



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ – UFC

CENTRO DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E MATERIAS

ENGENHARIA METALÚRGICA

JOÃO RODRIGUES DE BARROS NETO

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE BARRAS DE AÇO**

FORTALEZA – CE

2010

JOÃO RODRIGUES BARROS NETO

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE BARRAS DE AÇO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado
como requisito para obtenção do título de
Engenheiro Metalurgista pela Universidade
Federal do Ceará

Orientador: Prof. Dr. Alex Maia do Nascimento

FORTALEZA – CE

2010

AGRADECIMENTOS

Durante o tempo dedicado a esse trabalho, várias pessoas foram importantíssimas e aqui deixo meus agradecimentos.

Agradeço minha mãe Maria Dedicia que foi e é o grande pilar que sustenta minha vida. Agradeço aos meus irmãos (Luis, Airton, Denise e Chagas) por sempre estarem do meu lado, me ajudando nos momentos mais difíceis

Ao Prof. Dr. Alex Maia do Nascimento pelas oportunidades e conhecimentos durante o convívio.

Aos professores Hamilton, Lindberg Gonçalves, Ricardo Emilio, Elineudo, Helio Cordeiro, Marcelo José, Marcelo Motta, Walney, Cleiton, Igor, e os demais professores por compartilhar um pouco dos seus conhecimentos adquiridos.

Aos servidores Junior e Lucivaldo por sempre que requeridos nos ajudaram.

Aos meus grandes amigos que adquiri durante o curso: Frank Webston, Victor Torquato, Thiago Ferreira, Paulo Marcelo, Francisco Edval (Zeba), Diego Araruna, Gilberto Pereira, Mozart, Leonardo Rodrigues, Matheus, Raphael Mendes, Rômulo, Victor Moita, entre outros.

Aos meus amigos de residência pelo que a gente sempre passou juntos, momentos felizes e muitas dificuldades: José Arlecio, Marcos Rafael, Jardelson Rangel, Athur Icaro, Newdmar Fernandes, Robson Moura, Ruam, José Luis, Rafael (Kiko), Orleans, Naiara Caetano, Regiane Caetano, Lidiane Rodrigues, Agleilson, Julio Neto, Anderson Pereira entre outros.

Aos meus amigos de CEC: Ismael, Emanuel, Erivaldo Rumão, Rafael Lima, Franklyn Pereira, Ulisses, Ewerton, Roney, Denilson, Danilson, Evandro Gabriel (Primo).

Aos meus amigos de infância: Marcelo, Marciano, Junior, Felipe, Catarina, Rosana, Izalina, Fideralina, Edmilson (Nilsim), Paulo, Carlos.

Aos amigos da Gerdau Usiba que me ajudaram na coletas dos dados: Raimundo Leite, Eliel, Thiago Alves, Sandro Gonçalves, Odeusmar, Jackson, João Roberto Bestlé.

RESUMO

As barras de aço para construção civil e mecânica são obtidas por laminação a quente. As barras são produzidas rigorosamente de acordo com as especificações da norma NBR 7480/2007, a qual permite que as barras sejam fornecidas em rolos ou reto. A produção no formato rolo está limitada atualmente até o diâmetro nominal de 16 mm por questões operacionais. O presente trabalho tem como objetivo avaliar as propriedades mecânicas e as microestruturas de barras de aço produzidas em rolos com diferentes diâmetro nominais - 6.3 mm, 8 mm, 10 mm, 12.5 mm e 16 mm – quando submetidas a 3 (três) diferentes taxas de resfriamento durante etapa de tratamento térmico (Stelmor). As barras de aço foram submetidas a ensaios de tração para análise das propriedades mecânicas (limite de resistência, limite de escoamento e alongamento) após os tratamentos: TRL- taxa de resfriamento lenta (ao ar), TRM – taxa de resfriamento moderada (ao ar e ar forçado) e TRR – taxa de resfriamento rápida (ar forçado). Os resultados mostraram que as taxas de resfriamento TRR produziram os maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência, porém com menores valores de alongamento. Considerando o diâmetro nominal da barra observaram-se valores maiores de limite de escoamento e limite de resistência com a redução do diâmetro nominal. A cada 1 mm de diâmetro nominal a menos verificou-se um incremento de 12 MPa no limite de escoamento em média.

Palavras chaves: taxa de resfriamento, propriedades mecânicas e microestrutura.

ABSTRACT

The steels bars for civil and mechanics building are obtained by hot rolling. The bars are produced in agreement with the specifications of the norm NBR 7480/2007 that allows the bars to be supplied in coil or straight. The production in the format coil is limited currently until nominal diameter 16 mm for operational matter. The present work has as objective evaluates mechanical properties and the microstructure of steels bars produced in coil with different nominal diameter - 6.3 mm, 8 mm, 10 mm, 12.5 mm and 16 mm - when submitted to 3 (three) different rates cooling during stage of heat treatment (Stelmor). The steels bars were submitted to tensile test for analysis of mechanical properties (tensile strength, yield strength and elongation) after treatments: TRL - slow cooling (air), TRM – moderate cooling (air and forced air) and TRR - fast cooling (forced air). The results show that cooling rate TRR produced the values high of yield strength and tensile strength, however with elongation smaller. Condering nominal diameter of bar larger values of yield strength and tensile strength were observed with reduction of nominal diameter. To each 1 mm to nominal diameter less an increment of 12 MPa was verified on average in the yield strength.

Key words: cooling, rate properties mechanical and microstruture

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Barras de aço a) em forma de rolo, b) em forma de feixe (reto).....	12
Figura 2. Diagrama de Fase do sistema Ferro-Carbono. (Adaptado de (CALLISTER, 2007))	14
Figura 3. Micrografia de um aço inoxidável austenítico, 400 x (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007).	15
Figura 4. Micrografia de um aço hipoeutetóide de aproximadamente 0,3%C possuindo uma microestrutura constituída de perlita (parte escura) e ferrita pró-eutetóide (parte clara). Aumento de 200 X (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).....	16
Figura 5. Transformação de um aço baixo carbono com resfriamento lento, linha tracejada mostrando as transformações microestruturais (CALLISTER, 2007).	18
Figura 6. Desenho esquemático do equipamento Stelmor, adaptada de (WAN-HUA, SHAO-HUI, <i>et al.</i> , 2009)	19
Figura 7. Foto do equipamento Stelmor com destaque para o formador de espiras, os rolos transportadores e as barras em forma de espiras.	19
Figura 8. Diferentes taxas de resfriamento possíveis no Stelmor (MORGAN Construction Company, 2007).....	20
Figura 9. Altas taxas de resfriamento para diferentes diâmetro nominais, adaptada de (MORGAN Construction Company, 2007).	21
Figura 10. Diagrama completo de transformação isotérmica para um aço eutetóide (HILL, 1982).	22
Figura 11. Micrografia de um aço eutetóide, mostrando uma estrutura de perlita grossa (CALLISTER, 2007).....	22
Figura 12. Curvas de resfriamento moderada e lenta em um diagrama TTT de uma liga de aço eutetóide (CALLISTER, 2007).	23
Figura 13. Micrografia de um aço eutetóide, mostrando uma estrutura de perlita grossa (CALLISTER, 2007).	23

Figura 14. Efeito da fração de perlita no limite de escoamento de aço C-Mn (OLEA, 2002).....	24
Figura 15. (a) Resistência ao escoamento, resistência à tração e dureza Brinell versus concentração de carbono para aços carbono comum tendo como microestruturas a perlita fina. (b) Ductilidade (%Al) e energia de impacto versus concentração de carbono para aços carbono comum tendo como microestruturas a perlita fina (CALLISTER, 2007).....	24
Figura 16. Fluxograma esquemático do tratamento térmico aplicado.....	25
Figura 17. Máquina de ensaios mecânicos DARTEC.....	26
Figura 18. Fluxograma mostrando a distribuição dos corpos de provas nos ensaios de tração.	26
Figura 19. Corpos de prova de diferentes diâmetros nominais usados no ensaio de tração.	27
Figura 20. Esquema das marcações realizadas para determinação do comprimento final.	27
Figura 21. Amostra embutidas prontas para o processo metalográfico.....	28
Figura 22. Microscópio óptico.	28
Figura 23. Tela principal do software SVRNA, utilizado para quantificação de fases em microestruturas de materiais metálicos.....	29
Figura 24. Microdurômetro Shimadzu HMV-2 utilizado para a realização do ensaio de microdureza Vickres.....	30
Figura 25. Microscópio eletrônico de varredura Philips XL 30S FEG.	30
Figura 26. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 6,3 mm das 3 taxas de resfriamento. a) taxa de resfriamento rápida (TRR), b) taxa de resfriamento moderada (TRM) e c) taxa de resfriamento lenta (TRL). Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.....	31

Figura 27. Resultados da quantificação de fases, mostrando o percentual de ferrita pró-eutetoide e perlita. Diâmetro nominal de 6,3 mm.	32
Figura 28. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no Al, b) resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 6,3 mm.	32
Figura 29. Micrografia obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 6,3 mm nas a) TRR e b) TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 %.	33
Figura 30. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 8 mm das 3 taxas de resfriamento. a) taxa de resfriamento rápida (TRR), b) taxa de resfriamento moderada (TRM) e c) taxa de resfriamento lenta (TRL). Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.	34
Figura 31. Resultados da quantificação de fases, mostrando uma pequena variação no percentual da fase ferrítica pró-eutetóide, diâmetro nominal de 8 mm.	35
Figura 32. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no Al, b) resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 8mm.	35
Figura 33. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 8 mm nas a) TRR e b) TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 %.	36
Figura 34. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 10 mm nas 3 taxas de resfriamento. a) taxa de resfriamento rápida (TRR), b) taxa de resfriamento moderada (TRM) e c) taxa de resfriamento lenta (TRL). Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.	37
Figura 35. Resultados da quantificação de fase, mostrando que praticamente não há variações de fase ferrítica pró-eutetóide. Diâmetro de 10 mm.	38
Figura 36. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresenta um decréscimo no LE e LR e aumento no Al, b) resultados do ensaio de microdureza Vickers. Diâmetro nominal de 10 mm.	38

