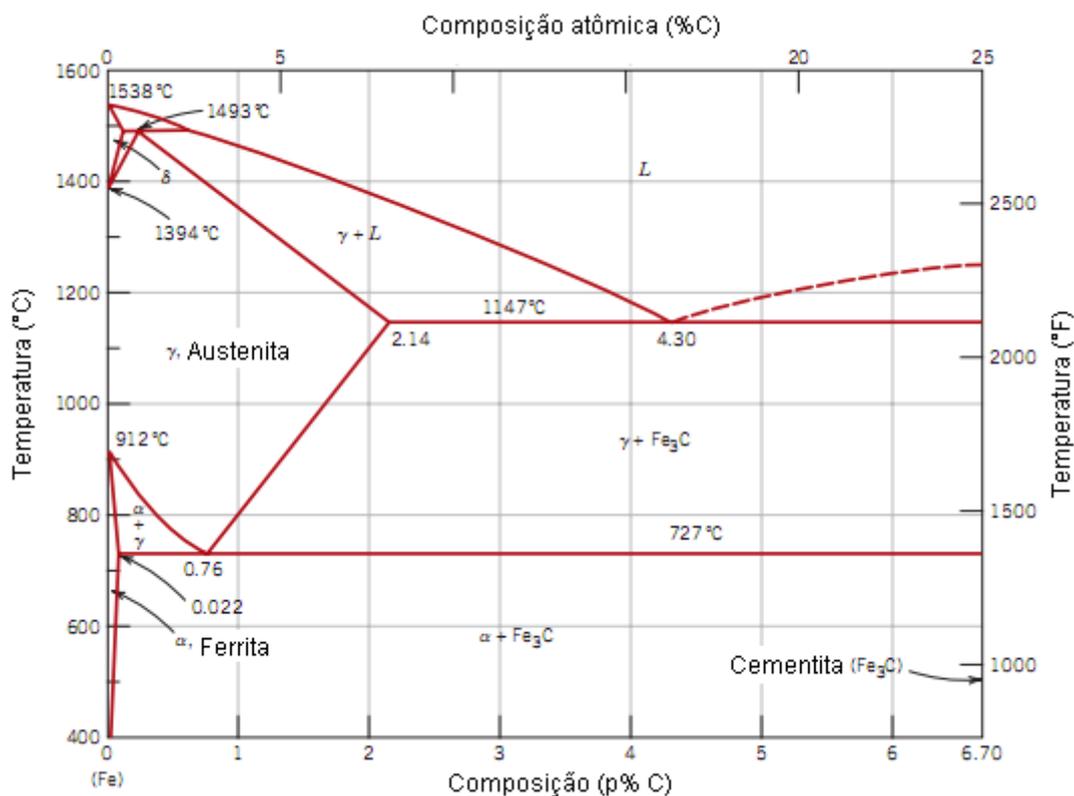


Figura 9 – Diagrama ferro – cementita, adaptado [15].

É possível notar que o diagrama ferro – cementita é composto por fases e microconstituintes. São elas: ferrita (α), austenita (γ), ferrita (δ), cementita (Fe_3C), perlita e bainita.

Ferrita (α): Solução sólida de carbono em ferro CCC, existente até a temperatura de 912 °C. Nesta faixa de temperatura, a solubilidade do carbono no ferro é baixa, chegando ao máximo de 0,0218% a 717 °C [14].

Austenita (γ): Solução sólida de carbono em ferro CFC, existindo entre as temperaturas de 912 °C e 1495 °C e com solubilidade máxima de carbono no ferro de 2,11% a 1148 °C [14].

Ferrita (δ): Para pequenos teores de carbono, acima de 1394 °C, o ferro muda novamente para CCC, dando origem à ferrita, que é uma solução sólida

de carbono em ferro CCC, sendo estável até 1538 °C, quando o ferro se liquefaz. Tendo o ferro uma estrutura CCC, a solubilidade do carbono é baixa, atingindo um máximo de 0,09% a 1495 °C. Os nomes de ferrita (α) e ferrita (δ) são usados para indicar a mesma solução sólida de carbono em ferro CCC, porém ocorrendo em diferentes faixas de temperatura. A solubilidade máxima de carbono na ferrita (δ) é de 0,09 %, sendo maior do que na ferrita (α), por causa da maior temperatura, onde a agitação térmica da matriz de ferro é também maior, favorecendo a maior dissolução do carbono [14].

Cementita (Fe_3C): é um carboneto de alta dureza. Dá origem a perlita [14].

Perlita: Constituinte de forma lamelar típica. É composta por Fe_3C e ferrita e se apresentam em lâminas extremamente delgadas, distribuídas alternadamente, muito próximas umas das outras e perceptíveis ao microscópio somente mediante grandes ampliações. Também conhecida por estrutura eutetóide, mostrada na Figura 10 [12, 15].

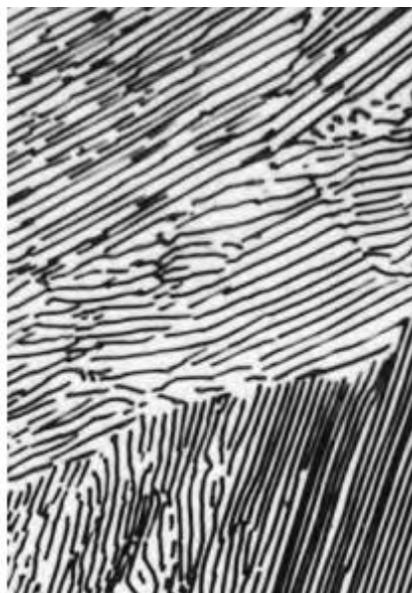


Figura 10 – Estrutura perlítica, adaptado [15].

Bainita: Resulta da transformação da austenita, assim como a perlita. Outra semelhança é a microestrutura, que é formada por ferrita e cementita, porém com a forma de ripas paralelas. Ocorre abaixo das temperaturas que a perlita se forma. Mostrada na figura 11 [15].

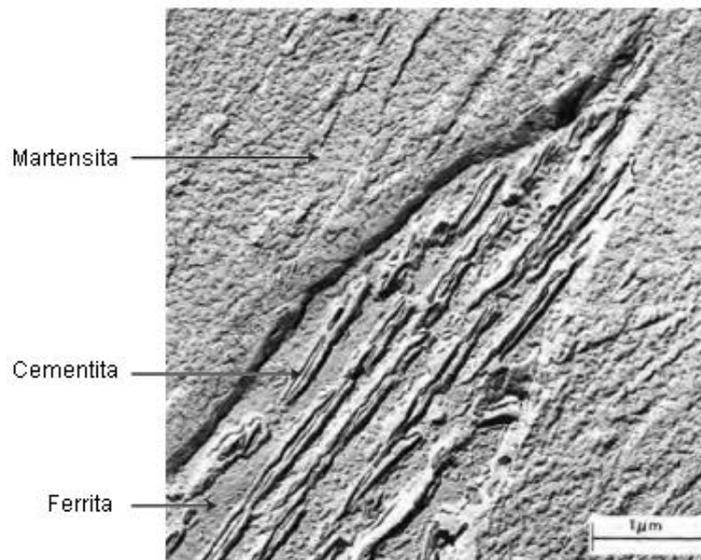


Figura 11 – Estrutura bainítica [15].

Outro componente importantíssimo é a estrutura martensítica, formado pela martensita. Este constituinte é formado por um processo adifusional, no qual a austenita (CFC) sofre uma transformação polimórfica, distorcendo a rede cristalina, resultando em uma martensita tetragonal de corpo centrado. Este processo é dependente de bruscos resfriamentos. A figura 12 mostra uma micrografia da martensita [15].



Figura 12 – Matensita [15].

2.8 Curvas TTT

As curvas do tipo tempo, temperatura e transformação (TTT) são essencialmente uma representação gráfica da cinética isotérmica da reação para diversas temperaturas [16].

Essas curvas são determinadas experimentalmente e dependem da composição do aço (para cada composição existe um diagrama TTT correspondente) [17].

As transformações de fases dos aços fora das condições de equilíbrio termodinâmico podem ocorrer de forma isotérmica ou com resfriamento contínuo. As transformações isotérmicas ocorrem quando o aço, inicialmente com estrutura austenítica, é resfriado rapidamente até uma temperatura específica e mantido nessa temperatura para que a transformação se processe. A figura 13 mostra o digrama TTT de uma liga [17].

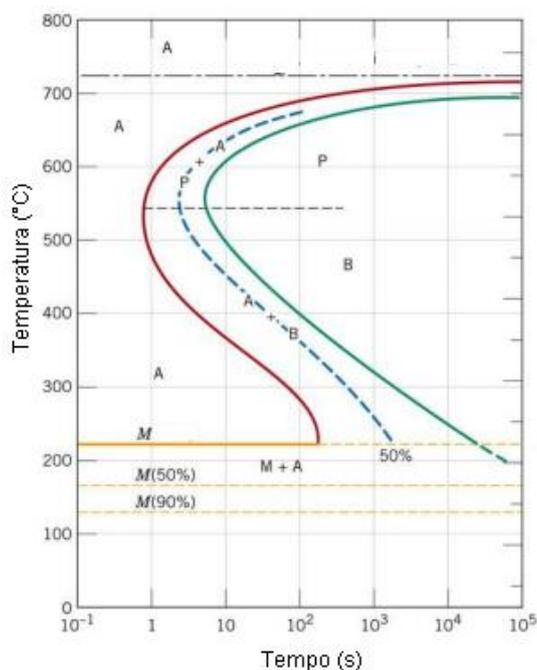


Figura 13 – Curva TTT de um aço eutetóide adaptada [18].

Nota-se que acima da temperatura de 723°C a fase estável é a austenita, mas também há campos abaixo dessa temperatura no qual a austenita está estabilizada. As linhas vermelha e verde indicam,

respectivamente, o início e fim da transformação da austenita em perlita ou em bainita. A linha pontilhada preta é uma referência que indica que para temperaturas mais altas na parte superior do diagrama, há formação de perlita e para temperaturas mais baixas, na parte inferior do diagrama, há formação de bainita. Na prática não há uma separação definida entre essas regiões, havendo uma superposição da formação de perlita e bainita para temperaturas em torno da linha indicada. A linha M corresponde à temperatura de início da transformação da austenita em martensita. E as linhas subsequentes (M50% e M90%) indicam a temperatura que tal porcentagem de austenita que foi transformada em martensita. A espessura das lamelas de ferrita e cementita que constituem a perlita é afetada pela temperatura em que ocorre a transformação, ou seja, quanto maior a temperatura inicial, de maior espessura serão as lamelas de ferrita e cementita [17].

A equação 2 a seguir, mostra a influência entre os elementos presentes no aço sob a temperatura de início da transformação martensítica, onde M_s é dada em °C. [19].

$$M_s = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo - \text{Equação 2 [19].}$$

2.9 Têmpera

Consiste no resfriamento rápido do aço de uma temperatura superior à sua temperatura crítica (50°C acima da linha A1 para os hipereutetóides) em um meio como óleo, água, salmoura ou mesmo ar. A velocidade de resfriamento, nessas condições, dependerá do tipo de aço, da forma e das dimensões das peças [20].

Como na têmpera o constituinte final desejado é a martensita, o objetivo dessa operação, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, é o aumento da dureza [20].

Resultam também da têmpera a redução da ductilidade (baixos valores de alongamento e estrição), da tenacidade e o aparecimento de apreciáveis

tensões internas. Tais inconvenientes são atenuados ou eliminados pelo revenido [20].

Para que a têmpera seja bem sucedida, vários fatores devem ser levados em conta. Inicialmente, a velocidade de esfriamento deve ser tal que impeça a transformação da austenita nas temperaturas mais elevadas em qualquer parte da peça que se deseja endurecer [20].

O endurecimento superficial dos aços, em grande número de aplicações de peças de máquinas, é, freqüentemente, mais conveniente que seu endurecimento total pela têmpera normal, visto que, nessas aplicações objetiva-se apenas a criação de uma superfície dura e de grande resistência ao desgaste e à abrasão [20].

A têmpera superficial consiste em produzir-se uma têmpera localizada apenas na superfície das peças de aço, que assim adquirirá as propriedades e características típicos da estrutura martensítica [20].

2.10 Revenido

O revenido é o tratamento térmico que normalmente sempre acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta; além de aliviar ou remover as tensões internas, corrige as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque [20].

O aquecimento na martensita permite a reversão do reticulado instável ao reticulado estável cúbico centrado, produz reajustes internos que aliviam as tensões e, além disso, uma precipitação de partículas de carbonetos que cresce e se aglomeram de acordo com a temperatura e o tempo [20].

Pode-se ter à temperatura ambiente certa de quantidade “austenita retida” ou “austenita residual” que, ao se transformar posteriormente, pode ocasionar o fenômeno de instabilidade [20].

A transformação da austenita residual é realizada pelo revenido, que a transforma em bainita. Esta reação do revenido prevalece somente em aços de médio ou alto carbono [20].

A figura 14 ilustra a transformação de um aço austenitizado em martensita e martensita revenida, respectivamente.

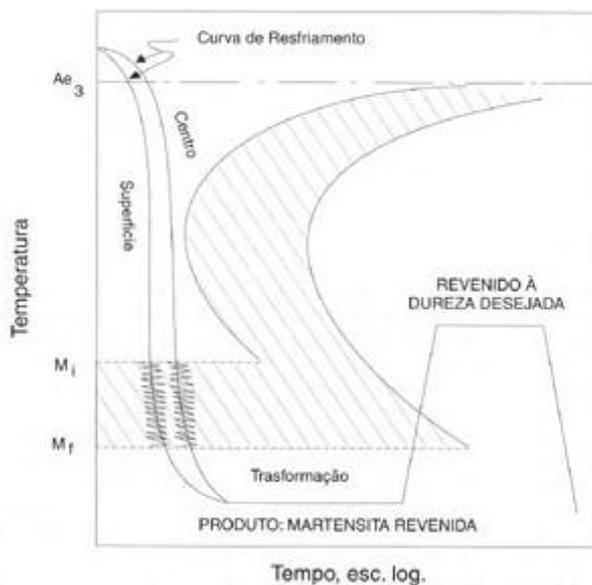


Figura 14 – Curva de resfriamento para a obtenção de martensita e martensita revenida [21].

2.11 Elementos de liga

As propriedades dos aços carbono são profundamente afetadas pelas variações de sua composição química. O carbono (C) é o elemento principal ao endurecimento do aço. A dureza e resistência à tração aumentam quando o teor de carbono aumenta até cerca de 0,85%. A ductilidade e a soldabilidade tendem a diminuir com o aumento do carbono. O carbono é essencial para os aços que têm de ser endurecidos por têmpera [22].

O manganês (Mn), quando dissolvido na ferrita, aumenta bastante sua dureza e resistência mecânica, reduzindo bem pouco sua ductilidade. Quando este elemento está dissolvido na austenita, ele a estabiliza, aumentando sua temperabilidade moderadamente. Sua função principal é combinar-se com o

enxofre, formando o sulfeto de manganês (MnS), impedindo que se forme o sulfeto de ferro (FeS), que fragiliza o aço, principalmente a temperaturas mais altas. Os teores de Mn encontrados nos aços são de 0,5%. O Mn mais alto corresponde a um teor de carbono mais baixo para se ter uma determinada resistência, porque, refinando o grão, o Mn eleva os limites de escoamento e de resistência do aço [23].

O cromo (Cr) é comumente acrescentado ao aço para aumentar a resistência à corrosão, para aumentar a temperabilidade, ou para melhorar a resistência a altas temperaturas. É utilizado, também, para produzir propriedades mecânicas superiores. Quando 5 % ou mais de cromo é usado em conjunto com o manganês, a velocidade de resfriamento crítica é reduzida ao ponto de que o aço torna-se o endurecimento do ar. Promove uma estrutura ferrítica [22].

O molibdênio (Mo) tanto é formador de carboneto, podendo ficar dissolvido no carboneto de ferro, quando também pode ficar em solução sólida na ferrita. Ele é um elemento de liga que aumenta fortemente a temperabilidade do aço. Não é eficiente para refinar o grão da austenita. A adição de molibdênio juntamente com boro em aço com cerca de 0,1% C favorece a transformação austenita-bainita. No revenimento acima de 260°C, o molibdênio retarda muito o amolecimento da martensita nos aços de médio e alto carbono, mesmo em teores bem baixos de molibdênio (0,25%). Nos aços de baixa liga, o molibdênio minimiza o efeito da fragilidade ao revenido. A função do molibdênio é realçada quando o aço de baixa liga contém cromo ou cromo-níquel ou nos aços ao manganês, para reduzir ou mesmo eliminar a tendência à fragilidade ao revenido [23].

O níquel (Ni) tem a tendência de diminuir a temperatura de formação da austenita em ferrita. Este elemento melhora a soldabilidade dos aços cujo esta propriedade é comprometida. O aumento da temperabilidade pelo níquel é moderado e ele tende a reter a austenita quando se têm teores de carbono mais elevados, não deixando a austenita se transformar completamente em martensita durante a têmpera; daí a formação da bainita é favorecida, quando se tem cerca de 1% C. Também aumenta a tenacidade mesmo a baixas

temperaturas nos aços em geral e diminui a fragilidade ao revenido de aços com teores mais altos de manganês [23].

O cobre (Cu) é formador de austenita. O cobre dissolve na ferrita de forma limitada, não mais que 3,5%. É benéfico para a resistência à corrosão atmosférica, quando presentes em quantidades superiores a 0,20%, no qual aumenta essa resistência em até 20% a 30%. Não influencia na temperabilidade dos aços [22].

O teor de carbono acrescido de teores de certos elementos de liga é chamado de carbono equivalente. Para o cálculo do carbono equivalente determina-se o teor aproximado de outros elementos de liga que produzem a mesma dureza que 1% de carbono. Então, o carbono equivalente (C_{eq}), que é uma indicação da temperabilidade, pode ser calculado pela equação 3 usada largamente pela IIW (International Institute of Welding) [24]:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad \text{- Equação 3 [24].}$$

2.12 Textura

A forma de distribuição das orientações dos cristais constituintes de um material metálico, em particular o aço, é denominada textura. Considera-se um metal com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais no agregado policristalino é totalmente aleatória. Algumas diferentes etapas de processamento dos metais como solidificação, deformação plástica e recristalização, conduzem à formação de uma distribuição de orientação preferencial, onde determinados eixos cristalográficos posicionam-se de forma geométrica definida em relação às direções macroscópicas do corpo metálico [25].

A presença de textura num agregado policristalino confere propriedades físicas e propriedades mecânicas, diferentes para as diversas direções macroscópicas do metal, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico [25].

A técnica de difração de raios-X é usada para avaliar a textura cristalográfica de maneira macro, ou seja, considera um volume considerável de cristais do material. Se for considerada a textura de poucos cristais ou até mesmo de um único cristal (caracterizando a microtextura), é conveniente o uso de uma técnica experimental conhecida por EBSD (*Electron Backscatter Diffraction* - Difração de elétrons retro espalhados) [25].

A textura cristalográfica em materiais metálicos pode ser decorrente de vários fatores e entre os mais importantes tem-se a textura resultante da deformação plástica e a textura resultante da recristalização do metal [25].

Os cristais, ou grãos, de agregados policristalinos como os materiais metálicos se orientam com a deformação plástica de maneira que determinadas direções cristalográficas posicionam-se segundo as direções principais da estrutura cristalina do metal. Essa distribuição de orientação caracteriza a textura de deformação [25].

Quando um metal deformado é submetido ao tratamento térmico de recozimento pode ocorrer recuperação e/ou recristalização (dependendo do grau de deformação, do tempo e, principalmente, da temperatura de recozimento). A ocorrência de recristalização pode gerar orientações cristalográficas preferenciais completamente diferentes daquelas geradas pela deformação. Na realidade, a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou simplesmente não alterar a textura de deformação [25].

3 OBJETIVOS

3.1 Gerais

Identificar e analisar as diferentes microestruturas existentes nos vergalhões CA-50 de bitolas 8 mm, 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm, laminados a quente e submetidos a resfriamento brusco.

3.2 Específicos

Identificar a natureza das diferentes microestruturas existentes em barras de aço (vergalhões) com variação no diâmetro da bitola.

Verificar as quantidades de fases presentes e relacioná-las com o resfriamento submetido.

Utilizar diferentes técnicas de caracterização de materiais para analisar as microestruturas (microscopia óptica, microdureza, microscopia eletrônica de varredura (MEV), Difração de elétrons retro espalhados (EBSD) e difração de raios-x).

Comparar limite de escoamento e de resistência entre os aços 1028 e 1020.

4 METODOLOGIA

Utilizaram-se materiais, equipamentos e procedimentos, fundamentais para análises e para alcance dos objetivos do trabalho.

4.1 Materiais

01. Aço CA-50 SAE 1028 de 6 tipos diferentes de bitolas: 8 mm; 10 mm; 12,5 mm; 16 mm; 20 mm; 25 mm. A tabela 2 apresenta a composição química do material trabalhado.

Tabela 2 – composição química do material trabalho.

C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Fe (%)	Ceq (%)
0,28	0,54	0,07	0,01	0,08	0,25	bal	0,45

- 02. Lixas e panos de polimento de preparação metalográfica.
- 03. Alumina (Al_2O_3).
- 04. Sílica (SiO_2).
- 05. Pasta de diamante.
- 06. Nital (Ácido nítrico + álcool) 4%.

4.2 Equipamentos

- 01. Máquina de corte CMR-cut-off e disco de corte.
- 02. Embutidora Aerotec Pre-30Mi.
- 03. Lixadeira e politriz Aerotec Aeropol.
- 04. Microscópio óptico Olympus BX51M.
- 05. Thermo-calc software 5.
- 06. Software SVRNA SYSTEM.
- 07. Microscópio Eletrônico de varredura (MEV) Philips PW XL series.
- 08. Microdurômetro Shimadzu HMV-2.
- 09. Difratoômetro Philips X'Pert PW.

4.3 Procedimentos

O aço CA-50 SAE 1028 recebido foi inicialmente cortado na CMR-cut-off no tamanho adequado para que fosse realizado o embutimento.

O embutimento foi realizado para que as amostras fossem lixadas e polidas.

O lixamento foi realizado utilizando lixas de diferentes granulometrias de preparação metalográfica e polidas com pano de granulometria 3 μm e em seguida atacadas por 4 segundos com Nital 4%.

4.4 Micrografia e macrografia

Usou-se 36 amostras para serem analisadas no microscópio óptico, usando um aumento de 500x, e pelo software SVRNA.

4.5 MEV e EBSD

Para as imagens de MEV foram utilizadas 6 amostras (1 por bitola), para obter imagens com aumento de 5000x. Foram usados pano de polimento de granulometria 3 μm e pasta de diamante de granulometria 3 μm . Para EBSD foram utilizadas 2 amostras (8mm e 25 mm). Foi realizado o polimento com pano de granulometria 3 μm , pasta de diamante de granulometria 3 μm e sílica. Estas amostras foram analisadas pelas duas técnicas acima.

4.6 Microdureza

Foram usadas 36 amostras (6 de cada bitola). Neste procedimento, foram obtidas 10 impressões em cada amostra. A carga utilizada foi de 4,9 N e o passo foi escolhido de acordo com o diâmetro da bitola. O raio da amostra foi dividido em 10 partes iguais para a realização das impressões.

4.7 Thermo-calc

Com este software foi usado para determinar a porcentagem das fases ferrita, austenita e líquido com a variação de temperatura de fabricação do material.

4.8 Difração de raios-X

Foram determinadas as figuras de pólos para 4 regiões do vergalhão de bitola 25 mm, sendo cada amostra feita das camadas internas do vergalhão - Martensita, bainita, Ferrita e perlita - (eixo transversal ao sentido de laminação). Todas as amostras possuíam dimensões de 20 mm x 15 mm.

4.9 Comparativo de limite de escoamento e ruptura entre dois aços

Usaram-se amostragem de 50 dados para comparar limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) entre o aço SAE 1028 e SAE 1020.

Todos os procedimentos foram realizados nas dependências do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Macrografia

As figuras 15, 16, 17, 18,19 e 20, mostram os resultados da macrografia.

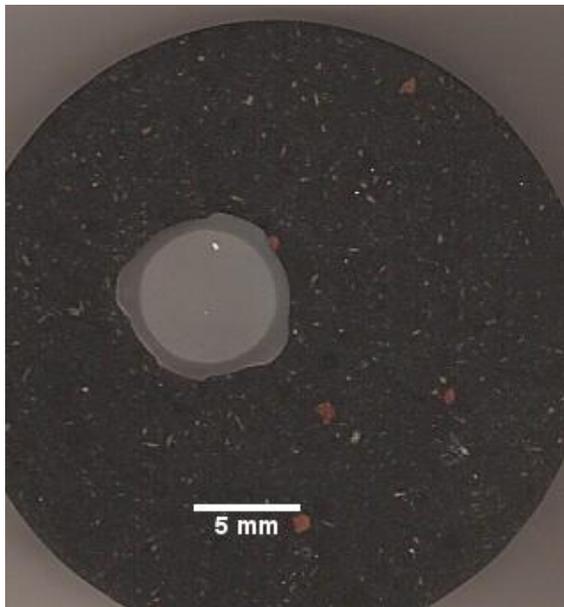


Figura 15– Macrografia do vergalhão de bitola 8 mm.



Figura 16 – Macrografia do vergalhão de bitola 10 mm.

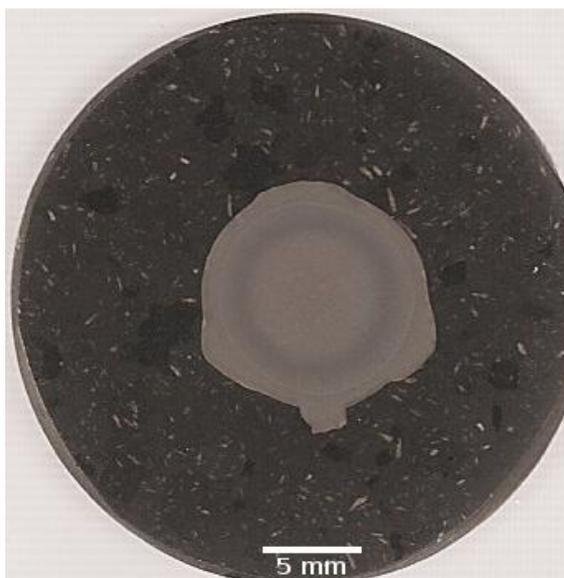


Figura 17 – Macrografia do vergalhão de bitola 12,5 mm.

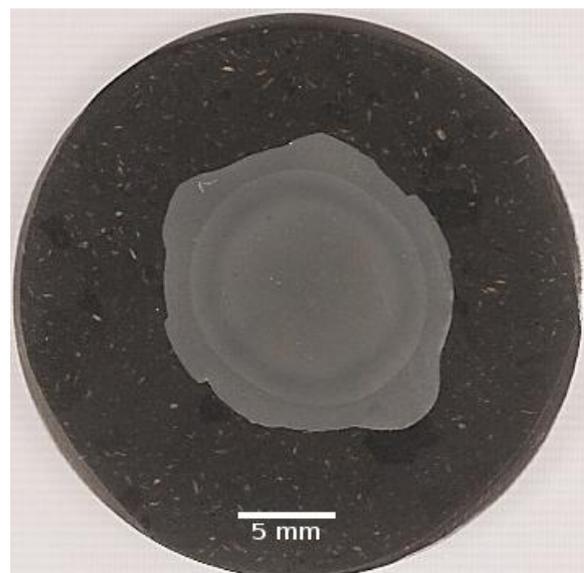


Figura 18 – Macrografia do vergalhão de bitola 16 mm.

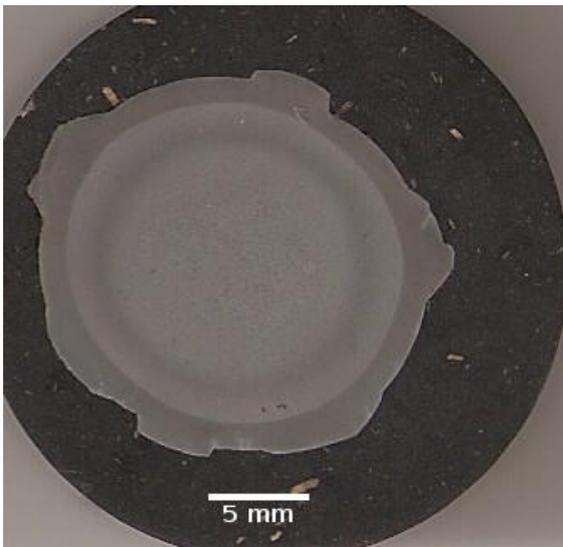


Figura 19 – Macrografia do vergalhão de bitola 20 mm.



Figura 20 – Macrografia do vergalhão de bitola 25 mm.

É possível notar que nas diferentes bitolas existem 4 regiões com tonalidades distintas, com exceção da bitola de 8 mm que apresentou apenas 2 regiões. Para a bitola de 8 mm, é apresentado a macrografia típica de um aço que sofreu resfriamento intenso. De acordo com a figura 14, observa-se uma taxa de resfriamento.

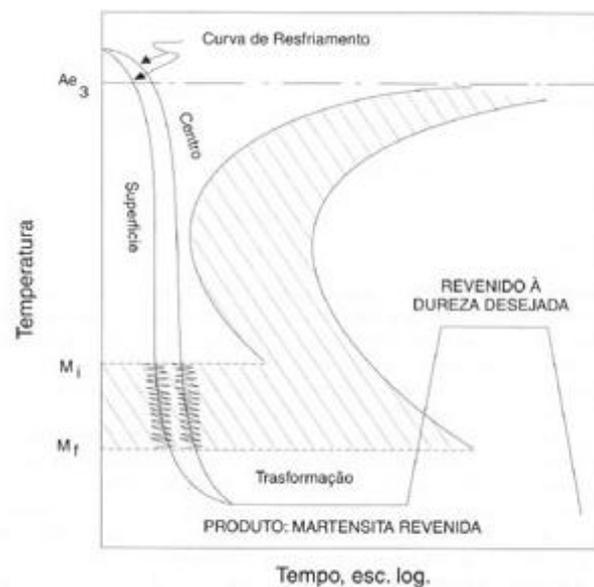


Figura 14 – Curva de resfriamento para a obtenção de martensita e martensita revenida [21].

Para taxa de resfriamento mais brusca, como na barra de bitola 8 mm (causada por ser a menor área transversal entre todas as outras barras), no momento do revenimento sua isoterma cruza com a região de formação de perlita e ferrita (região acima da região de formação de bainita), ocasionando o aparecimento de apenas 2 camadas (martensita e perlita com ferrita).

Para as demais bitolas esta isoterma, revenimento, cruza com a região de formação de bainita de grão fino e logo depois com a região de formação de perlita, formando 4 camadas. A taxa de resfriamento tende a diminuir com o aumento do tamanho da bitola.

A diferença de tonalidade é causada pela reação do ácido com os diferentes microconstituintes presentes em cada região.

Cada região foi chamada de nomes genéricos, sendo a camada mais externa chamada de camada 1, seguindo a ordem, e a camada mais interna chamada de camada 4, como mostra a figura 21. No caso da bitola de 8 mm, as camadas foram chamadas de camada 1, a mais externa, e camada 2 a mais interna, mostrado na figura 22.

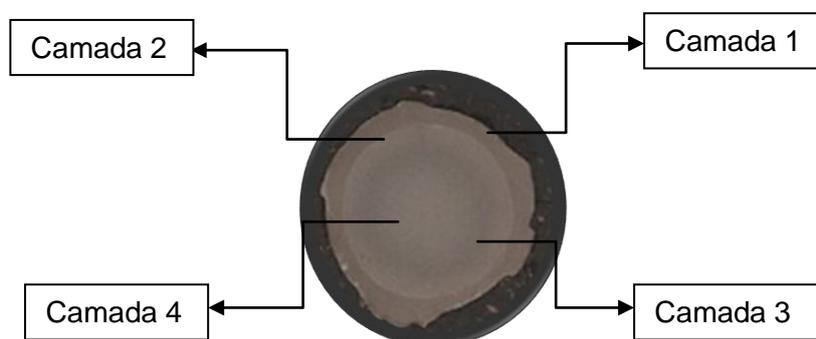


Figura 21 - Identificação das camadas 1, 2, 3 e 4.

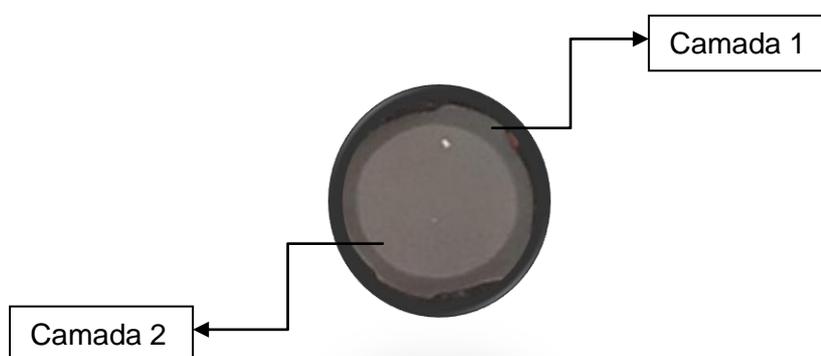


Figura 22 - Identificação das camadas 1 e 2 – Bitola 8mm.

De acordo com a literatura, a camada 1 é composta por martensita revenida, já que esta região foi a que sofreu a maior taxa de resfriamento e logo após sofreu o revenimento, ocasionado pela energia térmica presente no núcleo da barra. A camada 2 é composta por bainita revenida. As camadas 3 e 4 por perlita mais ferrita.