Figura 37. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 10 mm nas a) TRR e b) TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 % .	39
Figura 38. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal de 12,5 mm nas 3 taxas de resfriamento. a) taxa de resfriamento rápida (TRR), b) taxa de resfriamento moderada (TRM) e c) taxa de resfriamento lenta (TRL). Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %	40
Figura 39. Resultado da quantificação de fase, mostrando o percentual de ferrita pró-eutetoide e perlita. Diâmetro nominal de 12,5 mm.	41
Figura 40. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no Al, b) resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 12,5 mm	41
Figura 41. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal de 10 mm nas a) TRR e b) TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 % .	42
Figura 42. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 16 mm nas 3 taxas de resfriamento. a) taxa de resfriamento rápida (TRR), b) taxa de resfriamento moderada (TRM) e c) taxa de resfriamento lenta (TRL). Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %	43
Figura 43. Resultados da quantificação de fases, mostrando o aumento do percentual de ferrita pró-eutetoide a medida que diminui a taxa de resfriamento. Diâmetro nominal de 16 mm.	44
Figura 44. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no Al, b) resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 16 mm.	44
Figura 45. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal de 16 mm nas a) TRR e b) TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 % .	45

Figura 46. Gráfico com os resultados da distância interlamelar para as taxas de resfriamento rápida e taxa de resfriamento lenta em cada diâmetro nominal, apresentando a regressão linear simples..... 46

Figura 47. Gráfico mostrando a relação do a) LE pelos diâmetros nominais e b) LR pelos diâmetros nominais, para cada taxa de resfriamento apresentado a regressão linear multiplica..... 47

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 46
Equação 2 46
Equação 3 47
Equação 4 47

Sumário

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVO.....	13
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	14
3.1	AÇOS.....	14
3.2	DIAGRAMA DE FASE DO SISTEMA FERRO-CARBONO.....	14
3.3	TRANSFORMAÇÃO DE FASE AÇOS DE HIPOEUTETÓIDE.....	17
3.4	SISTEMA DE TRATAMENTO TÉRMICO	18
3.4.1	SISTEMA STELMOR	18
3.5	DIAGRAMA TTT.....	21
4	MATERIAIS E MÉTODOS	25
4.1	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	25
4.2	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	26
4.3	PREPARAÇÃO METALOGRAFICA DAS AMOSTRAS.....	28
4.4	MICROSCÓPIA ÓPTICO	28
4.4.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	28
4.4.2	QUANTIFICAÇÃO DE FASES.....	29
4.5	MICRODUREZA VICKERS.....	29
4.6	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	30
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	31
5.1	Diâmetro nominal de 6,3 mm	31
5.2	Diâmetro nominal de 8 mm	34
5.3	Diâmetro nominal de 10 mm	37
5.4	Diâmetro nominal de 12,5 mm	40
5.5	Diâmetro nominal de 16 mm	43
6	CONCLUSÃO	48
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	49

1 INTRODUÇÃO

Na indústria siderúrgica há sempre a busca de informações sobre a melhor forma de produzir aços que vão ser utilizados nas mais diversas demandas. Este conhecimento deve vir desde a fabricação, como na escolha dos teores de elementos de liga, no tipo de laminação, o tipo de tratamento(s) térmico(s) que esses devem sofrer para adequar suas propriedades as necessidades.

Os tratamentos térmicos empregados devem ser cuidadosamente estudados para se prever todos os possíveis efeitos que trará ao material. Um tratamento térmico mal aplicado pode trazer falhas ao material e, conseqüentemente, ao equipamento ou a estrutura que este venha ser empregado. Tais tratamentos envolvem ciclos de aquecimento e resfriamento sob condições controladas com a finalidade de alterar a microestrutura do material, a qual é diretamente responsável por suas propriedades mecânicas (HIRAYAMA, VILCHEZ e TOKIMATSU, 2004).

Os tratamentos térmicos são muito aplicados na produção de barras de aço para construção civil e mecânica. Elas são laminadas a quente a partir de tarugos provenientes do lingotamento contínuo (Belgo Mineira, 2009). Podendo ser produzidas em diversos diâmetros nominais, em formas de rolos (**Figura 1a**) ou reto (**Figura 1b**).

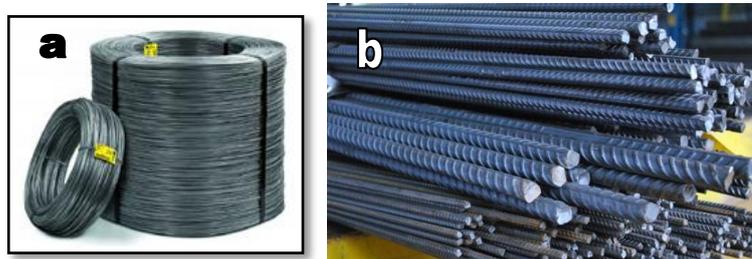


Figura 1. Barras de aço a) em forma de rolo, b) em forma de feixe (reto).

Na produção de barras de aços em forma de rolos é bastante comum a utilização de sistemas de tratamento térmico que faz o uso de ar forçado (sistema conhecido com Stelmor). Para isso usam-se ventiladores de alta potência aptos a alcançar taxas de resfriamento capazes de controlar as transformações de fases que o aço sofre.

Neste trabalho objetiva-se a verificação da influência destas taxas de resfriamento e do diâmetro nominal da barra nas propriedades mecânicas e nas microestruturas do produto.

2 OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo avaliar as microestruturas e propriedades mecânicas de barras de aços produzidas em rolos com diferentes diâmetros nominais – 6.3 mm, 8 mm, 10 mm, 12.5 mm e 16 mm – quando submetidas a 3 (três) diferentes taxas de resfriamento – Taxa de Resfriamento Rápida (TRR), Taxa de Resfriamento Moderada (TRM) e Taxa de Resfriamento Lenta (TRL) – durante etapa de tratamento térmico (Stelmor), usando ar forçado como meio de resfriamento. Visando correlacionar as variações de propriedades mecânicas com as microestruturas encontradas e com o diâmetro nominal.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS

O aço por definição é uma liga ferro-carbono que contém teores de carbono entre 0,08 e 2,11%, podendo também conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga, os quais são adicionados para melhor suas propriedades mecânicas. (CALLISTER, 2007). Já ligas de ferro-carbono com teores acima de 2,11%C são denominados de Ferro Fundido.

O limite inferior a 0,008% corresponde à máxima solubilidade do carbono no ferro a temperatura ambiente e o limite superior 2,11% corresponde a máxima quantidade de carbono que se dissolve no ferro e que ocorre a 1147°C (CHAVERINI, 2005).

3.2 DIAGRAMA DE FASE DO SISTEMA FERRO-CARBONO

O diagrama de fase visto na **Figura 2**, é geralmente representado até 6,7% de carbono porque esse elemento forma com o ferro o composto Fe_3C que contém, aproximadamente, 6,7% de carbono e também pelo fato que acima deste teor não têm qualquer importância comercial. Em segundo lugar as ligas comerciais não são constituídas apenas por ferro e carbono, mas podem ter em sua composição outros elementos de liga além de pequenas quantidades de impurezas que são inerentes ao processo de obtenção do material. Assim sendo, o diagrama não representa fielmente o que sucede na prática, mas como pequenas quantidades de outros elementos não produzem grandes alterações, podemos utilizá-lo como base para estudos (DIETER, 1981).

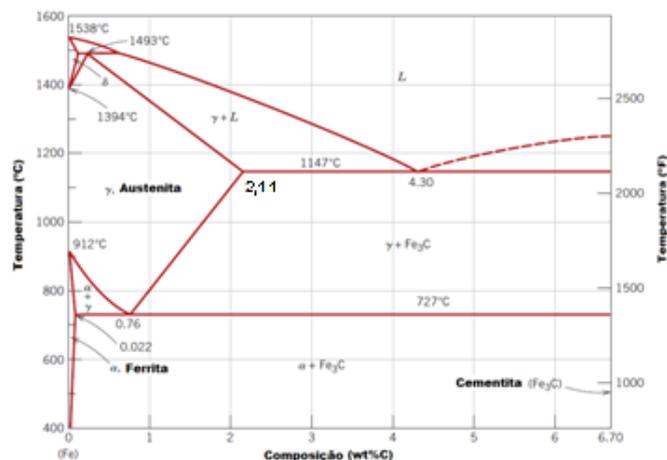


Figura 2. Diagrama de Fase do sistema Ferro-Carbono. (Adaptado de (CALLISTER, 2007))

No diagrama de fase do equilíbrio estão presentes algumas fases que no aço são possíveis de serem encontradas: Austenita, Ferrita pró-eutetóide, Cementita. Além do constituinte chamado Perlita (formado por lamelas intercaladas de cementita e ferrita).

Austenita: conhecida também como fase mãe, pois ela dá origem a todas as outras fases do aço. Constituída de uma solução sólida de carbono em ferro de estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada) (MOREIRA, 2007). Em aços ao carbono e aços baixa liga só é estável acima de 727°, mas é possível de se obter esta fase na temperatura ambiente. Basta-se adicionar elementos de ligas que conseguem estabilizá-la, como Ni, Mn, Cu. A Figura 3 mostra a micrografia da austenita.

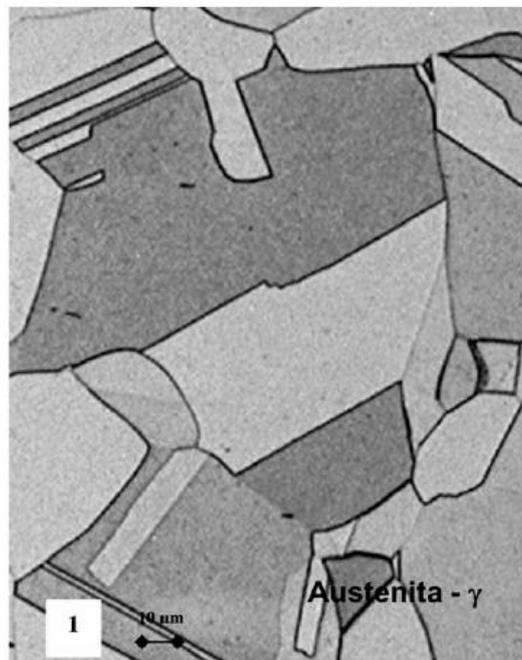


Figura 1 - Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico SAF2205 X 400 [4].

Figura 3. Micrografia de um aço inoxidável austenítico, 400 x (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007).