O que é diferenciado entre as camadas 3 e 4 é a porcentagem de perlita e ferrita [26].

Na camada 3 existe uma maior fração de perlita, já na camada 4 existe uma maior fração de ferrita, o que poderá ser confirmado com análise com microscopia óptica.

Observa-se que com o aumento de bitola, a região 4 tende a crescer, essa região submeteu-se a uma taxa de resfriamento mais lenta, o que provoca o aparecimento de microconstituintes como perlita e ferrita. É notório que as regiões 2 e 3 ocupam pequenas frações da área total da barra, mesmo com o aumento de bitola.

A temperatura de início da transformação martensítica (M_s) foi determinada usando a equação 1.

Substituindo os valores dos elementos presentes no aço, obteve-se o seguinte resultado para a temperatura:

$$M_s = 405 \text{ }^\circ\text{C}$$

Ou seja, durante o processo de fabricação do vergalhão, ao entrar nas bombas de thermex (tratamento térmico), ao atingir 405°C a martensita inicia sua formação.

As áreas das camadas foram identificadas, por diferença de tonalidades, com cores distintas umas das outras usando o software SVRNA. A identificação das camadas foi uma etapa crucial para a posterior quantificação. As figuras 23 e 24 a seguir mostram dois exemplos disto.

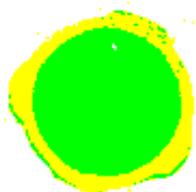


Figura 23 – Bitola 8 mm com camadas identificadas pelo SVRNA.

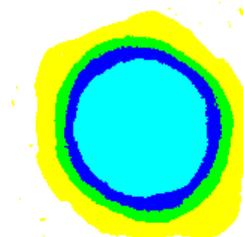


Figura 24 – Bitola 16 mm com camadas identificadas pelo SVRNA.

A quantificação de cada camada é mostrada a seguir, nas figuras de 25 a 30.

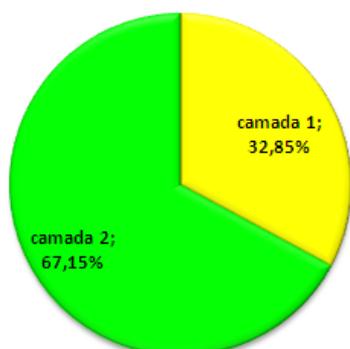


Figura 25 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 8 mm.

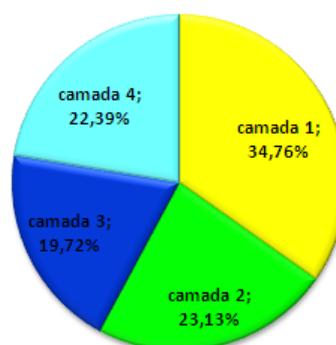


Figura 26 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 10 mm.

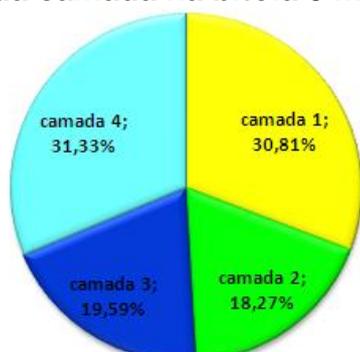


Figura 27 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 12,5 mm.

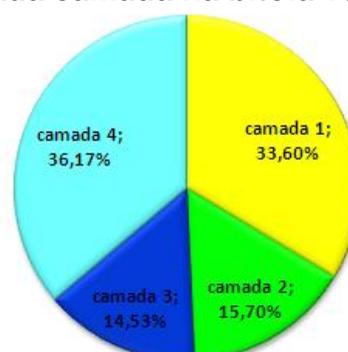


Figura 28 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 16 mm.

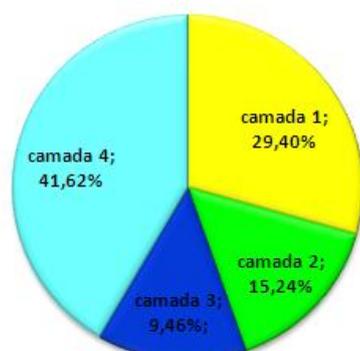


Figura 29 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 20 mm.

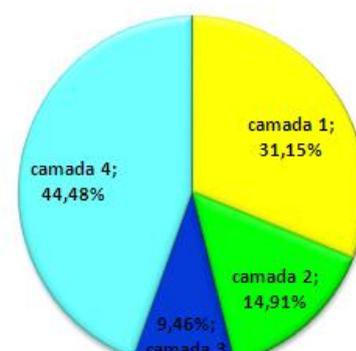


Figura 30 – Porcentagem de área de cada camada na bitola 25 mm.

Para as bitolas de 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm nota-se que a porcentagem de camada 1 na bitola praticamente não se altera com o aumento de bitola. Isso se deve a um resfriamento controlado para a obtenção da martensita, com valor em torno de 30%, pois como se trata de uma barra de aço utilizada na construção civil, esta obedece a especificações, no qual a martensita é a responsável pela obtenção das propriedades mecânicas exigidas de um aço baixo carbono soldável. Já as camadas 2 e 3 tendem a diminuir, com o aumento de bitola, confirmando a mesma observação na macrografia. Por fim, a camada 4 está com tendência de crescimento com o aumento de bitola, assim como observado na macrografia. Este crescimento é devido ao aumento da área transversal, pois se tem uma maior área para que a energia térmica seja extraída.

Comparando os valores obtidos pelo tratamento de imagem no SVRNA e os valores obtidos pela equação 1, tem-se a tabela 3 a seguir.

Tabela 3 – Comparativo entre equação 1 e SVRNA.

Bitola	ÁREA DE MARTENSITA	
	Equação 1	SVRNA
8 mm	32,19%	32,85%
10 mm	31,84%	34,76%
12,5 mm	32,51%	30,81%
16 mm	29,55%	33,60%
20 mm	31,78%	29,40%
25 mm	31,67%	31,15%

Observa-se que a possibilidade de quantificação, tanto seja por diferença de tonalidade, quanto por meio matemático, obtêm-se valores aproximados. Portanto, os dois meios possibilitam a quantificação de fases. Para uma barra de aço usada na construção civil, a porcentagem de martensita ideal é de 30%.

5.2 Micrografia

A figura 31 mostra a macrografia do vergalhão de bitola 8 mm:



Figura 31 – Microestrutura, obtidas por microscópio óptico 500X de aumento, das camadas 1 e 2 do vergalhão de bitola 8 mm.

A figura 32 mostra a macrografia do vergalhão de bitola 10 mm:



Figura 32 – Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500X de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 10 mm.

A figura 33 mostra a macrografia do vergalhão de bitola 12,5 mm:

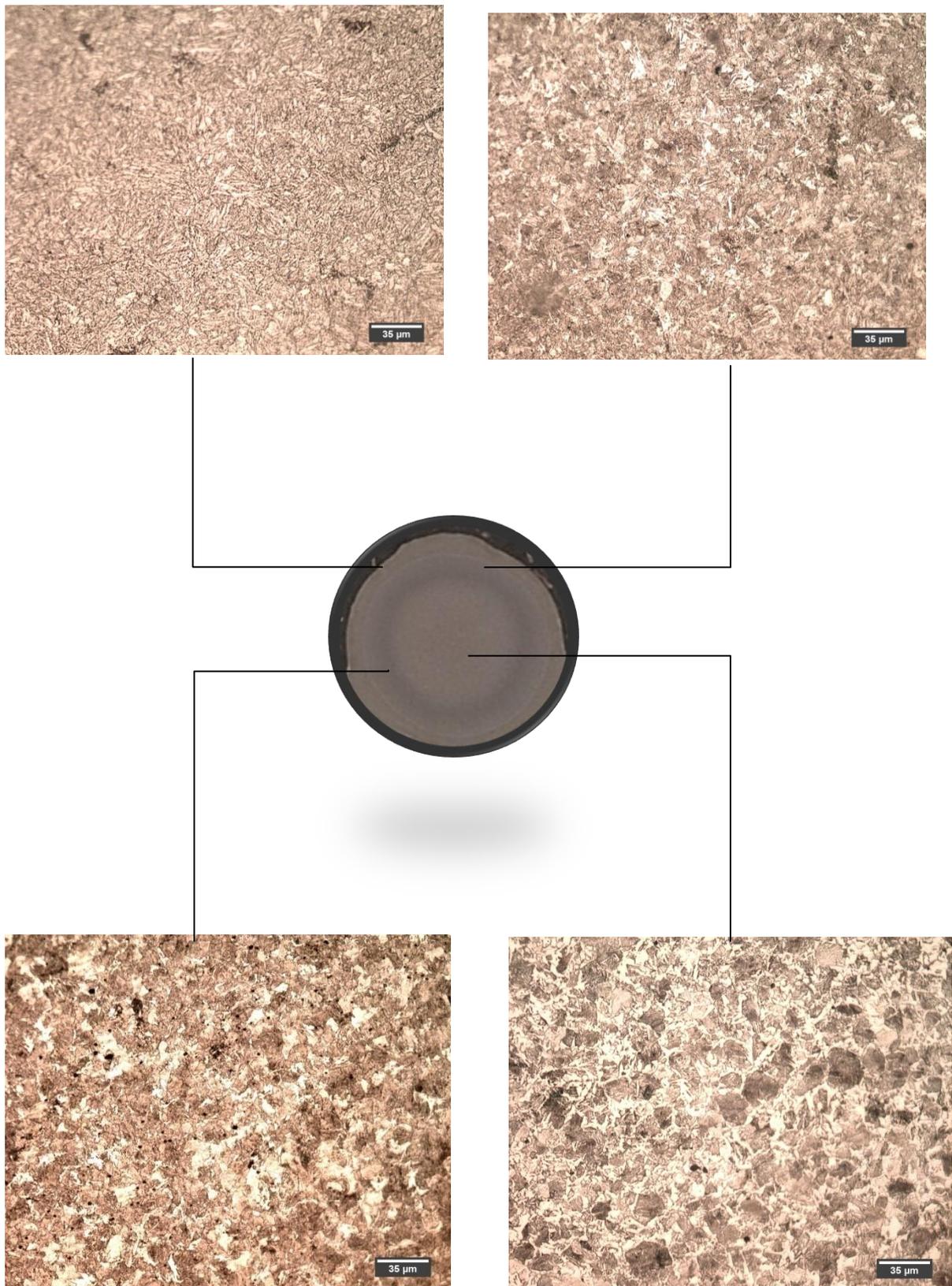


Figura 33 – Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 12,5 mm.

A figura 34 mostra a macrografia do vergalhão de bitola 16 mm:

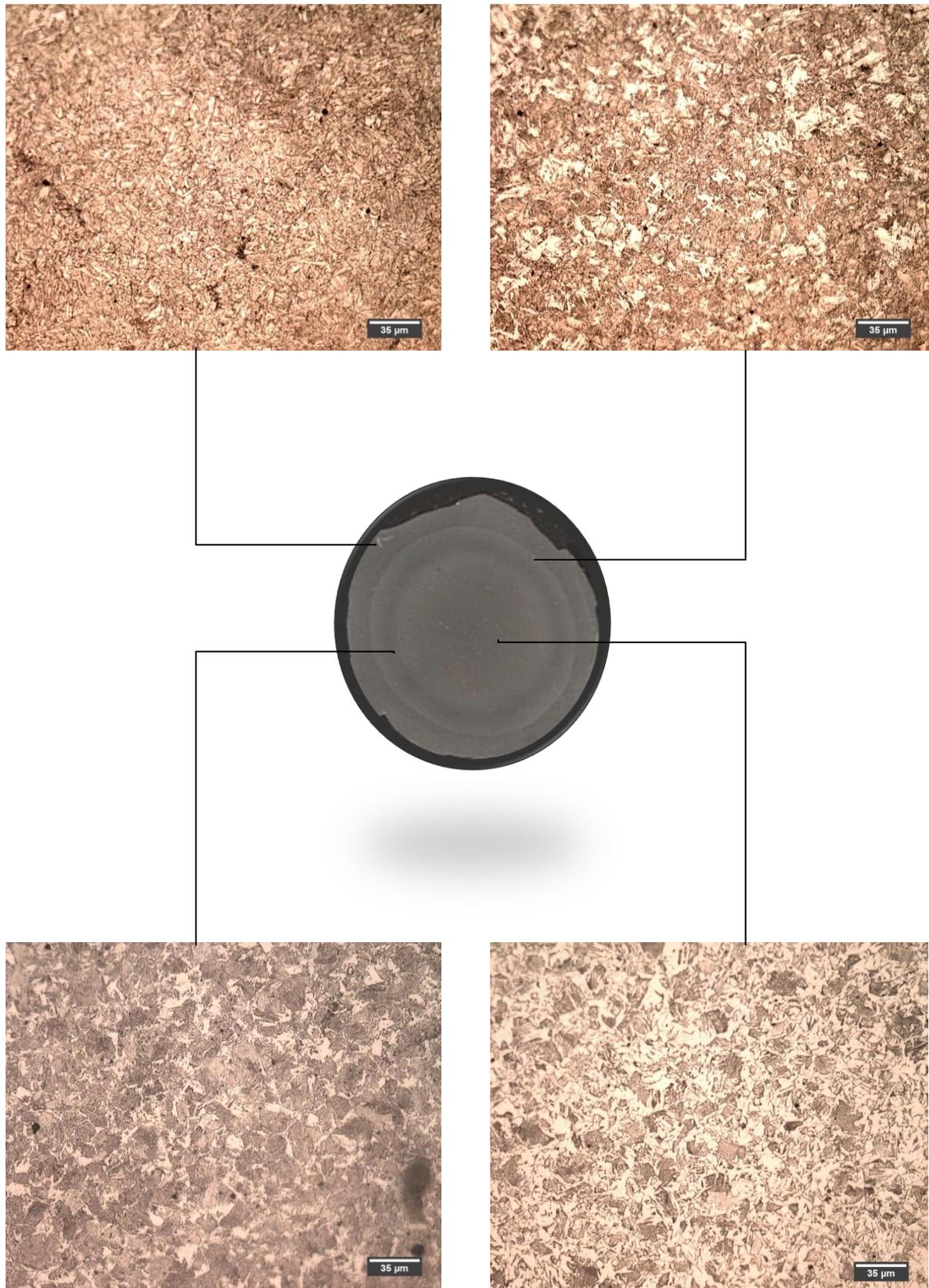


Figura 34 - Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 16 mm.

A figura 35 mostra a macrografia do vergalhão de bitola 20 mm:

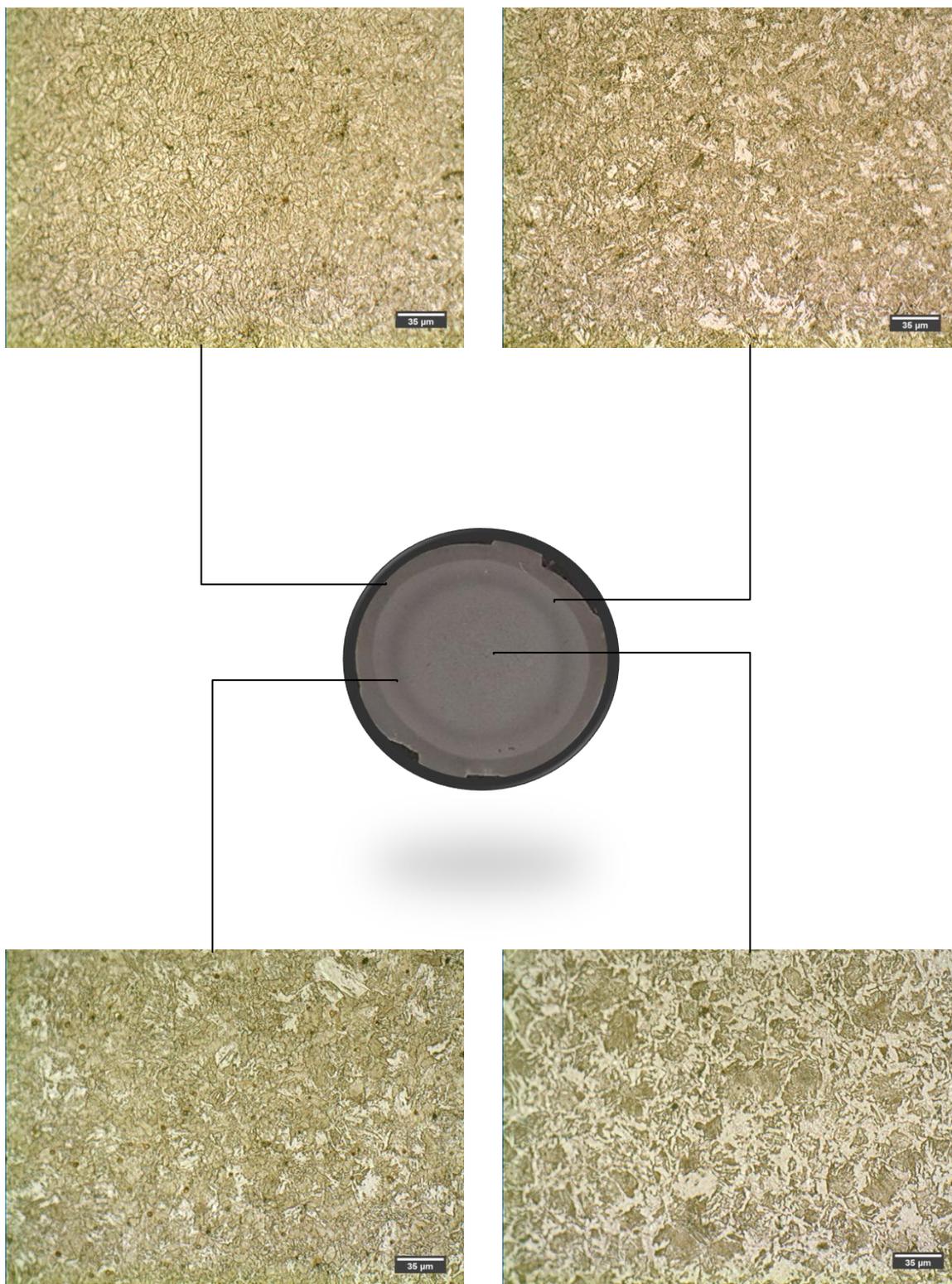


Figura 35 - Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 20 mm.

A figura 36 mostra a macrografia do vergalhão de bitola 25 mm:

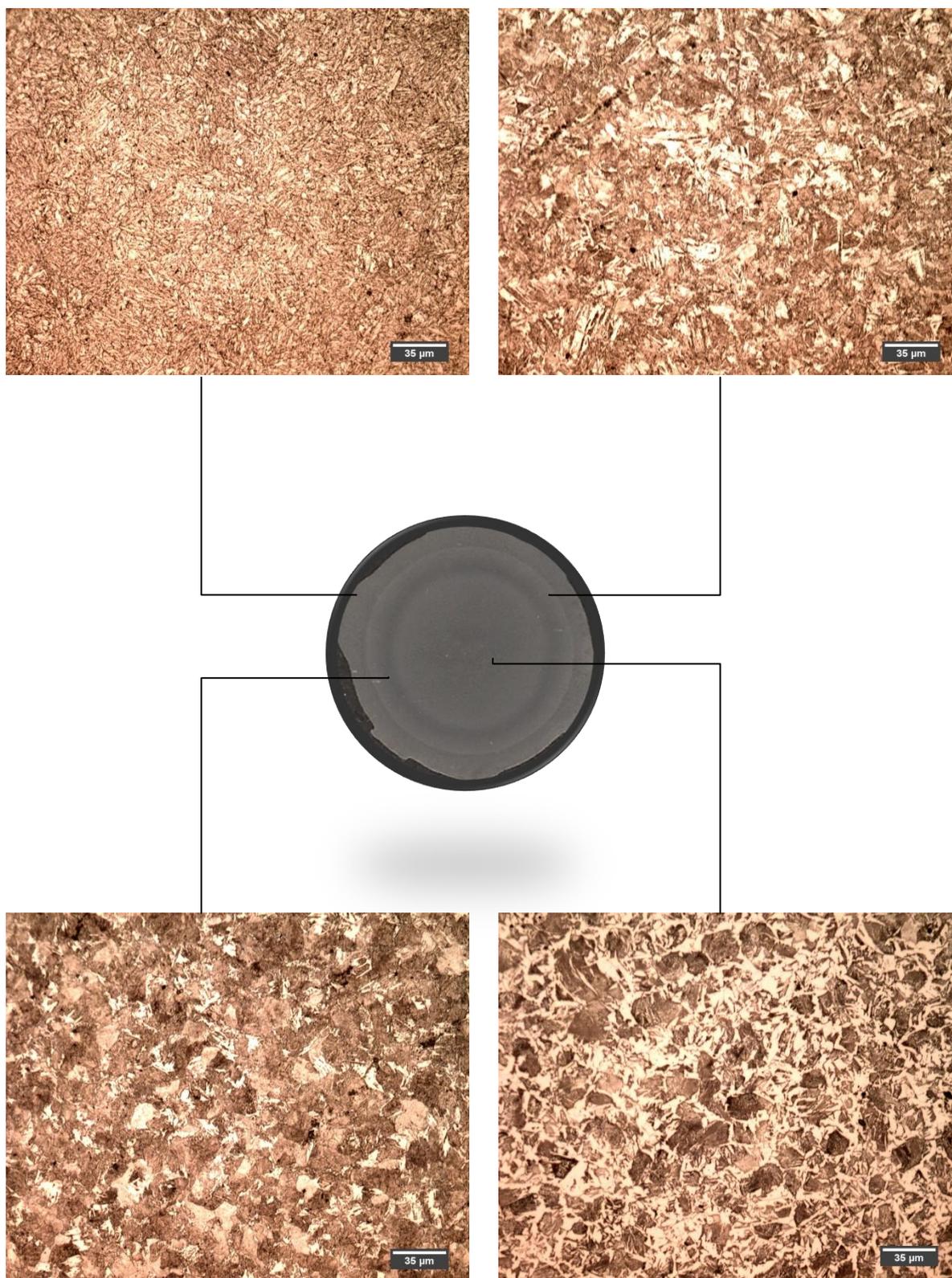


Figura 36 - Microestrutura, obtida por microscópio óptico 500x de aumento, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 25 mm.

Todas as micrografias da camada 1 das barras de bitolas trabalhadas confirmam a presença de martensita revenida, com grãos pequenos no formato pontiagudos. Essas micrografias apresentam semelhanças entre si, apesar de cada barra de diâmetro diferente passar por uma taxa de resfriamento distinta. Isso acontece pelas diferentes velocidades que estas passam pela bomba do thermex, sendo a barra de bitola 8 mm a que é submetida a maior velocidade e a barra de bitola 25 mm a que é submetida a menor e a diferença entre essas duas velocidades se dá em torno de 2,5 vezes. Conseqüentemente, a vazão de água também muda, inversamente, sendo a barra de bitola de 8 mm a que contém menor vazão de água e a barra de bitola 25 mm a que contém maior vazão.

Para a barra de bitola 8 mm, a micrografia da camada 2 confirma a presença de uma microestrutura típica de perlita e ferrita, com grãos maiores, sendo a ferrita a região clara. Esta região se assemelha com a camada 4 das outras bitolas, mas em relação a bitola de 25 mm, os grãos se apresentam de tamanhos distintos, sendo os da bitola de 8 mm menores.

A camada 2, para todas as barras de bitolas 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm, apresentam uma microestrutura pontiaguda, confirmando a presença de bainita revenida, pois nota-se a presença de grãos alongados de cementita e ferrita. Os tamanhos dos grãos dessa região se mantêm estáveis até a bitola de 20 mm, pois na bitola de 25 mm são apresentados grãos maiores.

Para a camada 3 existe a tendência de crescimento de tamanho de grão com o aumento de bitola. Todas as camadas apresentam a mesma morfologia, com a presença de perlita e ferrita, sendo a primeira em maior quantidade. A mesma tendência de crescimento de tamanho de grãos é observado na camada 4.

É confirmado que na camada 4 existe a presença de perlita e ferrita, com esta última em maior quantidade.

Comparando a camada mais interna (camada 4) com a camada mais externa (camada 1) de cada bitola, observa-se que a diferença do tamanho de grão entre elas aumenta com o aumento do tamanho de bitola, devido a taxa de resfriamento da camada mais interna diminuir com o aumento do tamanho da bitola.

5.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A figura 37 mostra o resultado de MEV do vergalhão de bitola 8 mm:

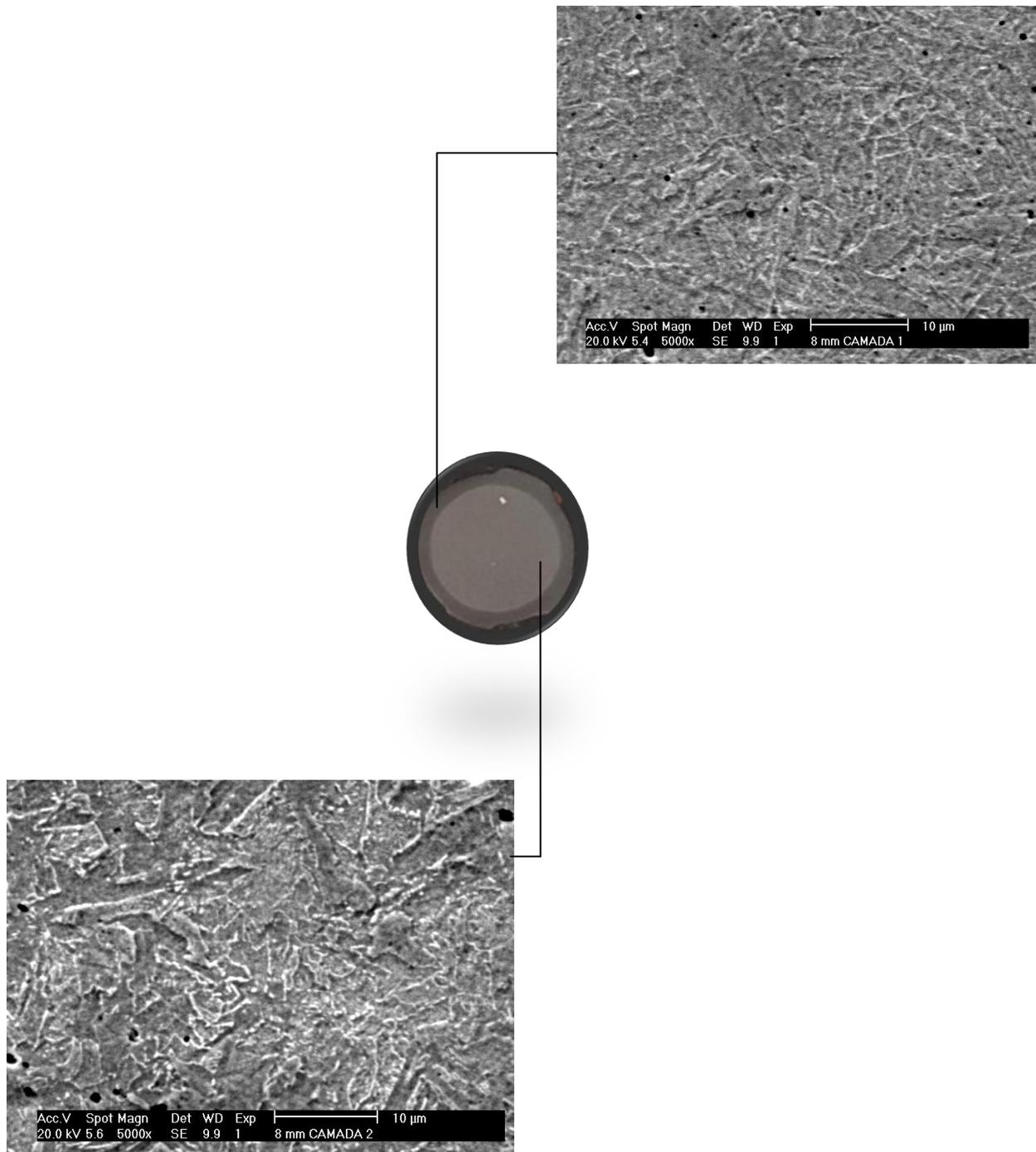


Figura 37 – Microestrutura, obtidas por MEV, das camadas 1 e 2 do vergalhão de bitola 8 mm. Aumento 5000x.

A figura 38 mostra o resultado de MEV do vergalhão de bitola 10 mm:

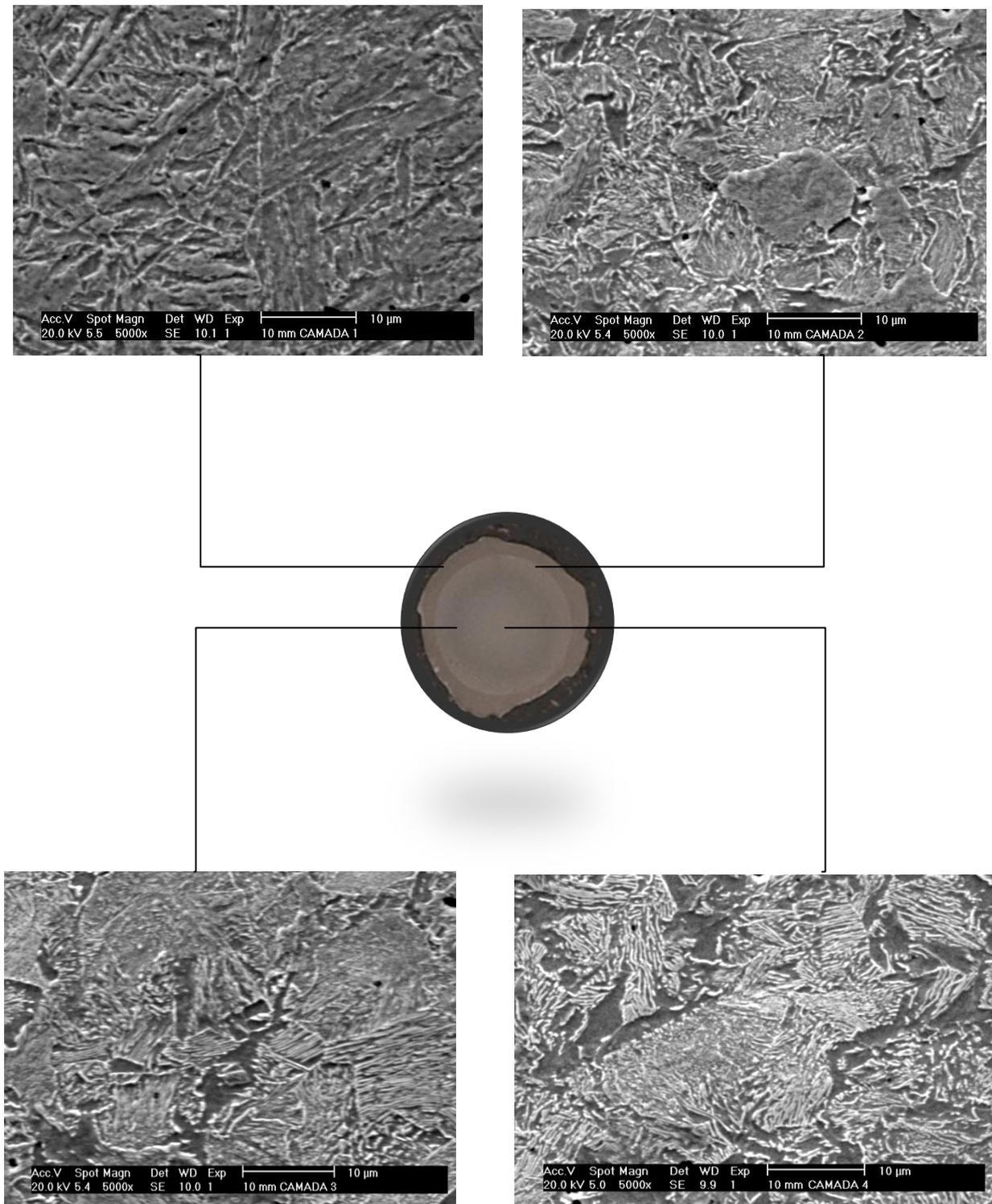


Figura 38 – Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 10 mm. Aumento 5000x.