Ferrita (α): Também conhecida por ferrita pró-eutetóide, pois se forma antes da linha eutetóide (ver **Figura 2**). Apresenta baixa resistência mecânica, excelente tenacidade e elevada ductilidade. Consiste de uma solução sólida de carbono em ferro de estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrada), existente até temperatura de 912°C. Nesta faixa de temperatura, a solubilidade do carbono no ferro é muito baixa, chegando ao máximo de 0,02% a 727°C. Na temperatura ambiente a máxima solubilidade do carbono no ferro é de 0,008%. Assim, até 0,008% de carbono, o produto siderúrgico seria chamado de ferro comercialmente puro. A micrografia Figura 4 mostra uma micrografia contendo ferrita pró-eutetóide.

Cementita: fase formada por carboneto de ferro (Fe_3C) com estrutura cristalina ortorrômbica. Mecanicamente a cementita é muito dura, frágil; baixa ductilidade, baixa tenacidade e a resistência mecânica de alguns aços é grandemente melhorada pela sua presença (CALLISTER, 2007). Ela dá origem a um eutetóide de extrema importância – a perlita. Que é uma mistura de duas fases – ferrítica e cementita – com uma estrutura lamelar (CHAVERINI, 2005).

Perlita: Consiste na mistura mecânica das fases ferrita (88,5% em peso) e cementita formada pelo crescimento cooperativo destas fases. Apresenta propriedades intermediárias entre a ferrita e a cementita dependendo do tamanho e espaçamento das lamelas de cementita. A **Figura 4** mostra uma micrografia de um aço (0,38%C) indicando a perlita.

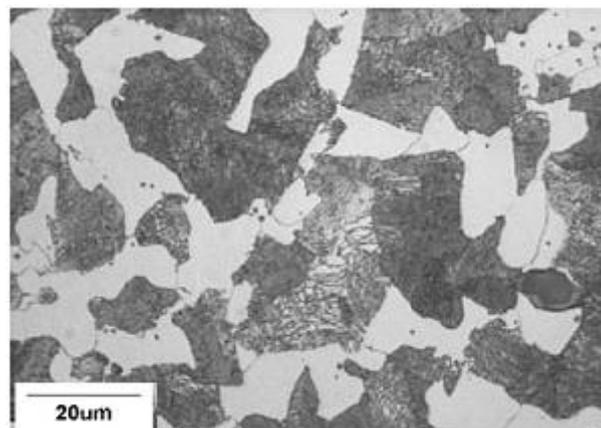


Figura 4. Micrografia de um aço hipoeutetóide de aproximadamente 0,3%C possuindo uma microestrutura constituída de perlita (parte escura) e ferrita pró-eutetóide (parte clara). Aumento de 200 X (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

Nos aços carbono é comum utilizar uma classificação levando em conta o teor de Carbono. Esta classificação é a seguinte:

- ✓ Aços Hipoeutetóide: possui teores de carbono abaixo de 0,77%C;
- ✓ Aços Eutetóide: possui 0,77%C;
- ✓ Aços Hipereutetóide: possui teores acima de 0,77%C.

3.3 TRANSFORMAÇÃO DE FASE AÇOS DE HIPOEUTETÓIDE

Os aços conhecidos como baixo carbono (menos que 0,25% de carbono), quando resfriados lentamente, possuem essas constituições, ferrita e perlita, sendo, portanto aços dúcteis. Quanto menor o teor de carbono presente, mais ferrita e menos perlita se formam, resultando, como consequência, maior ductilidade e menor dureza.

Para um aço baixo carbono que se encontra no campo austenítico do diagrama de fase (ponto **a** da **Figura 5**) ao submetê-lo a um resfriado lento até a temperatura de aproximadamente de 775 °C (ponto **b** na **Figura 5**), a ferrita proeutetóide irá nuclear heterogeneamente nos contornos de grãos da austenita (SMITH, 1992). Se a liga for continuamente resfriada da temperatura do ponto **b** para o ponto **c**, a ferrita proeutetóide continuará a crescer dentro da austenita até aproximadamente 50% da amostra a ser transformada. O excesso de carbono da ferrita que foi formada será rejeitado na interface austenita - ferrita dentro da austenita remanescente, que se torna rica em carbono. Enquanto a liga é resfriada da temperatura do ponto **b** até o ponto **c** a porcentagem de carbono da austenita remanescente aumentará de 0,4 a 0,8%. A 723 °C, se a condição de equilíbrio permanecer, a austenita remanescente será convertida para perlita pela reação eutetóide:



A ferrita dentro da perlita é chamada de ferrita eutetóide, diferentemente da ferrita proeutetóide que é formada primeira. Ambos os tipos de ferrita tem a mesma composição nas condições próximas do equilíbrio (ARAI, BAKER e BATES, 1992).

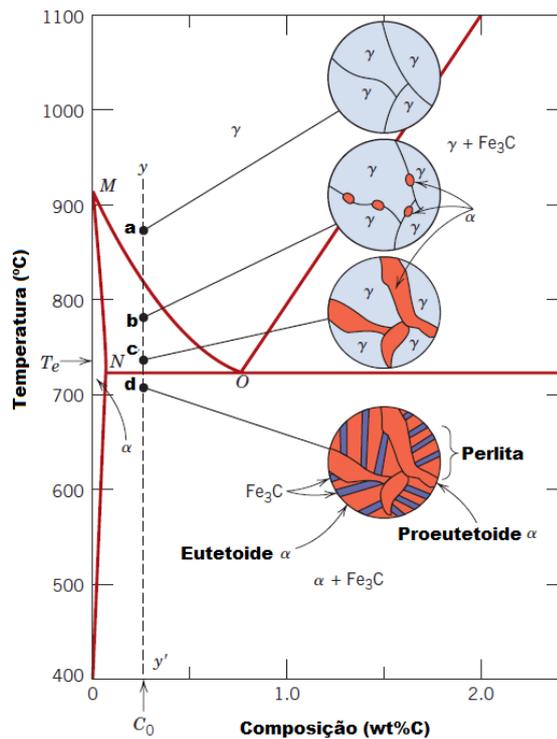


Figura 5. Transformação de um aço baixo carbono com resfriamento lento, linha tracejada mostrando as transformações microestruturais (CALLISTER, 2007).

3.4 SISTEMA DE TRATAMENTO TÉRMICO

3.4.1 SISTEMA STELMOR

Com o aumento da concorrência na indústria siderúrgica, há cada vez mais a necessidade para desenvolver novos produtos. Estabilizar a qualidade dos produtos presentes propiciando-os as melhores propriedades mecânicas (WAN-HUA, SHAO-HUI, *et al.*, 2009).

O Stelmor é o processo de resfriamento controlado por ar forçado, muito utilizado para produzir barras de aço em rolo, devido a sua alta produtividade e possuir a capacidade de homogeneizar as propriedades mecânicas ao longo do comprimento da barra. A **Figura 6** mostra um desenho esquemático do equipamento Stelmor.

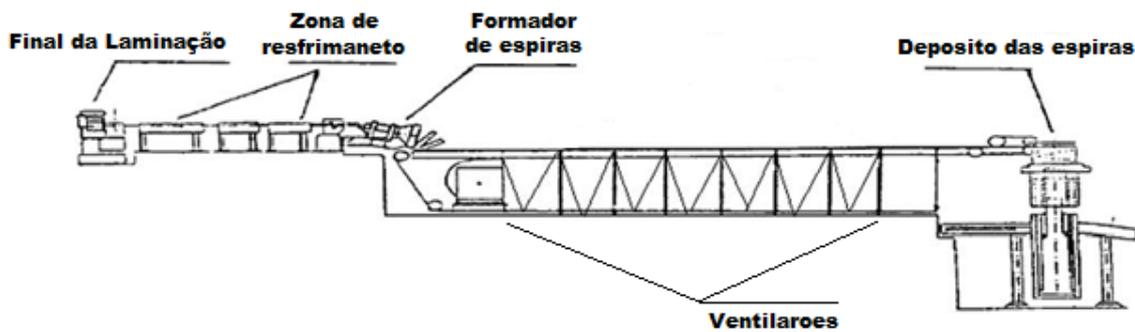


Figura 6. Desenho esquemático do equipamento Stelmor, adaptada de (WAN-HUA, SHAO-HUI, *et al.*, 2009)

No final do processo de laminação, nos trens acabadores, a barra de aço chega a ter temperaturas em torno de 1000°C. Para que possa aplicar o tratamento térmico a barra de aço passa rapidamente através de vários borrifadores de água (zona de refrigeração), que a estabelece uma temperatura específica (750 a 1000°C). Em seguida a barra passa pelo formador de espiras. Estas espiras são transportadas através de rolos transportadores. Logo abaixo deste rolos estão localizados uma série de ventiladores de alta potência que confere a taxa de resfriamento adequada (MORGAN Construction Company, 2007), **Figura 7.**

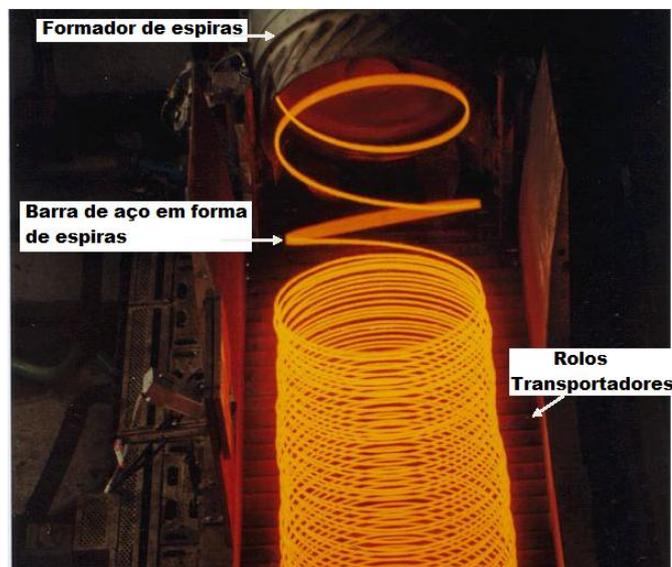


Figura 7. Foto do equipamento Stelmor com destaque para o formador de espiras, os rolos transportadores e as barras em forma de espiras.

Durante a passagem da barra pelos rolos transportadores do Stelmor, pode-se alcançar taxas de resfriamento com ar forçado suficiente para que ocorra a transformação da austenita em fases desejáveis: martensita, bainita, cementita e ferrita.