A figura 39 mostra o resultado de MEV do vergalhão de bitola 12,5 mm:

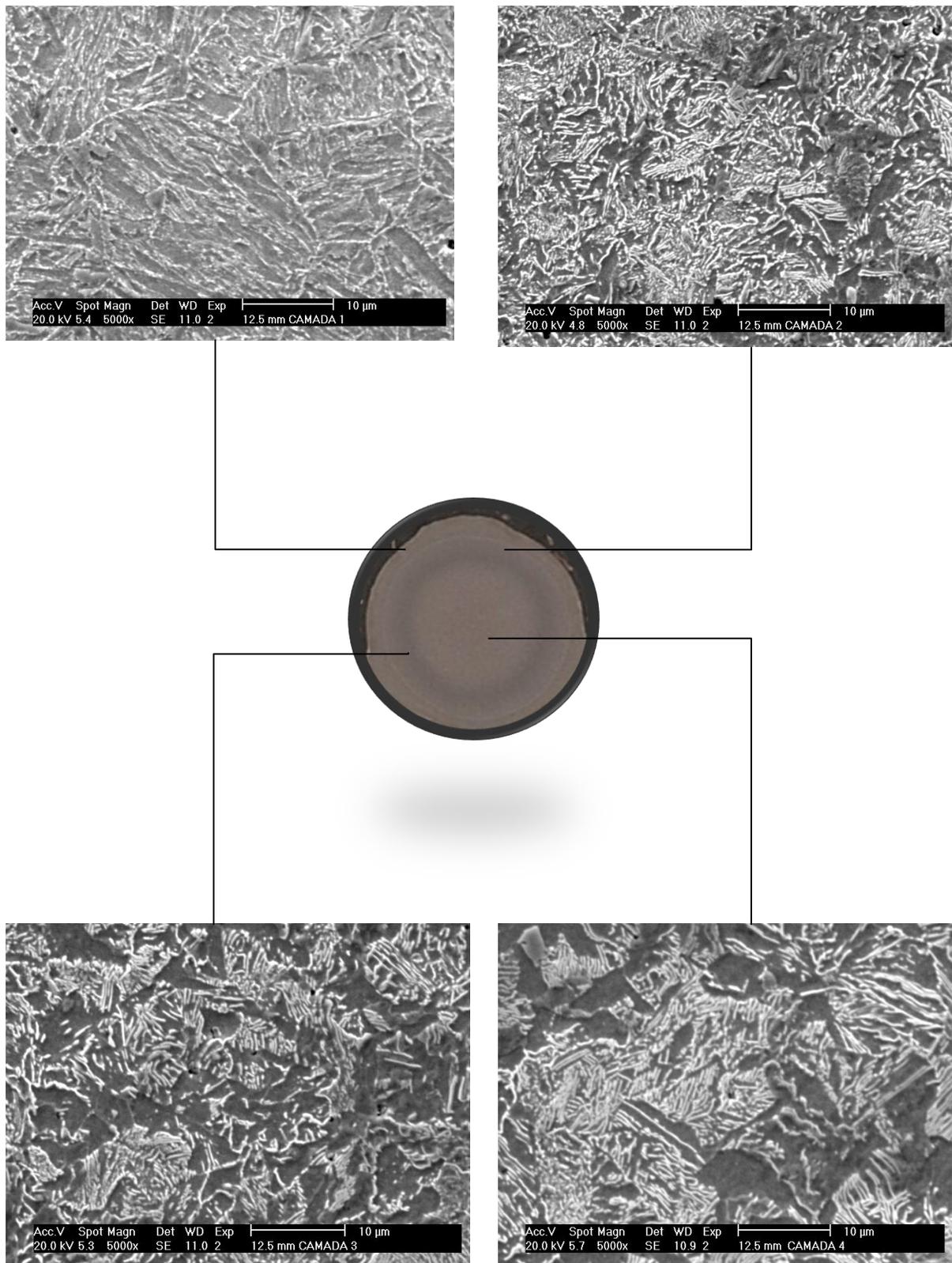


Figura 39 – Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 12,5 mm. Aumento 5000x.

A figura 40 mostra o resultado de MEV do vergalhão de bitola 16 mm:

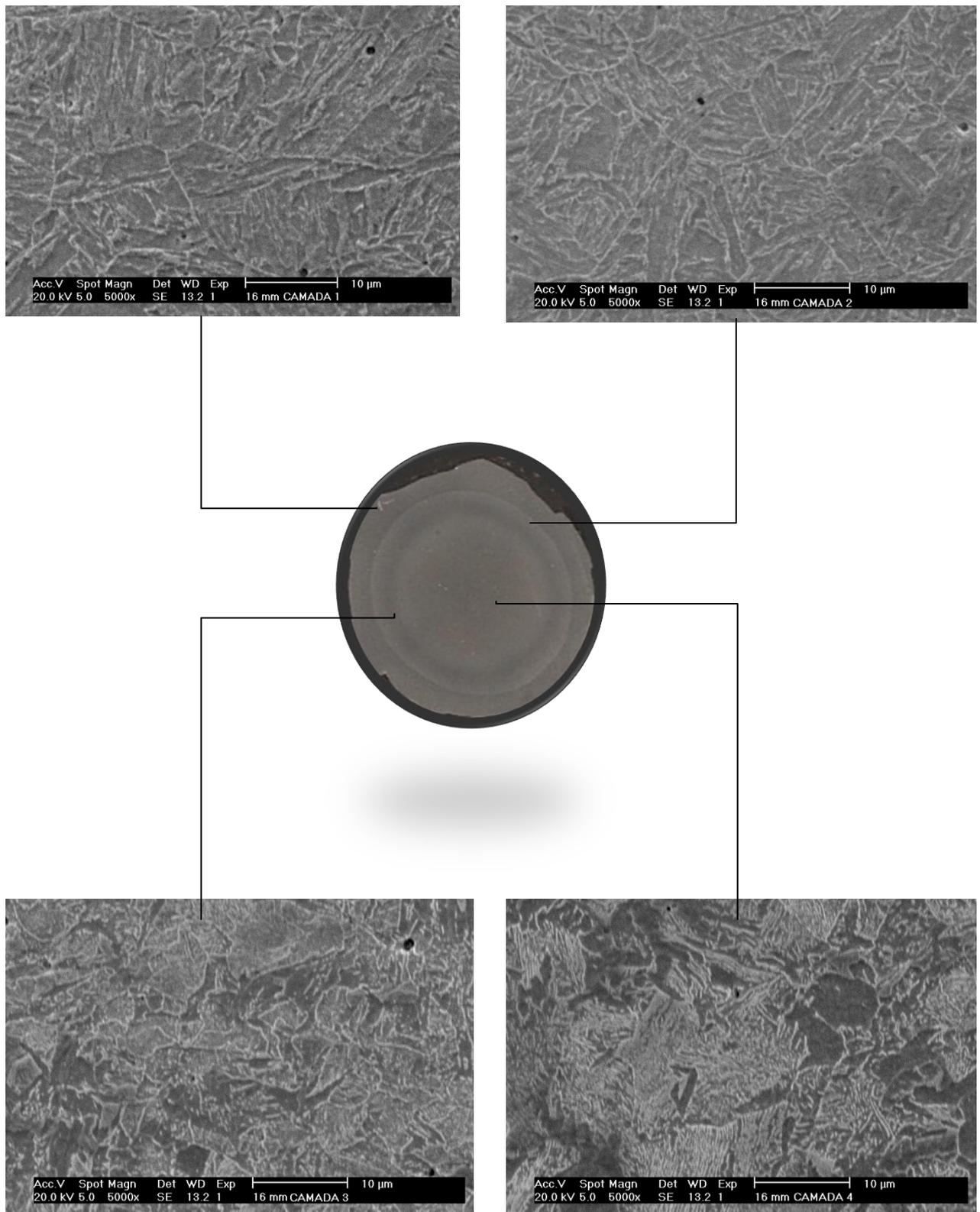


Figura 40 - Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 16 mm. Aumento 5000x.

A figura 41 mostra o resultado de MEV do vergalhão de bitola 20 mm:

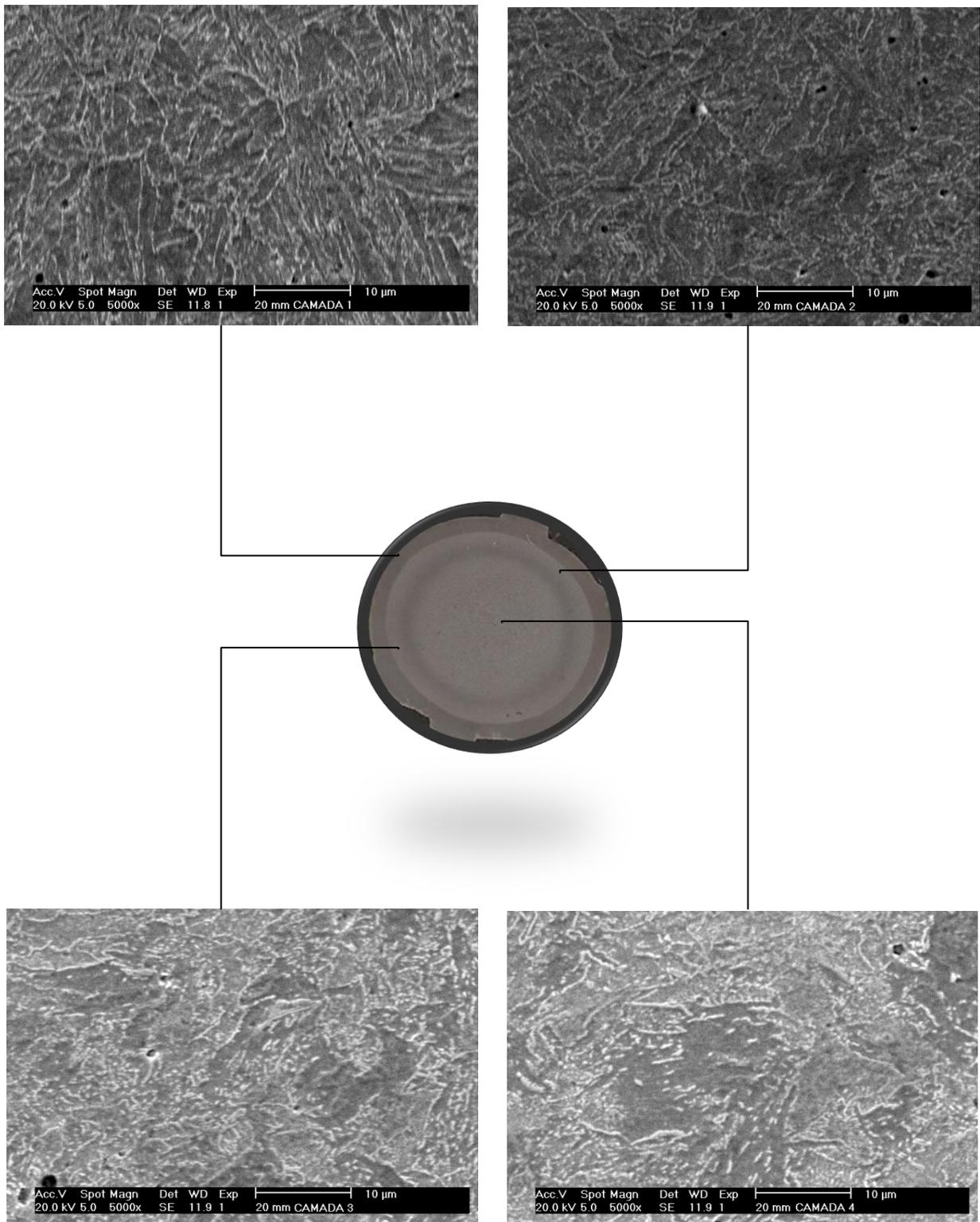


Figura 41 - Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 20 mm. Aumento 5000x.

A figura 42 mostra o resultado de MEV do vergalhão de bitola 25 mm:

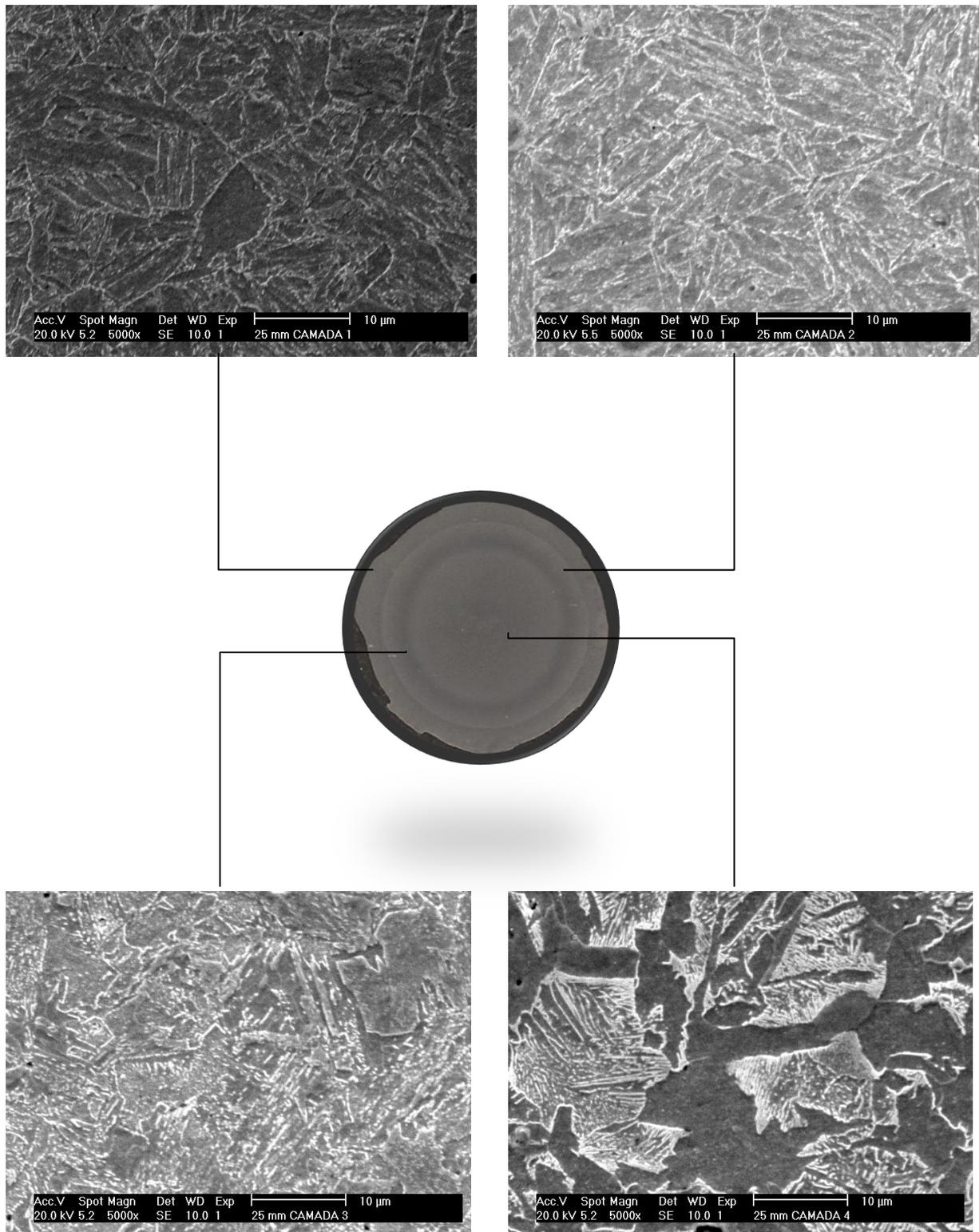


Figura 42 - Microestrutura, obtida por MEV, das camadas 1, 2, 3 e 4 do vergalhão de bitola 25 mm. Aumento 5000x.

Nas imagens da camada 1 de todas as bitolas é observado que o tamanho de grão da martensita revenida é constante, devido ao resfriamento controlado. É confirmado que a camada 2 da bitola de 8 mm se assemelha com a camada 4 das demais bitolas.

A camada 2 das bitolas, com exceção da bitola de 8 mm, apresenta grãos pequenos e finos, mas nota-se que a morfologia é apresentada na forma de pequenas lamelas de natureza cementita (Fe_3C) e ferrita que é o que difere com a camada de martensita revenida.

Observa-se que a camada 2 (bainita revenida), camada 3 (perlita e ferrita) e camada 4 (perlita e ferrita) de todas as bitolas possuem a mesma natureza, apresentando lamelas de cementita (Fe_3C) e ferrita. Porém, a morfologia destas é diferente, pois a camada 2 apresenta pequenas lamelas, caracterizando a estrutura bainítica e as camadas 3 e 4 apresentam lamelas de tamanhos maiores, caracterizando a estrutura perlítica. Devido ao grau de ampliação da imagem, não é possível observar a porcentagem de área ocupada por cementita (Fe_3C) e por ferrita.

O espaçamento entre as lamelas da perlita também se mantém constante com o aumento do tamanho de bitola.

5.4 Microdureza

As figuras 43 a 48 mostram o resultado da microdureza (carga de 4,9 N).

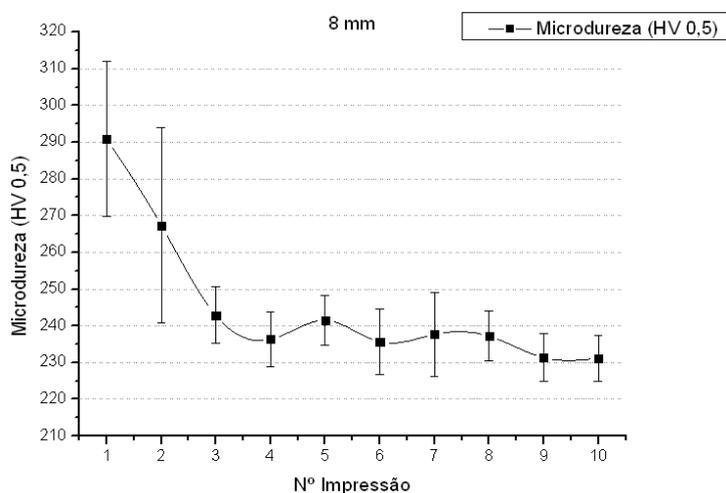


Figura 43 – Microdureza do vergalhão de bitola 8 mm (Passo = 0,4mm).

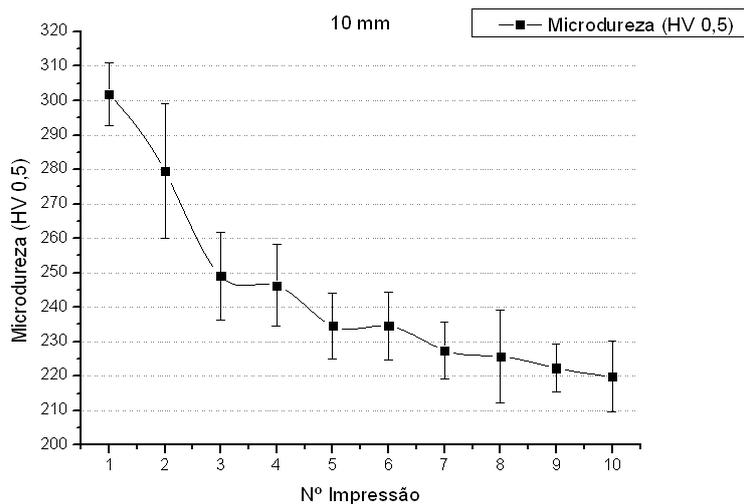


Figura 44 – Microdureza do vergalhão de bitola 10 mm (Passo = 0,5mm).

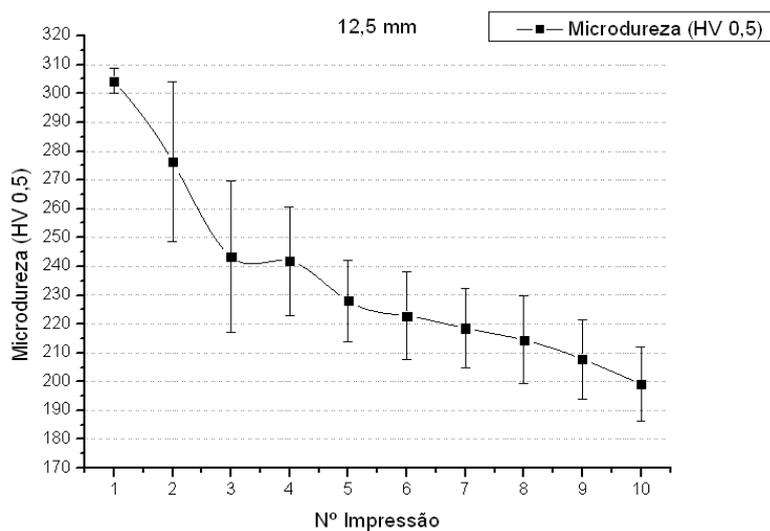


Figura 45 - Microdureza do vergalhão de bitola 12,5 mm (Passo = 0,625 mm).

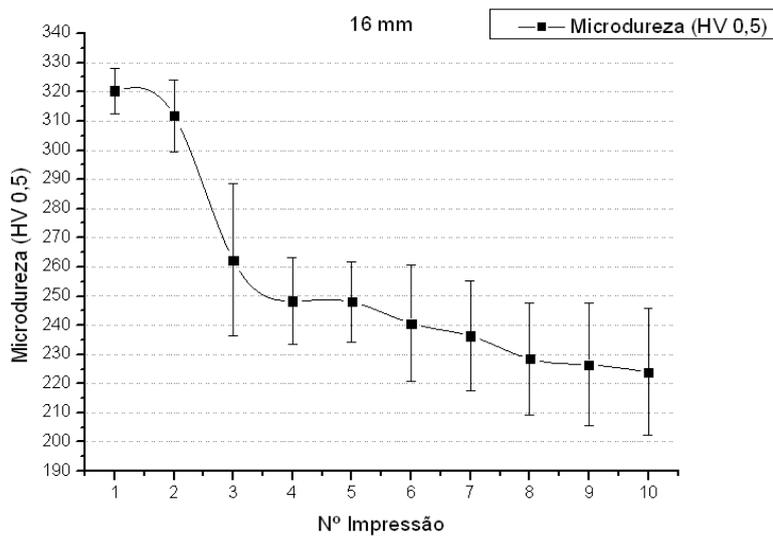


Figura 46 - Microdureza do vergalhão de bitola 16 mm (Passo = 0,8 mm).

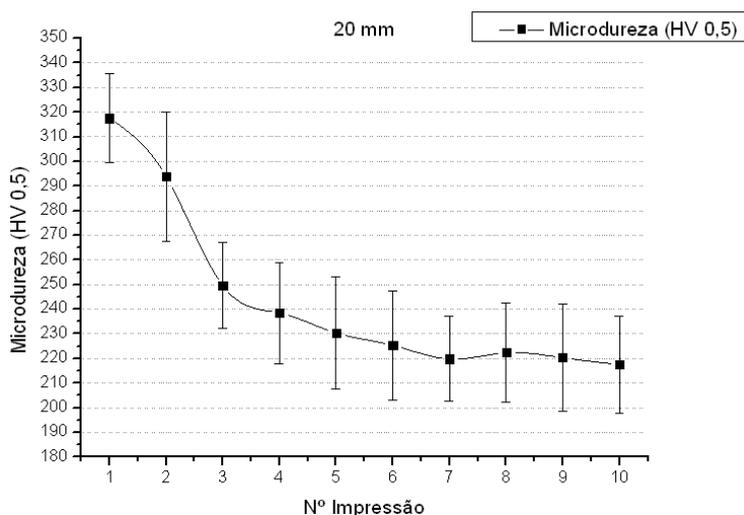


Figura 47 - Microdureza do vergalhão de bitola 20 mm (Passo = 1 mm).

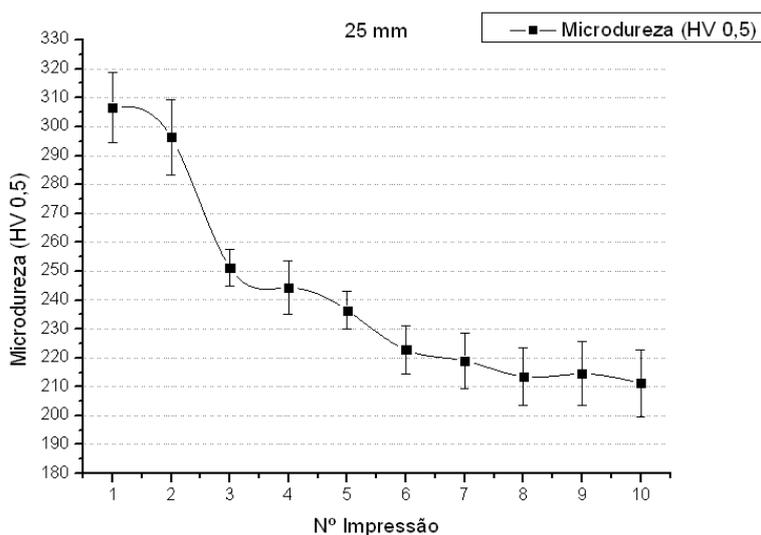


Figura 48 - Microdureza do vergalhão de bitola 25 mm (Passo = 1,25 mm).

De acordo com os perfis de microdureza apresentados para as bitolas de 8 mm, 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm existe a tendência de diminuição de microdureza da superfície para o centro do vergalhão. Isso se deve ao fato da existência de diferentes microestruturas presentes nos vergalhões.

Para a superfície, no qual está presente martensita revenida, a microdureza é a de maior valor, pois esta microestrutura apresenta grãos menores, como visto no microscópio eletrônico de varredura. O contorno de grão da martensita é um empecilho para o penetrador do microdurômetro,

sendo exigido um maior esforço para a penetração. Esses contornos de grão também impedem os movimentos de discordâncias, resultando em alta resistência do material.

Observa-se que o vergalhão de bitola 8 mm apresenta, para a 2ª impressão, uma extensa faixa de variação. Nesta faixa o menor valor é próximo aos demais valores para as impressões subsequentes, mostrando uma tendência de valores próximos para as impressões em regiões mais internas do vergalhão. Isso se explica pelo aparecimento de apenas duas camadas com microestruturas distintas nesta bitola,

Para as demais bitolas, é apresentada uma tendência de diminuição da microdureza a partir da primeira impressão, pois existem 4 tipos de camadas com diferentes microestruturas.

A partir da 5ª impressão, observa-se que a tendência de queda da microdureza não é tão intensa como a tendência de queda apresentada para as primeiras impressões. Portanto, esse é o momento no qual se inicia a camada 3. Isso pode ser explicado devido à natureza, da região que sofreu impressão, ser de perlita (cementita e ferrita) e isso se repete até a última impressão. Apesar de a região ser de mesma natureza, a microdureza continua a cair devido à porcentagem de perlita e ferrita se alterar, pois quanto mais próximo ao núcleo maior a área de ferrita (fase de menor dureza).

5.5 Thermo-calc

A figura 49 apresenta um diagrama que ilustra o momento que a solidificação do aço acontece e a quantidade de fase existente em determinadas temperaturas.

A 2000 °C existe apenas fase líquida. De acordo com a perda de temperatura, a quantidade de fase líquida diminui. Observa-se que em torno de 1570 °C a porcentagem aço líquido começa a diminuir e inicia-se a formação fase CCC (ferrita). Em torno de 1500 °C existe 60% de líquido e 40 % de ferrita.

Abaixo de 1500 °C toda a fase líquida transforma-se em CFC (austenita) e em torno de 1430 °C todo o aço possui esta única fase.

Em 800 °C inicia-se a formação de ferrita e a quantidade de austenita tende a diminuir com a queda de temperatura.

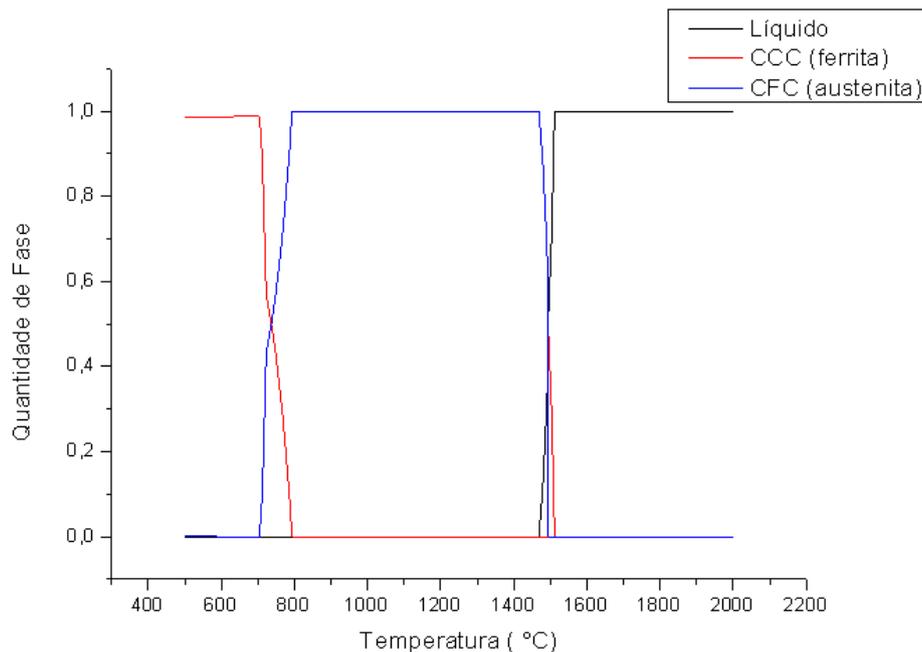


Figura 49 – Diagrama quantidade de fases do aço SAE 1028.

Em torno de 750 °C existe 50% de fase ferrita e 50% de fase austenita. Em 700 °C toda a microestrutura do aço é formada por ferrita.

Lembrando que o estudo realizado pelo thermocalc software é feito a partir da composição química do aço, sendo desconsiderado que este tenha passado por tratamento térmico durante ou depois do processo de fabricação, como tarugos brutos de fusão com a mesma composição química do aço trabalhado.

5.6 Difração de elétrons retro espalhados (EBSD)

Para a camada 1 (martensita) da bitola de 8 mm foram geradas a imagem 50, mostrando a orientação dos grãos e imagem 51, mostrando os contornos de grãos. Para a camada 2 desta bitola, foram geradas a imagem 52 mostrando a orientação dos grãos e a imagem 53, mostrando os contornos de grãos. Por fim, para a camada 3 desta bitola, foram geradas a imagem 54 mostrando a orientação dos grãos, imagem 55, mostrando os contornos de grãos. Para a camada 4 não foi gerada nenhuma imagem, pois esta possui a mesma natureza da camada 3, diferindo apenas a quantidade de cada microconstituente.

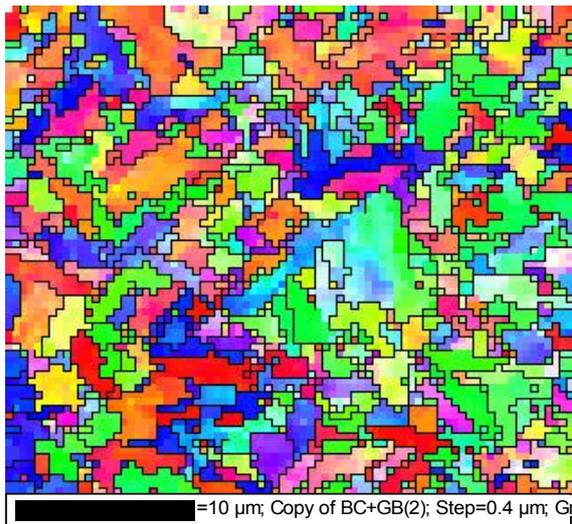


Figura 50 – Orientação dos grãos da camada 1 (martensita) da bitola de 8 mm.

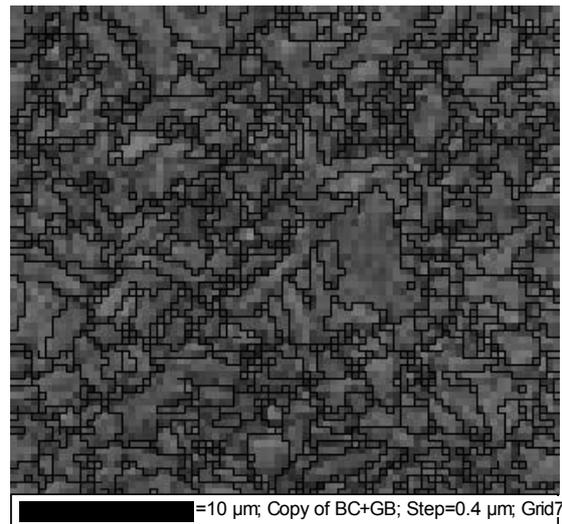


Figura 51 – Contornos de grãos da martensita da bitola de 8 mm.

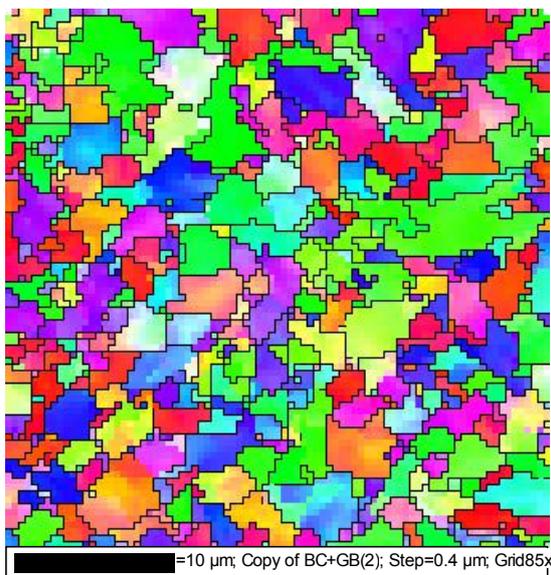


Figura 52 – Orientação dos grãos da camada 2 (bainita) da bitola de 8 mm.

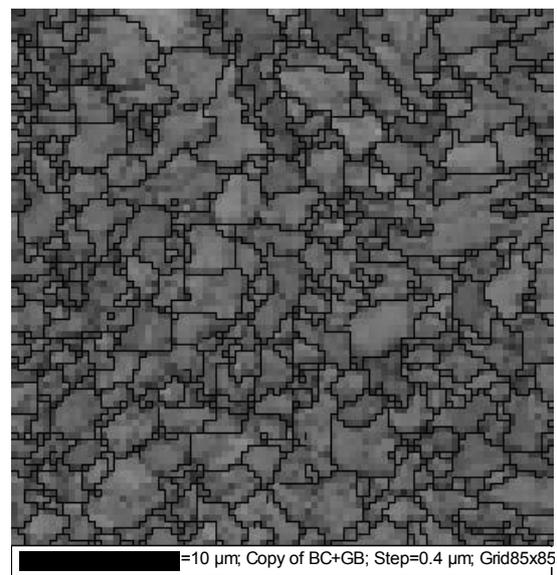


Figura 53 – Contornos de grãos da bainita da bitola de 8 mm.