O objetivo deste processo é produzir barras de aço com microestruturas de grãos finos e homogêneos, sem que haja necessidade de um outro tratamento térmico posterior: esferoidização, revenimento, etc (JING, HU, *et al.*, 2007).

As propriedades mecânicas finais dependem principalmente da composição química e da taxa de resfriamento antes da transformação de fase (WAN-HUA, SHAO-HUI, *et al.*, 2009).

O Sistema de refrigeração Stelmor facilita o processamento em uma ampla gama de condições, incluindo tanto os modos de resfriamento rápido quanto lento em um único sistema. Esse recurso permite que usinas siderúrgicas possam produzir uma ampla faixa de diferentes tipos de aços. Os resultados obtidos visam obter as especificações finais do produto (propriedades mecânicas) sem necessidades de etapas posteriores

Na **Figura 8** apresenta possíveis taxas de resfriamentos que podem ser utilizadas durante o tratamento térmico aplicado no Stelmor.

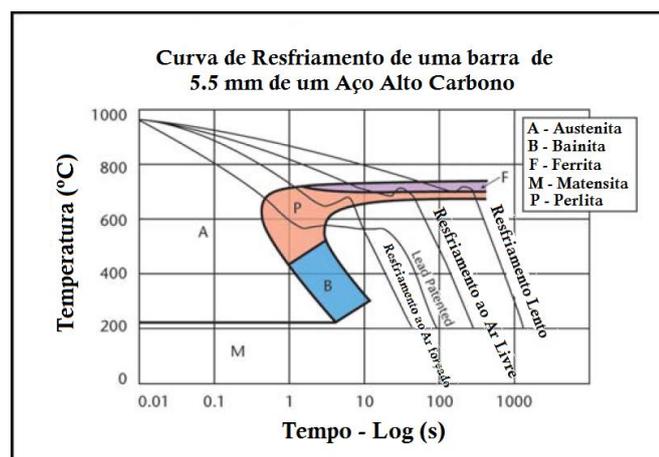


Figura 8. Diferentes taxas de resfriamento possíveis no Stelmor (MORGAN Construction Company, 2007).

O modo de resfriamento inclui ventiladores de alta capacidade localizado abaixo dos rolos transportadores. Estes ventiladores lança o ar através de câmaras pressurizadas para uma série de bicos que direcioná-lo para as espiras quente sobre o transportador. Dentro da câmara pressurizada, o sistema controla a distribuição do ar em toda a largura do transportador, garantindo um resfriamento uniforme das espiras para que uma distribuição uniforme das propriedades mecânicas e da microestrutura (MORGAN Construction Company, 2007).

O alcance de altas taxas de resfriamento é influenciada pelo diâmetro nominal da barra, mas pode ser alcançada por calso dos ventiladores de alta capacidade encontrado no Stelmor, ver **Figura 9 (MORGAN Construction Company, 2007)**.

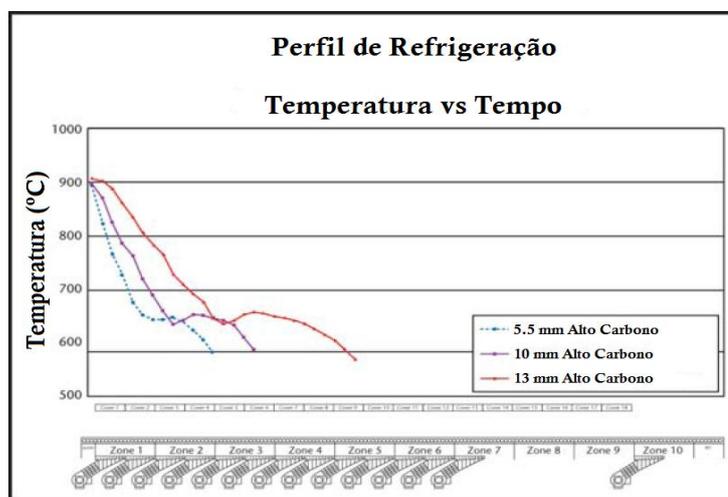


Figura 9. Altas taxas de resfriamento para diferentes diâmetro nominais, adaptada de (MORGAN Construction Company, 2007).

3.5 DIAGRAMA TTT

No diagrama de fase no equilíbrio a microestrutural requer muito tempo para que ocorram as transformações de fases sem que haja ajuste nas composições das fases e nas quantidades relativas de fases como previsto pelo diagrama de fases Fe-Fe₃C. Na maioria das situações estas taxas de resfriamento são impraticavelmente lentas; de fato, em muitas ocasiões condições de fora de equilíbrio são desejáveis. Dois efeitos de não-equilíbrio de importância prática são: (1) a ocorrência de mudanças ou transformações de fase em temperaturas outras que não aquelas previstas pelas linhas de limite de fases no diagrama de fases, e (2) a existência à temperatura ambiente de fases de não-equilíbrio que não aparecem no diagrama de fases(VLACK, 1999).

A transformação da austenita em ferrita e cementita – consequentemente da perlita – exige a mudança do reticulado cristalino do ferro, assim como o movimento de átomos de carbono, por difusão, tais modificações levam tempo. Assim se aumenta a velocidade de resfriamento da austenita, pode não haverá tempo suficiente para uma completa movimentação atômica, podendo não formar os constituintes normais e surgirem novos constituintes: bainita e martensita (CHAVERINI, 2005). Esta transformação é controlada pela taxa de nucleação de perlita e a taxa de nucleação decresce com a elevação da temperatura.

Na **Figura 10** vemos um diagrama TTT completo de um aço eutetóide. Este é um diagrama que nos mostra as reações que ocorrem nas temperaturas em que a austenita se torna instável, de acordo com os tempos de reação (**HILL, 1982**).

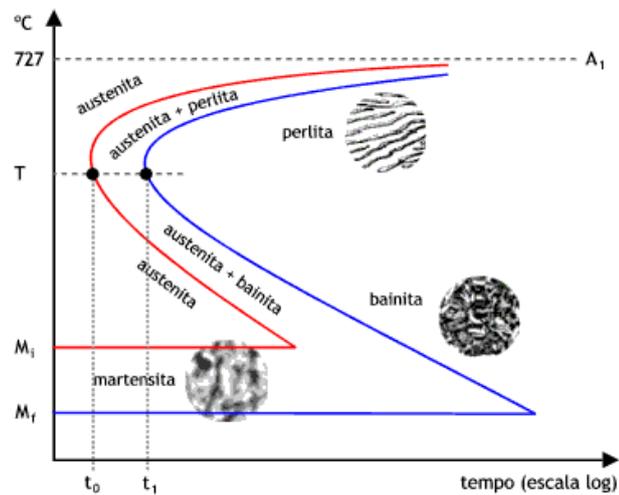


Figura 10. Diagrama completo de transformação isotérmica para um aço eutetóide (**HILL, 1982**).

Se aplicarmos uma taxa de resfriamento lenta (**Figura 12**) aumenta-se o tempo de difusão do carbono. Em temperaturas justo abaixo da temperatura eutetóide, camadas relativamente espessas das fases tanto de ferrita quanto de Fe_3C são produzidas; esta microestrutura é chamada perlita grossa (**CALLISTER, 2007**). Nestas temperaturas, taxas de difusão são relativamente altas, de tal maneira que durante a transformação átomos de carbono podem se difundir a distâncias relativamente longas, o que resulta na formação de lamelas espessas na perlita, **Figura 11**.

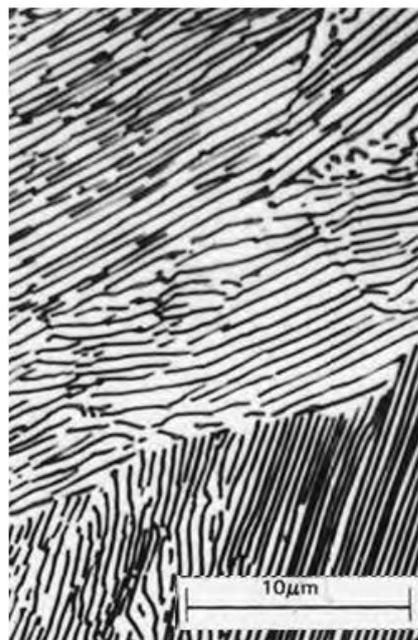


Figura 11. Micrografia de um aço eutetóide, mostrando uma estrutura de perlita grossa (**CALLISTER, 2007**).

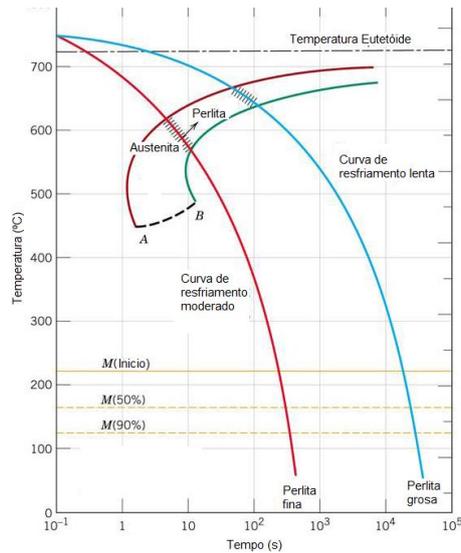


Figura 12. Curvas de resfriamento moderada e lenta em um diagrama TTT de uma liga de aço eutetóide (CALLISTER, 2007).

Já se aumentarmos a taxa de resfriamento (**Figura 12**) a taxa de difusão do carbono decresce e as camadas se tornam progressivamente mais finas. A estrutura em camadas finas de lamelas de cementita e ferrita será denominada de perlita fina, **Figura 13** (CALLISTER, 2007).



Figura 13. Micrografia de um aço eutetóide, mostrando uma estrutura de perlita grossa (CALLISTER, 2007).

Cementita é muito mais dura mais frágil do que a ferrita. Assim, o aumento da fração de Fe_3C num aço enquanto mantém-se outros elementos microestruturais constantes resultará num material mais duro e com maior resistente. Em aços baixo carbono acarretará em uma maior fração de perlita na microestrutura afetando positivamente o Limite de Escoamento (CHAVERINI, 2005), **Figura 14**.

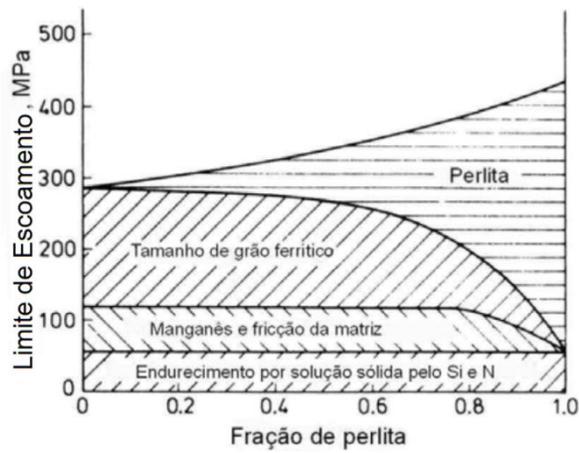


Figura 14. Efeito da fração de perlita no limite de escoamento de aço C-Mn (OLEA, 2002)

Na **Figura 15** mostra a influência do carbono em peso (ou equivalentemente como a porcentagem de Fe_3C) nas propriedades mecânicas: Limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), dureza Brinell, alongamento (Al). O LE, LR e dureza crescem com o aumento da concentração de carbono. Já o aumento do teor de cementita resultará num decréscimo tanto da ductilidade quanto da tenacidade (ou energia de impacto).

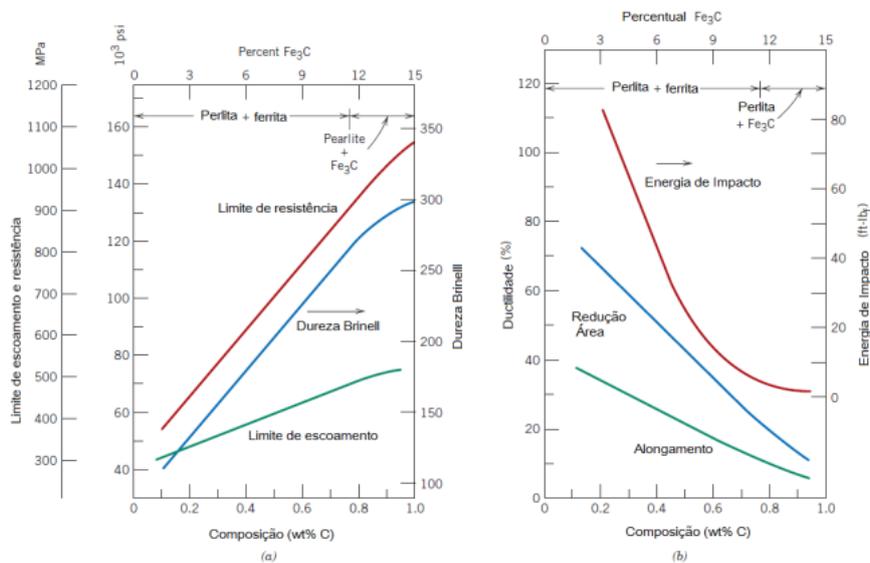


Figura 15. (a) Resistência ao escoamento, resistência à tração e dureza Brinell versus concentração de carbono para aços carbono comum tendo como microestruturas a perlita fina. (b) Ductilidade (%Al) e energia de impacto versus concentração de carbono para aços carbono comum tendo como microestruturas a perlita fina (CALLISTER, 2007).

Assim as propriedades mecânicas dos aços estão estritamente ligadas a sua composição e microestrutura. É sabido que de fase de um material altera o estado de tensões do material. Em aços baixo carbono o limite de escoamento é influenciado pela distância interlamelar perlítica. Quanto maiores estas distâncias menores serão a sua influência sobre as propriedades mecânica (DIETER, 1981)(SANTOS, 2008).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O material estudado neste trabalho consiste em um aço baixo comercial laminado a quente em 5 diferentes diâmetro nominal: 6,3 mm, 8 mm, 10 mm, 12,5 mm e 16 mm. Onde foram submetidos a 3 taxas de resfriamento: taxa de resfriamento rápida (TRR), taxa de resfriamento moderada (TRM) e taxa de resfriamento lenta (TRL).

As amostras coletas foram submetidas a 30 ensaios de tração para cada diâmetro nominal sendo 10 ensaios para cada taxa de resfriamento. Com o objetivo de determinar as seguintes propriedades mecânicas: Limite de Escoamento (LE), Limite de Resistência (LR) e Alongamento (Al). Também foram realizados Microdureza Vickers (FERREIRA, 2008), Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

4.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Após a laminação a barra de aço passa por uma zona de resfriamento, onde o deixa com a temperatura adequada para a realização do tratamento térmico.

O equipamento – Stelmor – utilizado para realizar o tratamento térmico possui vários ventiladores de alta potência. Para conseguir as três diferentes taxas de resfriamento houve uma variação no número de ventiladores ligados. A taxa de resfriamento rápida (TRR) foi obtida pela utilização de todos os ventiladores ligados. A obtenção da taxa de resfriamento moderada (TRM) foi conseguida com a utilização de uma quantidade menor de ventiladores ligados. Já a taxa de resfriamento lenta (TRL) foi obtida sem a utilização de nenhum ventilador ligado, ou seja, ao ar livre. A **Figura 16** mostra um fluxograma do tratamento térmico aplicado.

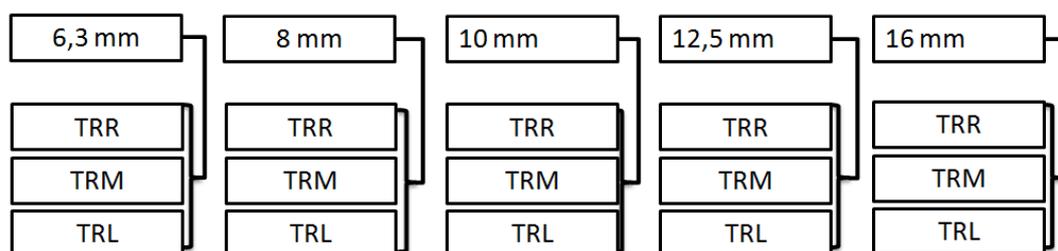


Figura 16. Fluxograma esquemático do tratamento térmico aplicado.

4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios tração foram realizados no laboratório de ensaios mecânico da usina siderúrgica Gerdau Usiba, usando a máquina de ensaios mecânicos DARTEC (**Figura 17**), com o propósito de se determinar as propriedades mecânicas: Limite de Escoamento (LE), Limite de Resistência (LR) e Alongamento (Al). No total foram ensaiados 150 corpos de provas, que estão distribuídos de acordo com o fluxograma da **Figura 18**.



Figura 17. Máquina de ensaios mecânicos DARTEC.

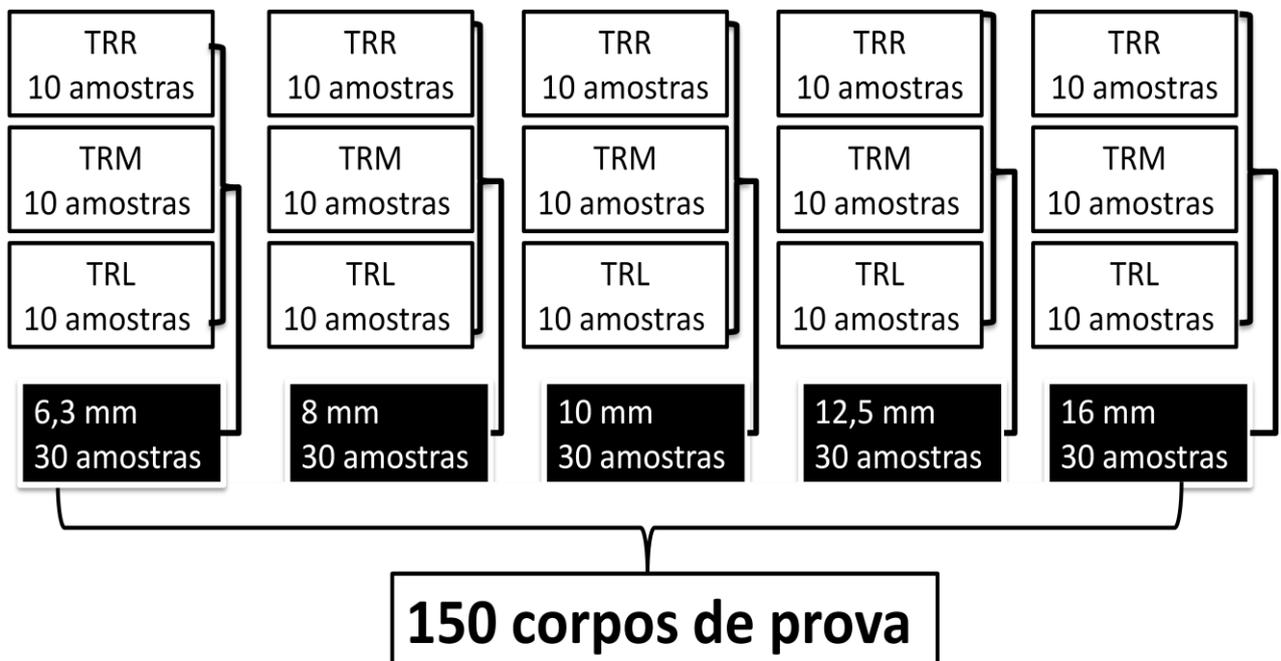


Figura 18. Fluxograma mostrando a distribuição dos corpos de provas nos ensaios de tração.

Os materiais utilizados por possuírem seção constante (barra), **Figura 19**, puderam ser ensaiados sem serem usinados (NRB 7480/1996).



Figura 19. Corpos de prova de diferentes diâmetros nominais usados no ensaio de tração.

Na determinação do alongamento, os corpos de prova foram levemente marcados com traços – 10 mm entre cada marcação –, ver **Figura 20**, mas não com riscos que possam resultar em uma ruptura prematura. Após o ensaio ser realizado a medição do comprimento final (l_f) é realizado juntando as duas partes do corpo de prova rompido de tal forma que seus eixos estejam coaxiais. O comprimento inicial (l_0) é adotado pela seguinte relação: $l_0 = \varnothing \times 10$. Quando o valor calculado não for múltiplo de 10 arredonda-se para o valor mais próximo que seja múltiplo do mesmo.