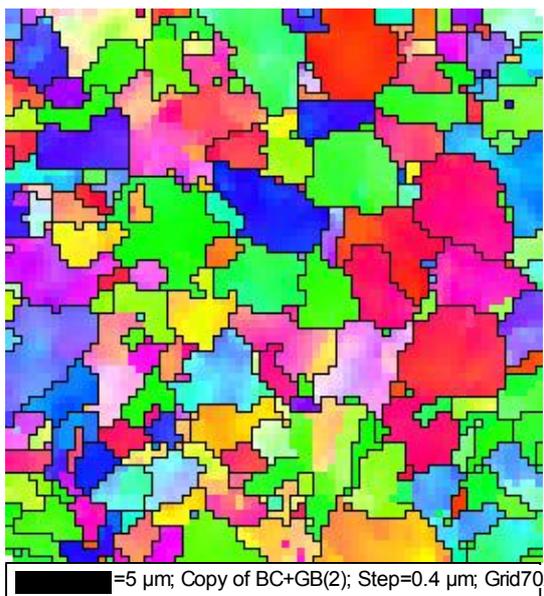


Figura 54 – Orientação dos grãos da camada 3 (perlita e ferrita) da bitola de 8 mm.

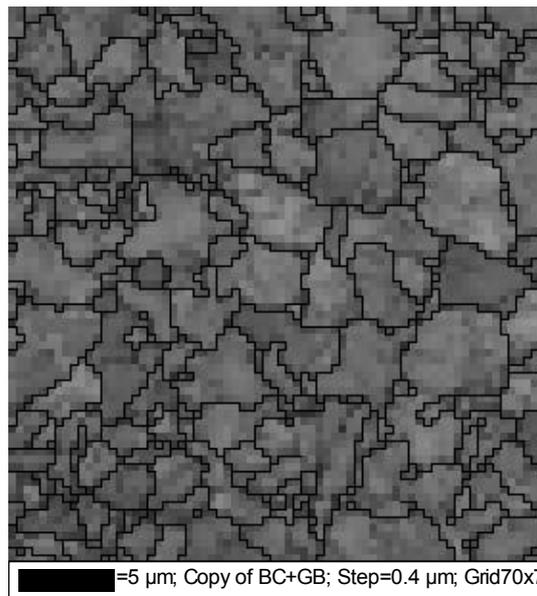


Figura 55 – Contornos de grãos da perlita e ferrita da bitola de 8 mm.

Já para a bitola de 20 mm foram geradas as imagens a seguir. Para a camada 1 (martensita) foram geradas a imagem 56, mostrando a orientação dos grãos e imagem 57, mostrando os contornos de grãos. Para a camada 2 desta bitola, foram geradas a imagem 58 mostrando a orientação dos grãos e imagem 59, mostrando os contornos de grãos. Por fim, para a camada 3 desta bitola, foram geradas a imagem 60 mostrando a orientação dos grãos, imagem 61, mostrando os contornos de grãos. Para a camada 4 não foi gerada nenhuma imagem, sedo a justificativa desta a mesma usada para a bitola de 8 mm.

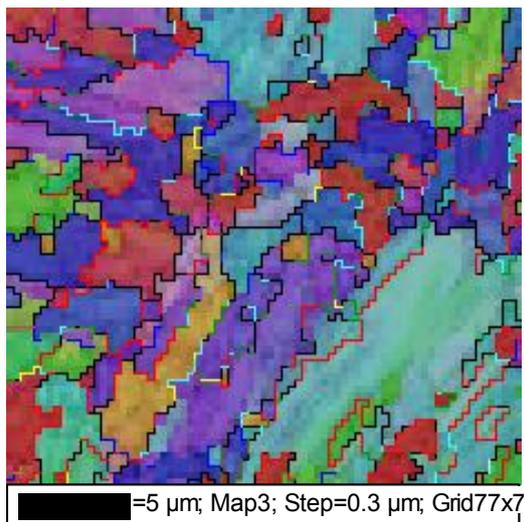


Figura 56 – Orientação dos grãos da camada 1 (martensita) da bitola de 20 mm.

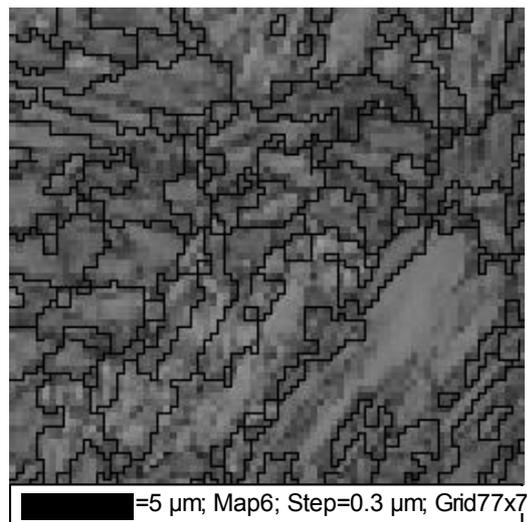


Figura 57 – Contornos de grãos da martensita da bitola de 20 mm.

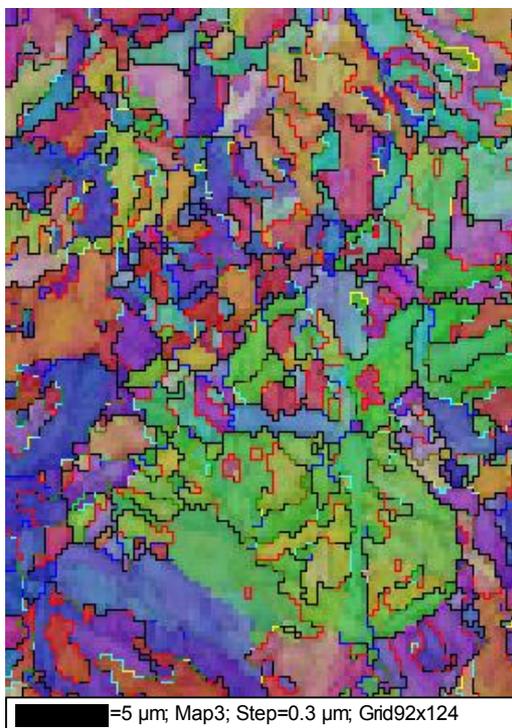


Figura 58 – Orientação dos grãos da camada 2 (bainita) da bitola de 20 mm.

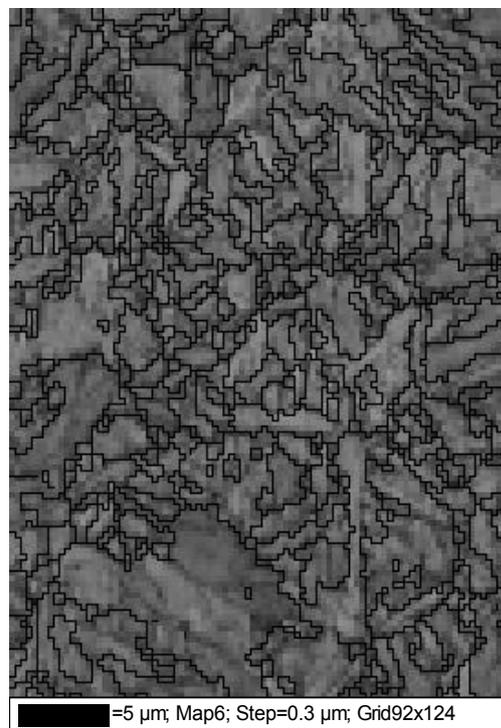


Figura 59 – Contornos de grãos da bainita da bitola de 20 mm.

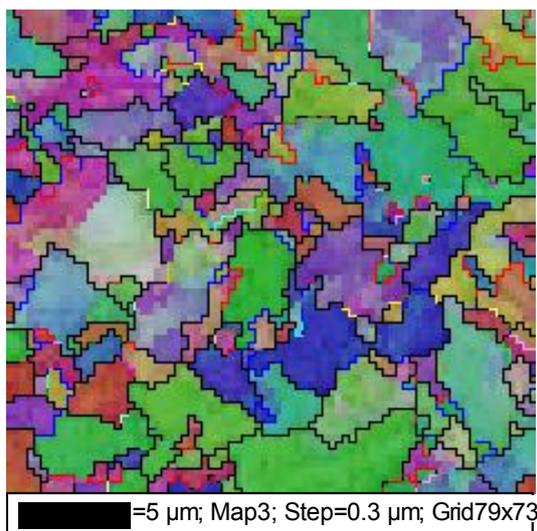


Figura 60 – Orientação dos grãos da camada 3 (perlita e ferrita) da bitola de 20 mm.

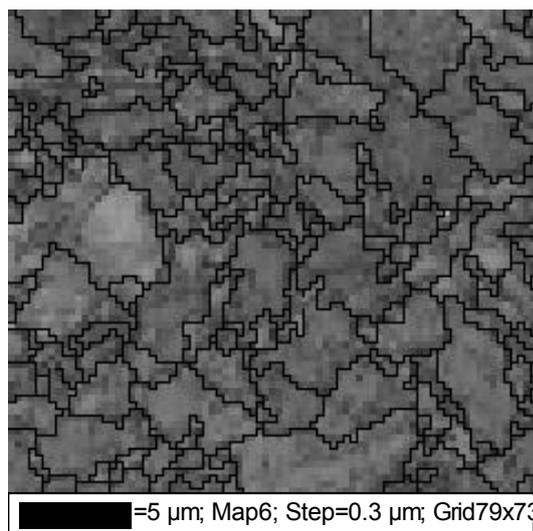


Figura 61 – Contornos de grãos da perlita e ferrita da bitola de 20 mm.

Observa-se que nas figuras que apresentam a orientação dos grãos existe uma grande variedade de coloração. Cada coloração distinta representa uma orientação. De acordo com estas figuras, não existe uma tendência de orientação preferencial dos grãos para todas as camadas das duas bitolas. Portanto, a textura existente é fraca.

Nas figuras de contornos de grãos nota-se a tendência de aumento no tamanho do grão quanto mais interna estiver localizada a camada observada, o que foi observado no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Estas imagens confirmam a presença das fases identificadas no Microscópio Óptico e no Microscópio Eletrônico de Varredura.

5.7 Difração de raios-X

As figuras 62 a 65 mostram as figuras de pólos de todas as camadas da bitola 25 mm.

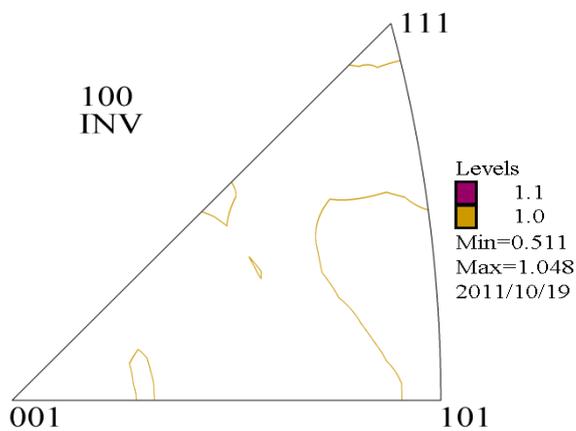


Figura 62 – Figura de pólo inversa da camada 1.

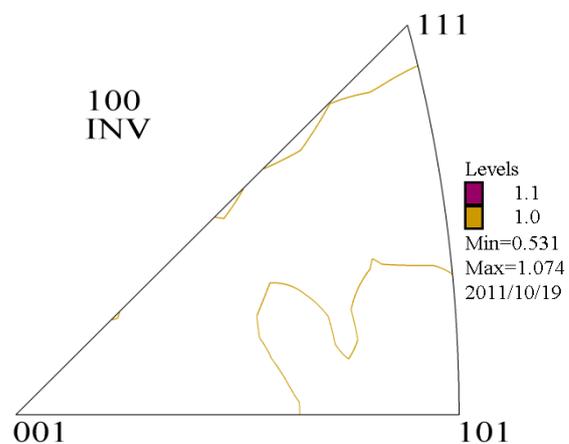


Figura 63 – Figura de pólo inversa da camada 2.

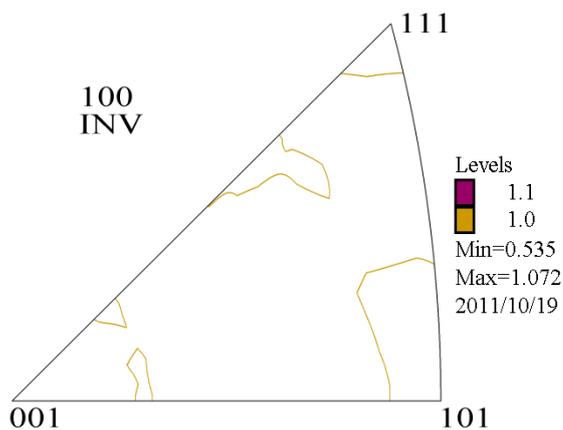


Figura 64 – Figura de pólo inversa da camada 3.

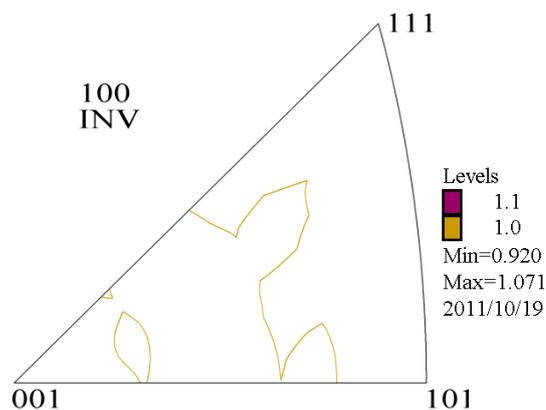


Figura 65 – Figura de pólo inversa da camada 4.

As figuras 66 a 69 mostram a FDOC de todas as camadas da bitola 25 mm.

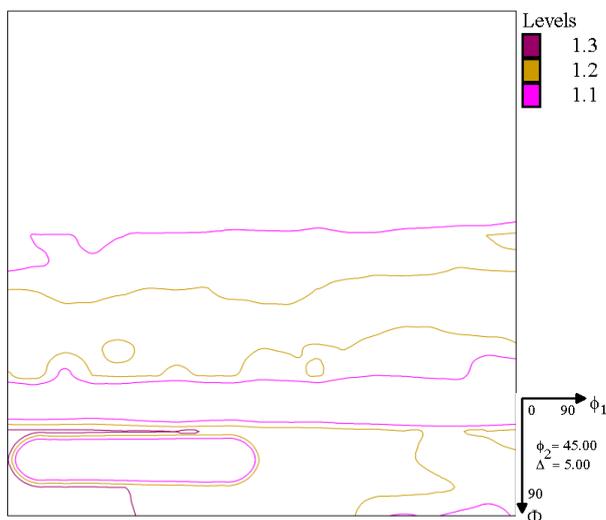


Figura 66 – FDOC da camada 1.

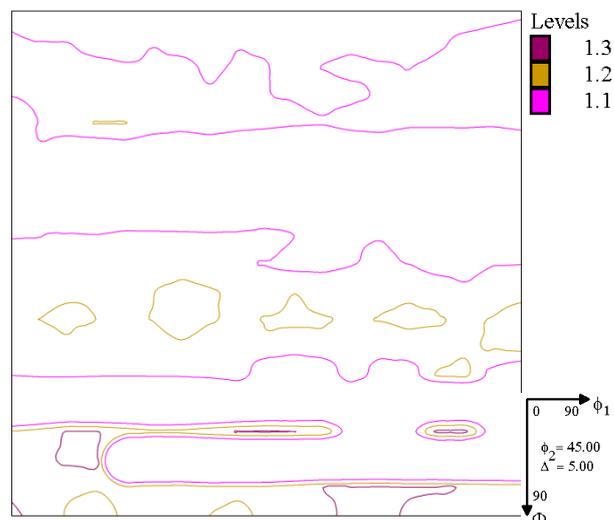


Figura 67 – FDOC da camada 2.

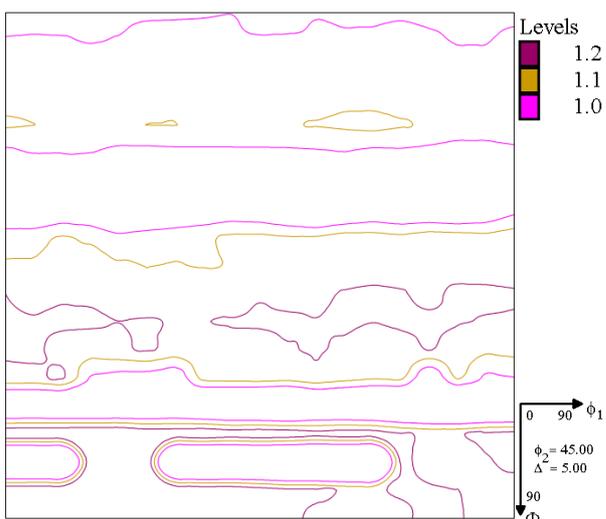


Figura 68 – FDOC da camada 3.