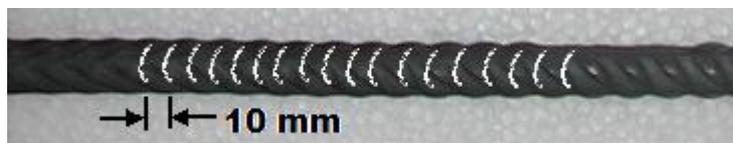


Figura 20. Esquema das marcações realizadas para determinação do comprimento final.

Então com o auxílio de um paquímetro realiza-se a medição do comprimento final (l_f).

Para o cálculo do alongamento em percentual usa-se a seguinte relação:

$$Al = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100$$

A obtenção do limite de escoamento e limite de resistência é fornecida pelo software do equipamento no momento da realização do ensaio.

4.3 PREPARAÇÃO METALOGRAFICA DAS AMOSTRAS

Após a realização do tratamento térmico foi cortadas pequenas partes das barras para a análise microestrutural. No laboratório metalográfico realizou-se os seguintes procedimentos. Cortou uma pequena parte na policorte metalográfica. Na seqüência, foram embutidas na embutidora metalográfica as amostras de cada diâmetro nominal e tratamento térmico aplicado, **Figura 21**.



Figura 21. Amostra embutidas prontas para o processo metalográfico.

As amostras embutidas passam pelo processo de lixamento, com as lixas de granulação 100, 220, 320, 400, 600 e 1200, sempre girando a amostra 90 graus a cada troca de lixa. O processo continua passando pelo polimento com abrasivo alumina 3 μm e 1 μm e ataque químico com o reagente Nital 3% (solução de álcool etílico com 3% de ácido nítrico).

4.4 MICROSCÓPIA ÓPTICO

4.4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As análises das microestruturas das amostras foram feita no microscópio óptico – MO – (Figura 22) com câmera digital embutida, localizado no laboratório metalográfico da usina siderúrgica Gerdau Usiba. Através da análise das micrografias pode-se identificar as fases constituintes.



Figura 22. Microscópio óptico.

4.4.2 QUANTIFICAÇÃO DE FASES

A quantificação de fase foi realizada através das micrografias obtidas no MO de aumento de 1000 vezes. O programa de quantificação de fase usado foi o SVRNA (**Figura 23**) que tem por objetivo realizar tarefas da metalografia quantitativa, mas empregando técnicas de processamento digital de imagens e inteligência artificial, especificamente Redes Neurais Artificiais (RNA). A Rede Neural é utilizada no sistema para a segmentação, a classificação e a quantificação de microestruturas de metais, a partir da cor destas microestruturas (**ALBUQUERQUEI, CORTEZII, et al., 2007**).

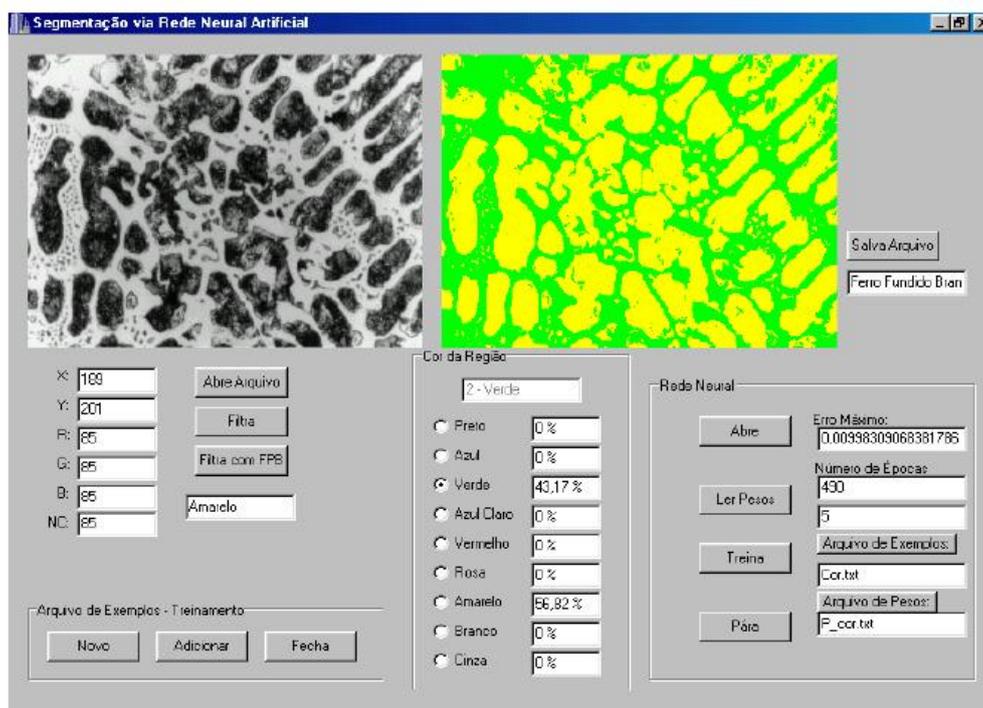


Figura 23. Tela principal do software SVRNA, utilizado para quantificação de fases em microestruturas de materiais metálicos.

4.5 MICRODUREZA VICKERS

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas com carga de 4,903N (HV 0,5). As marcações foram realizadas utilizando o microdurômetro SHIMADZU HMV-2, **Figura 24**.

Inicialmente realizou-se a medida o longo de todo diâmetro nominal da amostra, mas pelos resultados foi verificado não haver variações significativas nos valores. Então se decidiu realizar 10 medições em regiões distintas, dando um valor médio dos valores.



Figura 24. Microdurômetro Shimadzu HMV-2 utilizado para a realização do ensaio de microdureza Vickers.

4.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As imagens para esse trabalho foram obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura (Philips XL 30 FEG), **Figura 25**, localizado no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar. Com o intuito de medir as distâncias interlamelares da perlita.



Figura 25. Microscópio eletrônico de varredura Philips XL 30S FEG.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Diâmetro nominal de 6,3 mm

Nas **Figura 26a, 26b e 26c**, são observadas as microestruturas obtidas pelo microscópio óptico (MO) para as 3 taxas de resfriamento: taxa de resfriamento rápida (TRR), taxa de resfriamento moderada (TRM) e taxa de resfriamento lenta (TRL) . Pode-se observar uma microestrutura composta por duas regiões: ferrita pró-eutetóide (região clara) e perlita (região escura).

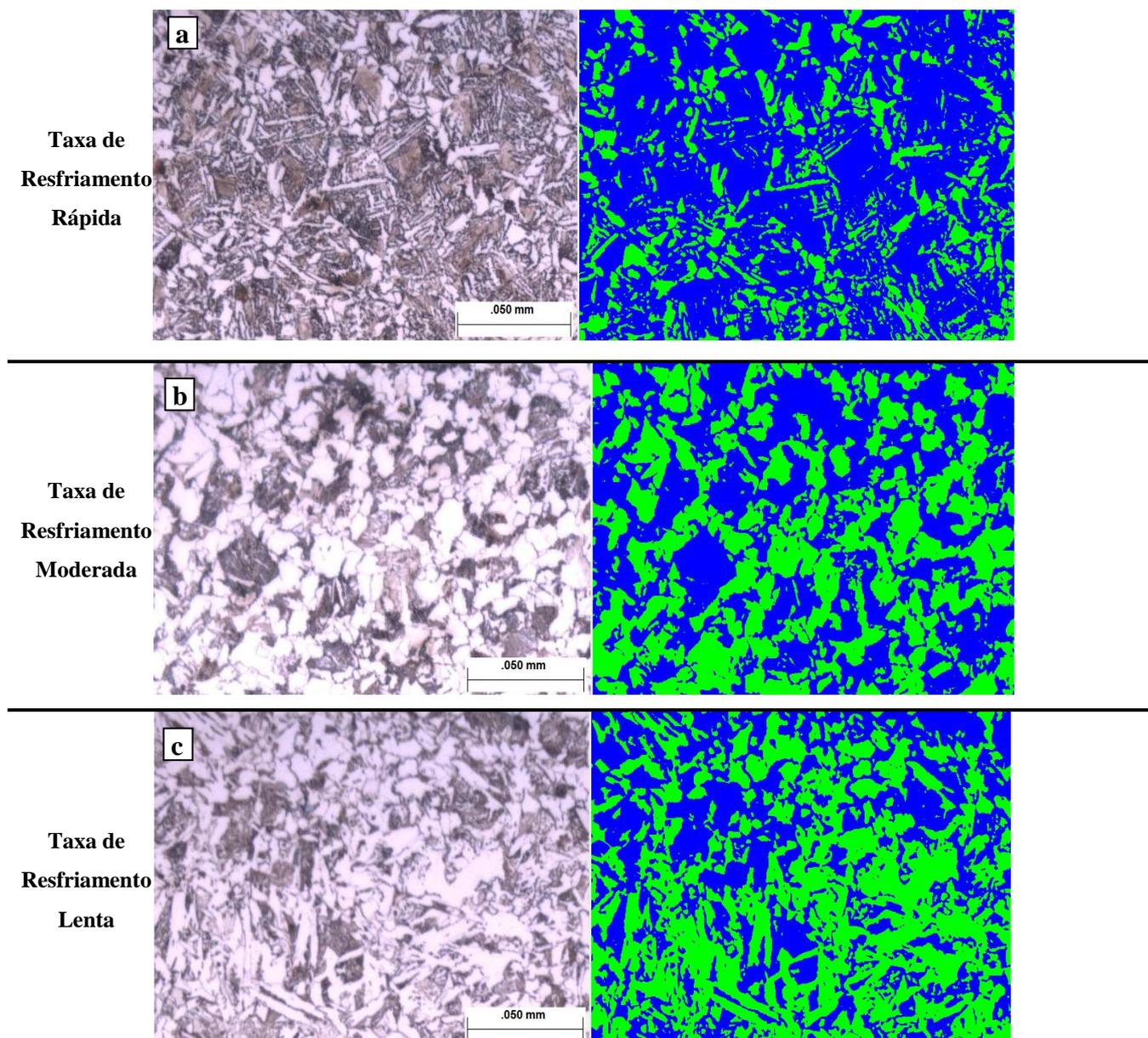


Figura 26. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 6,3 mm das 3 taxas de resfriamento. a) taxa de resfriamento rápida (TRR), b) taxa de resfriamento moderada (TRM) e c) taxa de resfriamento lenta (TRL).

Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.

Há quantificação de fases (**Figura 27**) mostra que ocorreu uma maior existência da fase ferrita pró-eutetóide de acordo com a diminuição da taxa de resfriamento. Isto ocorre por que o material permanecerá em altas temperaturas por um período maior. Acarretando em maior tempo para que o carbono se difundir e assim havendo maior formação de ferrita pró-eutetóide.

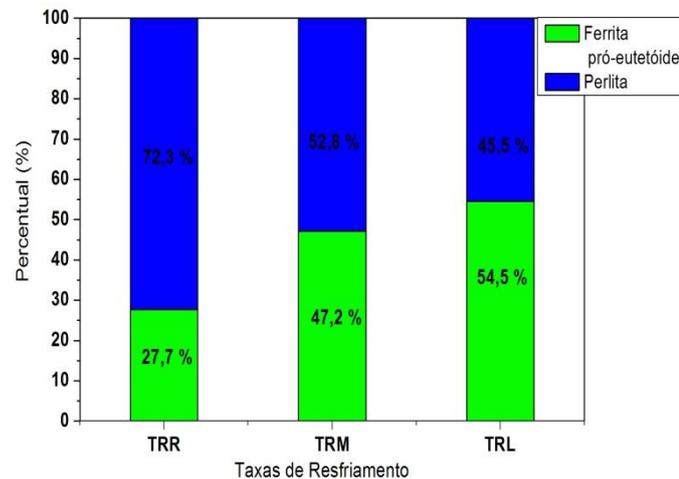


Figura 27. Resultados da quantificação de fases, mostrando o percentual de ferrita pró-eutetóide e perlita. Diâmetro nominal de 6,3 mm.

Em relação às propriedades mecânicas (LE, LR e AI), a **Figura 28a** apresenta coerência com relação à quantificação de fases (ver **Figura 27**). De acordo com Callister (CALLISTER, 2007) quanto maior a quantidade de perlita maior será o LE, LR e menor o AI. Os resultados do ensaio de microdureza Vickers foram mostrados na **Figura 28b**, havendo um decréscimo da mesma à medida que cai a taxa de resfriamento, fato que também pode ser explicado pela existência de uma maior porcentagem de ferrita pró-eutetóide nas amostras resfriadas lentamente.

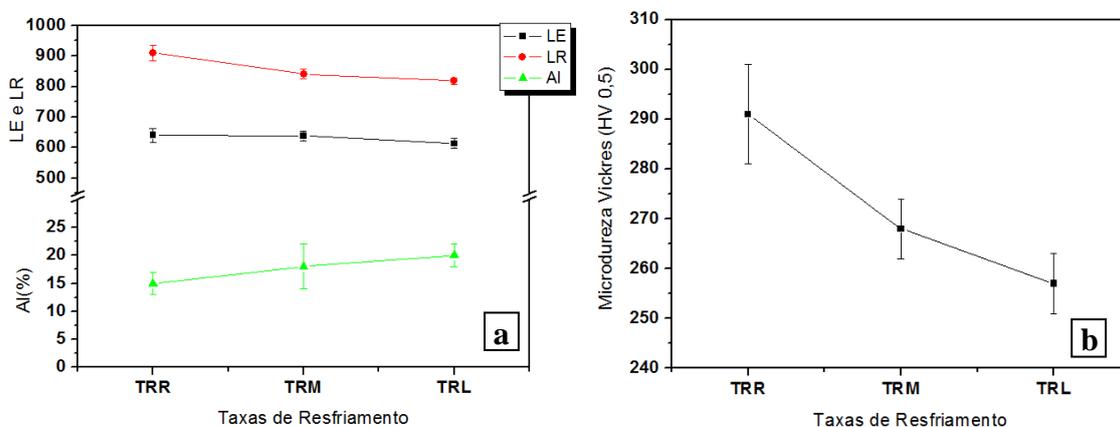


Figura 28. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no AI, **b)** resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 6,3 mm.

As **Figura 29a, 29b e 29c** apresentam as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura, com o objetivo de se confirmar os resultados obtidos por microscopia óptica e medir as distâncias interlamelares perlítica. Os resultados das medições das distâncias (ver **Figura 46**) foram coerentes aos resultados nas propriedades mecânicas. Pois de acordo com Dieter (DIETER, 1981), quanto maior esta distância interlamelar perlítica (perlita grossa), menores serão os valores do LE e LR e maiores os valores de Al.

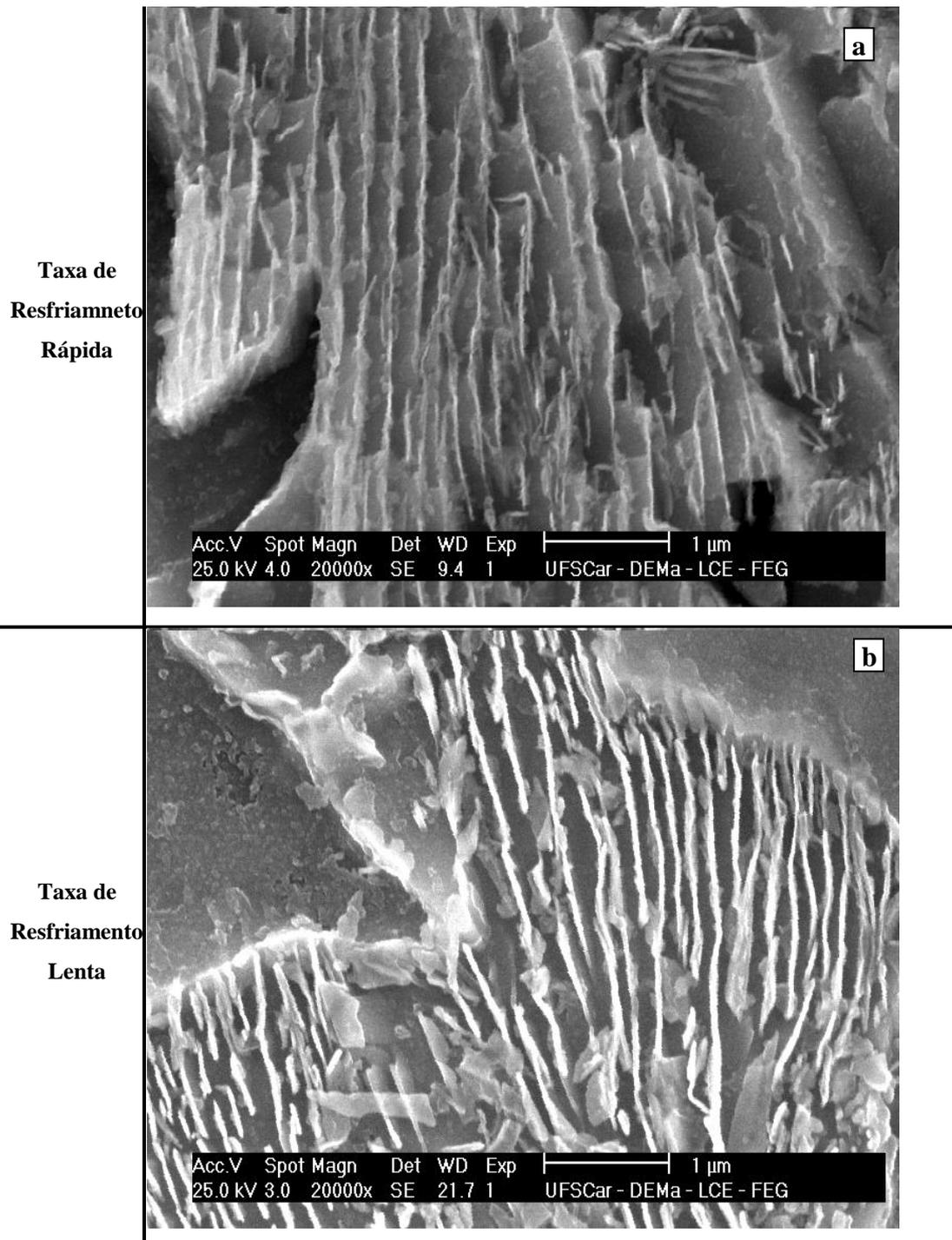


Figura 29. Micrografia obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 6,3 mm nas **a)** TRR e **b)** TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 %.

5.2 Diâmetro nominal de 8 mm

As **Figura 30 a, 30b e 30c** apresentam as micrografias da barra de diâmetro nominal de 8 mm submetidas as 3 taxas de resfriamento e suas quantificação de fase. Observa-se uma estrutura composta por grãos ferríticos e grãos perlíticos.