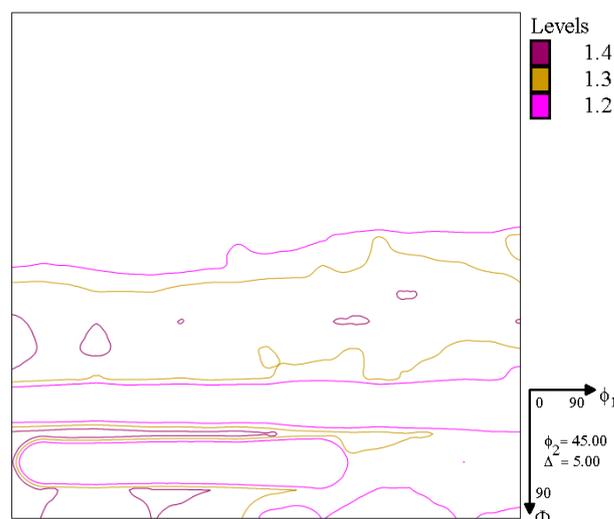


Figura 69 – FDOC da camada 4.

De acordo com o resultado obtido, a existência de textura é fraca, como também foi visto no EBSD. Porém, a textura é a mesma para todas as camadas. Portanto, não há variação de textura do centro a superfície do vergalhão. Nota-se a existência de pequena concentração de textura no plano [111].

Este comportamento é típico de materiais laminados a quente, como é o caso do material do trabalho. A textura é forte em materiais conformados a frio, no qual o material sofre encruamento e existe anisotropia.

5.8 Comparativo dos limites de escoamento (LE) e de resistência (LR) entre o aço SAE 1028 e SAE 1020

De acordo com a figura 70, é observado que os valores médios de limite de escoamento de cada bitola são menores para o aço SAE 1028. Porém, estes estão dentro da mesma faixa de erro. A composição do aço SAE 1020 é vista na tabela 4.

Tabela 4 – Composição química do aço SAE 1020 [27].

C (%)	Mn (%)	Fe (%)
0,18 - 0,23	0,30 - 0,60	bal

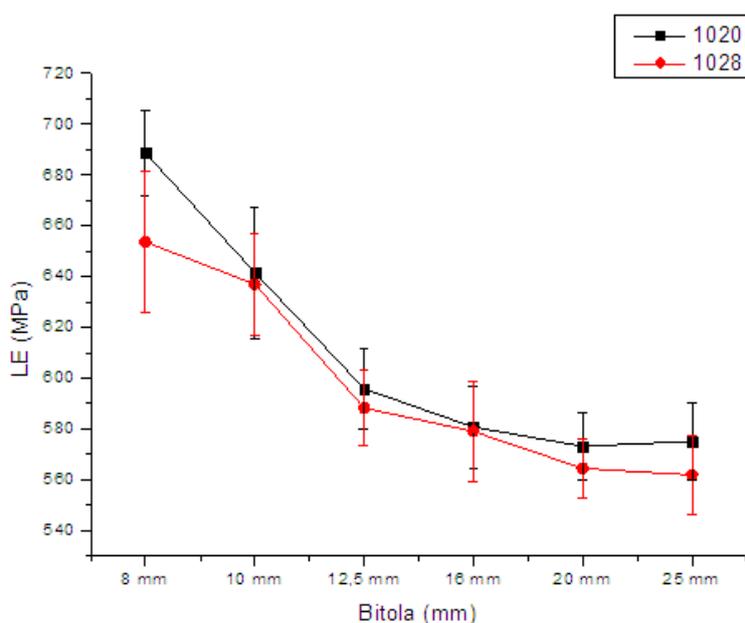


Figura 70 – Comparativo entre limite de escoamento entre o aço SAE 1028 e SAE 1020.

De acordo com a literatura, o limite de escoamento tende a aumentar com o aumento do teor de carbono, o que não é apresentado neste caso. Isso se explica com o teor de manganês no aço, que é menor para o aço SAE 1028. A equação 4 mostra a dependência do limite de escoamento com o teor de manganês.

$$YS = 246 + 4.15 \text{ Pearl} + 44.6 \text{ Mn} + 138 \text{ Si} + 923 \text{ P} + 169 \text{ Sn} + 3754 N_{sol} + \frac{14.9}{\sqrt{d}} \quad \text{- Equação 4 [28].}$$

Onde:

YS: Limite de escoamento (MPa).

Pearl: Fração de perlita na microestrutura (%).

d: Tamanho de grão (mm).

N_{sol} : Nitrogênio solubilizado (%).

Com os valores de LE acima do que a norma especifica, a velocidade de laminação pode ser aumentada mantendo a vazão de água das bombas do thermex constante, conseqüentemente a região martensítica diminuirá, pois um menor fluxo de calor acontecerá na superfície da barra, o que diminuirá o resfriamento brusco e uma menor área de martensita e bainita se formará, acarretando um menor valor para LE.

Outra opção é diminuir a vazão de água dos tubos do thermex e manter a mesma velocidade de laminação. O resultado será LE com valor menor ao do gráfico.

Esse processo deve ter parâmetros controlados, pois é observado que a faixa entre o valor especificado pela norma (500 MPa) e o valor obtido no gráfico é considerável.

Na figura 71, observa-se que os valores de limite de resistência são iguais, com exceção da bitola de 8 mm e 25 mm, que apresentam valores maiores para o aço SAE 1020. Porém, suas médias estão dentro da mesma faixa de erro.

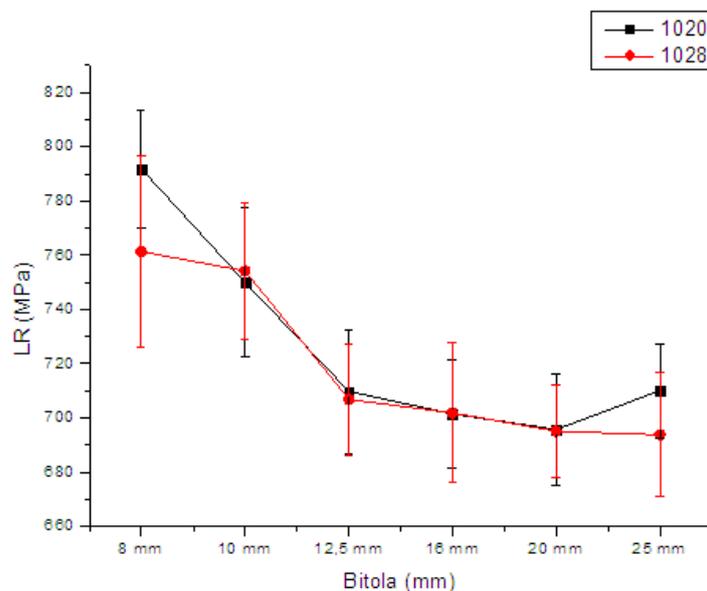


Figura 71 – Comparativo entre limite de resistência entre o aço SAE 1028 e SAE 1020.

Para a figura 72, observa-se a relação entre LE e LR. O aço SAE 1028 possui valores menores de LE e valores de LR iguais ao do aço SAE 1020. Isso faz com que a relação, que deve ser igual ou maior que 1,08, diminua. Porém, ainda acima do valor que a norma discrimina adequado.

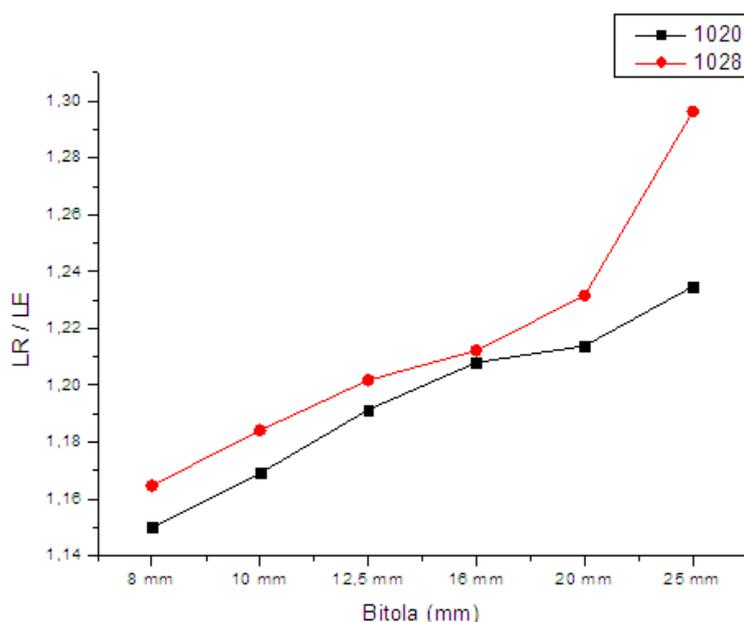


Figura 72 – Comparativo entre a relação de LE/LR dos aços 1028 e 1020.

6 CONCLUSÃO

De acordo com os objetivos propostos, conclui-se com base nos métodos utilizados que:

- ✓ O vergalhão de bitola 8 mm apresenta apenas 2 camadas (camada 1 e camada 2). Sendo a camada 1 martensita e a camada 2 ferrita e perlita, devido a isoterma de revenido cruzar apenas com a região de formação de perlita e ferrita.
- ✓ Os vergalhões de bitola 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm apresentaram 4 camadas, devido a sua isoterma de revenido cruzar com as regiões de formação de bainita, ferrita e perlita.
- ✓ A temperatura de início de formação da martensita foi identificada e tem o valor de 405 °C.
- ✓ A porcentagem das camadas 1, 2, 3 e 4 foi encontrada para cada bitola e verificou-se que, com o aumento do tamanho da bitola, a camada 4 tende a crescer, as camadas 2 e 3 tendem a diminuir e a camada 1 tende a permanecer constante.
- ✓ Observar-se que a porcentagem das camadas pode ser encontrada via equação matemática ou via software (SVRNA).
- ✓ Foi verificado, na micrografia, que a camada 1 de todas as bitolas são semelhantes e que têm natureza martensítica. A camada 2 da bitola de 8 mm assemelha-se com a camada 4 das demais bitolas. A camada 2 das bitolas 10 mm, 12,5 mm, 16 mm e 20 mm possuem a característica de estrutura bainítica. As camadas 3 e 4 possuem a mesma natureza (perlita e ferrita).
- ✓ No MEV observou-se que as camadas 3 e 4 das bitolas de 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm e a camada 2 da bitola de 8 mm possuem lamelas bem espaçadas, caracterizando perlita e ferrita. E a camada 2 das bitolas de 10 mm, 12,5 mm, 16 mm, 20 mm e 25 mm mostraram a presença de grãos menores e ripas de Fe_3C caracterizando a presença de bainita. Para a camada 1 de todas as bitolas, observa-se a presença de estrutura martensítica.

- ✓ De acordo com os perfis de microdureza apresentados para todas as bitolas existe a tendência de diminuição de microdureza da superfície para o centro do vergalhão.
- ✓ A partir da 5ª impressão, observa-se que a tendência de queda da microdureza não é tão intensa como a tendência de queda apresentada para as primeiras impressões. Portanto, esse é o momento no qual se inicia a camada 3.
- ✓ Com o diagrama de quantidade de fases observa-se que abaixo de 1500 °C toda a fase líquida transforma-se em CFC (austenita) e em torno de 1430 °C todo o aço possui esta única fase. Durante o processo de laminação (1100 °C) o aço possui apenas uma fase, a austenita.
- ✓ No EBSD, observa-se que o aço trabalhado não possui tendência de orientação preferencial, o que é típico de aços trabalhados a quente. Também se têm os contornos de grãos de cada fase presente nas bitolas de 8 mm e 25 mm, ilustrando a presença de martensita; bainita; e, perlita e ferrita nas camadas internas do aço.
- ✓ Na difração de raios x, confirma-se pela figura de pólo inversa e FDOC que o aço possui pouca textura (orientação preferencial) e que a pouca concentração de textura encontrada está no plano [111].
- ✓ Comparando o limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) entre o aço SAE 1028 e SAE 1020, observa-se que essas duas propriedades praticamente não mudam, encontrando-se dentro de uma mesma faixa de erro, devido ao teor de carbono ser maior no aço SAE 1028 e ao teor de manganês no aço SAE 1020 ser maior, o que compensa os resultados obtidos.
- ✓ Já a relação de LR por LE é maior para o aço SAE 1028, porém a diferença, entre esta relação, do aço SAE 1028 e SAE 1020, é no máximo 0,08 vista na bitola de 28 mm. As demais bitolas possuem uma diferença menor.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR 7480/2007. Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado – Especificação. 03/09/2007.

- [2] PADILHA, Ângelo Fernando. Materiais de Engenharia. Curitiba, PR: HEMUS, 2000.

- [3] HELMAN, Horacio; CETLIN, Paulo Roberto. Fundamentos da conformação mecânica dos metais. 2ª ed. São Paulo, SP: Artliber Editora, 2005.

- [4] BRESCIANI FILHO, Ettore. Conformação plástica dos metais. 4. ed. rev. e ampl. Campinas, SP: UNICAMP, 1991.

- [5] Processo de fabricação belgo 50 e belgo 60. Disponível em <http://www.belgo.com.br/solucoes/artigos/pdf/belgo_50_60.pdf>. Acesso em 14 de Agosto de 2011.

- [6] BATISTA, Arildo. Desenvolvimento de vergalhões soldáveis e armaduras soldadas. Revista Brasil Engenharia. Edição 579: Engenho editora técnica: 2007.

- [7] H. ÇETINEL, M. TOPARLI, L. ÖZSOYELLER. A finite element based prediction of the microstructural evolution of steels subjected to the Tempcore process. Mechanics of Materials. 1999.

- [8] FILHO, Cláudio Henrique Macedo Alves. Análise da influencia da taxa de resfriamento no gradiente microestrutural de barras laminadas a quente tratadas termicamente. Curitiba, PR: Programa de pós-graduação - Pontifícia Universidade Católica do Paraná, 2004.

- [9] JOHN NIKOLAOU, GEORGE D. PAPANIMITRIOU. Impact toughness of reinforcing steels produced by(i) the Tempcore process and (ii) microalloying with vanadium. International Journal of Impact Engineering. 2004.

- [10] J. NIKOLAOU, G.D. PAPANIMITRIOU. Microstructures and mechanical properties after heating of reinforcing 500 MPa class weldable steels produced by various processes (Tempcore, microalloyed with vanadium and work-hardened). Construction and Building Materials. 2004.

- [11] < <http://thermex-rebars.com>>. Acesso em 16 de Agosto de 2011.
- [12] CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos . 5ª ed. ampl. e rev. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração – ABM, 1982.
- [13] COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4ª ed. São Paulo, SP: Edgard Blücher, 2008.
- [14] SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. Aços e ligas especiais. 3ª ed. rev. São Paulo, São Paulo, SP: Edgard Blücher, 2010.
- [15] CALLISTER, William D.; SOARES, Sérgio Murilo Stamile. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 7ª ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2008.
- [16] RIOS, Paulo Rangel; PADILHA, Angelo Fernando. Transformações de fase. São Paulo, SP: Artliber Editora, 2007.
- [17] SANTOS, Rezende Gomes do. Transformações de fases em materiais metálicos. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2006.
- [18] < <ftp://ftp.demec.ufpr.br>>. Acesso em 16 de Agosto de 2011.
- [19] L.A. DOBRZAŃSKI, J. TRZASKA. Application of neural networks for prediction of critical values of temperatures and time of the supercooled austenite transformations. Journal of Materials Processing Technology. 2004.
- [20] Tratamento Térmico dos aços : Recozimento, Normalização, Têmpera e Revenido. Spectru Instrumental Científico Ltda. Divisão Metalurgia / Tratamento Térmico / Ensino. Rio Comprido, RJ.
- [21] < <http://www.proterm.com.br/2006/html/servicos2.php>>. Acesso em 16 de agosto de 2011.
- [22] MIN, Mok Chek. Effect of Alloying Elements on Steels. Descriptive approach- Steel Alloys. CMM NDT Services.

- [23] SOUZA, Sérgio Augusto de. Composição química dos aços. São Paulo, SP: Edgard Blücher, 1989.
- [24] FORTES, Cleber. ARAÚJO, Welerson. Metalurgia da soldagem. ESAB.
- [25] FREITAS, Francisco Nélio Costa. Influência da recristalização no comportamento da textura cristalográfica e nas perdas magnéticas por histerese de um aço elétrico de grão não orientado. Fortaleza, CE: Universidade Federal do Ceará, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2011.
- [26] ARAÚJO, Victor Torquato. Análise da produção de barra de aço para concreto armado via processo thermex. Fortaleza, CE: Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2010.
- [27] Manual de aços. Gerdau Aços Finos Piratini. Edição 2003.
- [28] Gorni, Antonio Augusto. Steel forming and heat treating handbook. São Vicente, Brazil, 2011.
- .