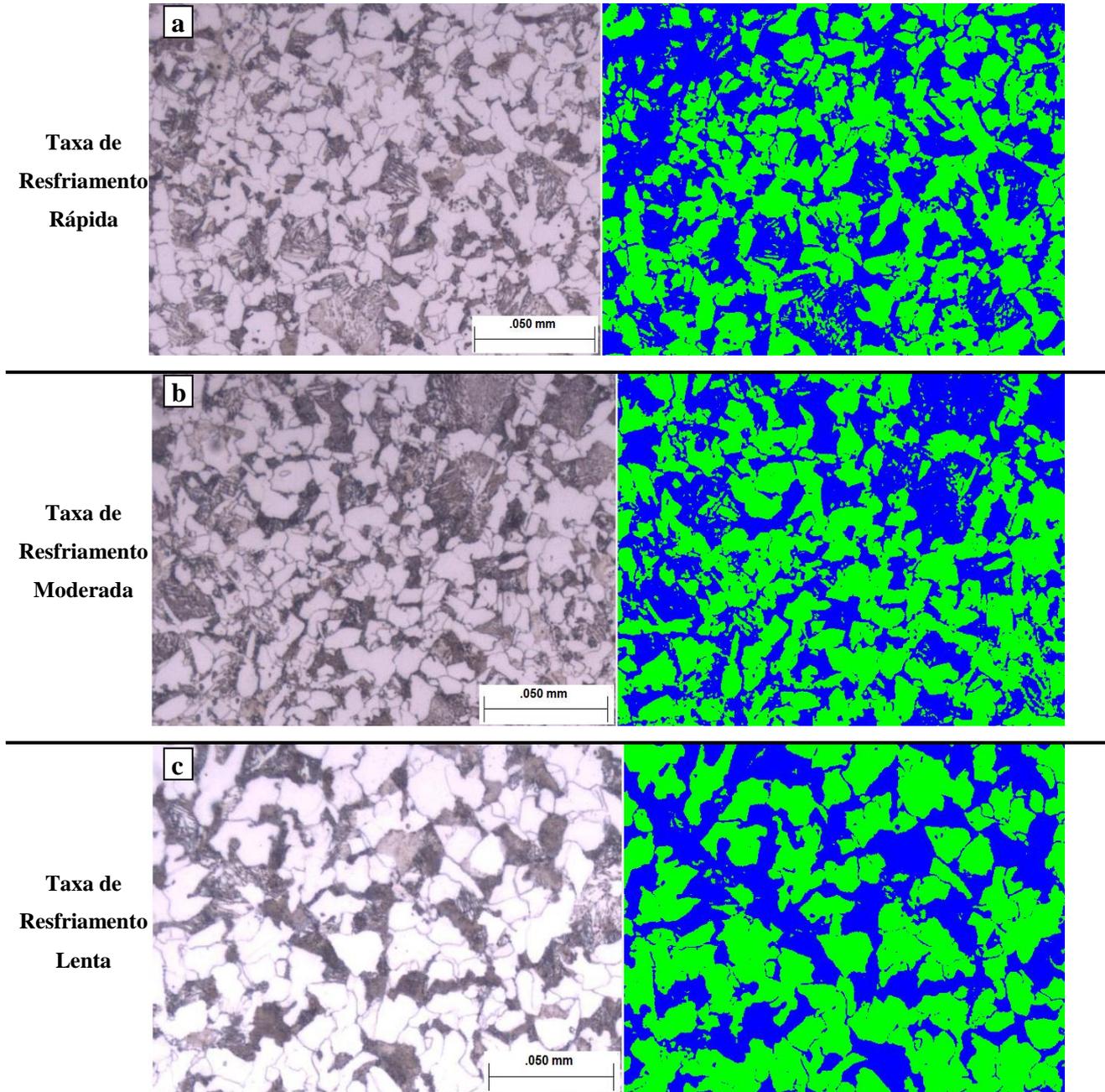


Figura 30. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 8 mm das 3 taxas de resfriamento. **a)** taxa de resfriamento rápida (TRR), **b)** taxa de resfriamento moderada (TRM) e **c)** taxa de resfriamento lenta (TRL). Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.

Na realização da quantificação de fase, **Figura 31**, pode-se observar que houve uma pequena variação da quantidade de grãos ferríticos. Não tão significativa quanto a observada no diâmetro nominal de 6,3 mm (ver **Figura 27**).

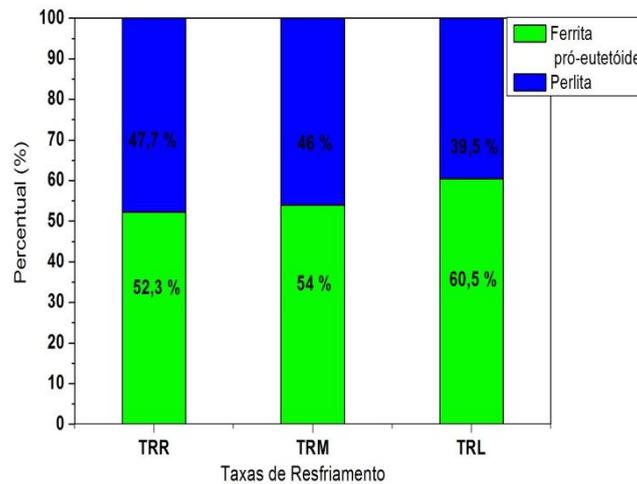


Figura 31. Resultados da quantificação de fases, mostrando uma pequena variação no percentual da fase ferrítica pró-eutetóide, diâmetro nominal de 8 mm.

Nas **Figura 32a e 32b** observa-se o resultado dos ensaios de tração e o ensaio de microdureza Vickers, respectivamente. Como observado na **Figura 32a** houve variações nas propriedades mecânicas, mas a variação da quantidade de fase ferrítica pró-eutetóide é pequena. Então foram verificadas as distâncias interlamelar pelas micrografias realizadas no MEV (**Figura 33**). O resultado das medições das distâncias interlamelar perlítica é visto na **Figura 46**, comprovando que a distância interlamelar exerceu influência sobre as propriedades mecânicas de maneira coerente conforme já apresentado por Dieter. A **Figura 32** apresenta os resultados do ensaio de microdureza Vickers, pode-se afirmar que variou pelos mesmos motivos discutidos anteriormente.

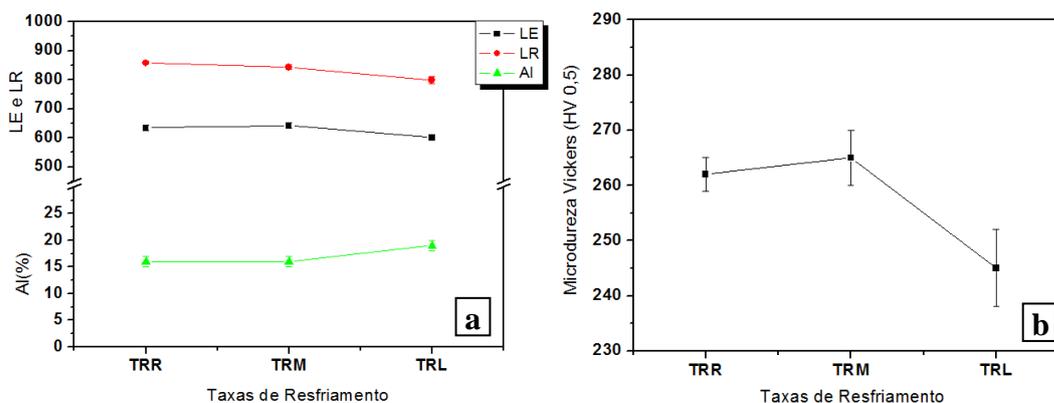
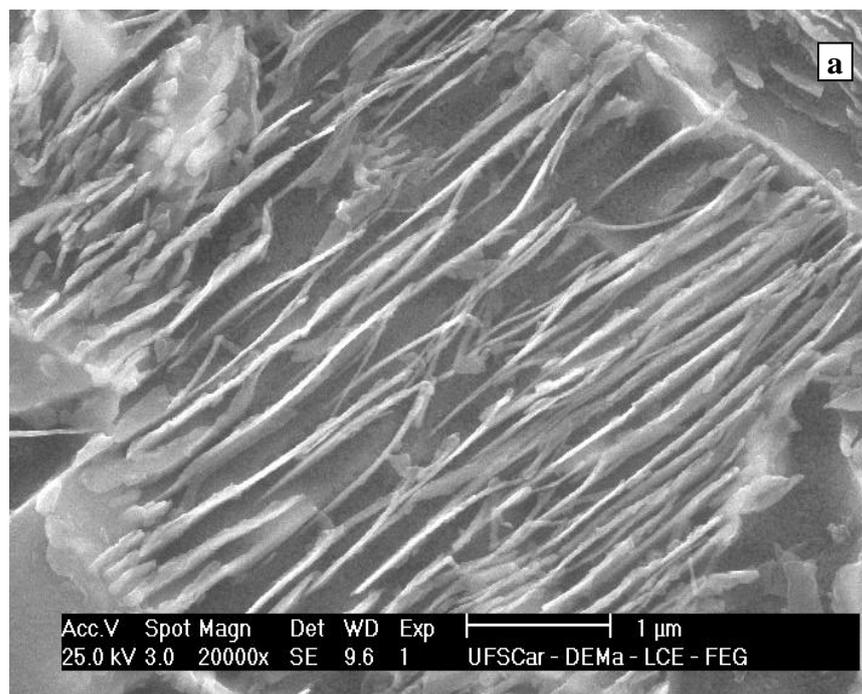


Figura 32. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no Al, **b)** resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 8mm.

**Taxa de
Resfriamento
Rápida**



**Taxa de
Resfriamento
Lenta**

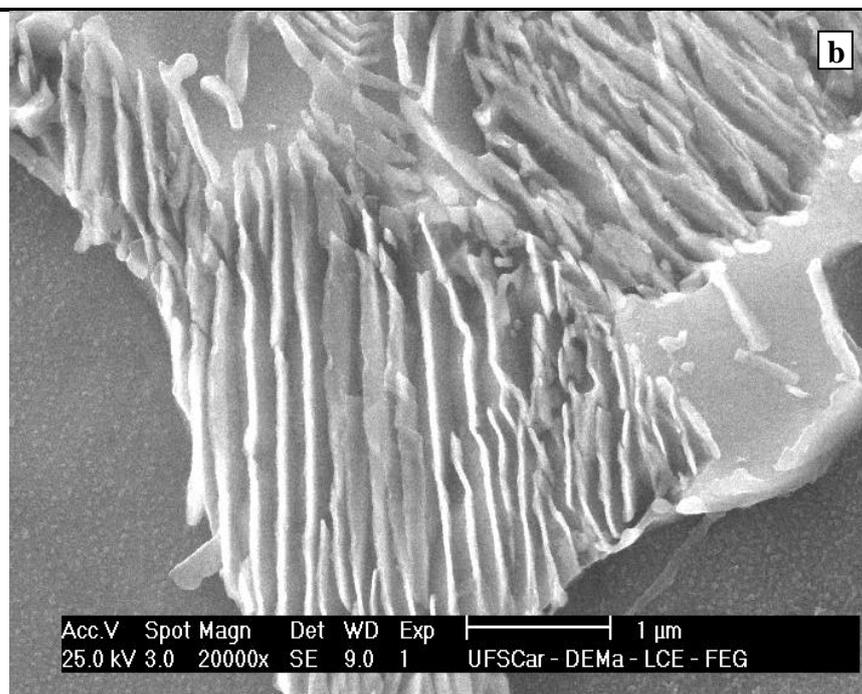


Figura 33. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 8 mm nas a) TRR e b) TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 %.

5.3 Diâmetro nominal de 10 mm

Nas **Figura 34a, 34b e 34c** podem ser observadas as microestruturas fornecidas pela microscopia óptica para as amostras do diâmetro nominal de 10 mm submetidas as 3 taxas de resfriamento.

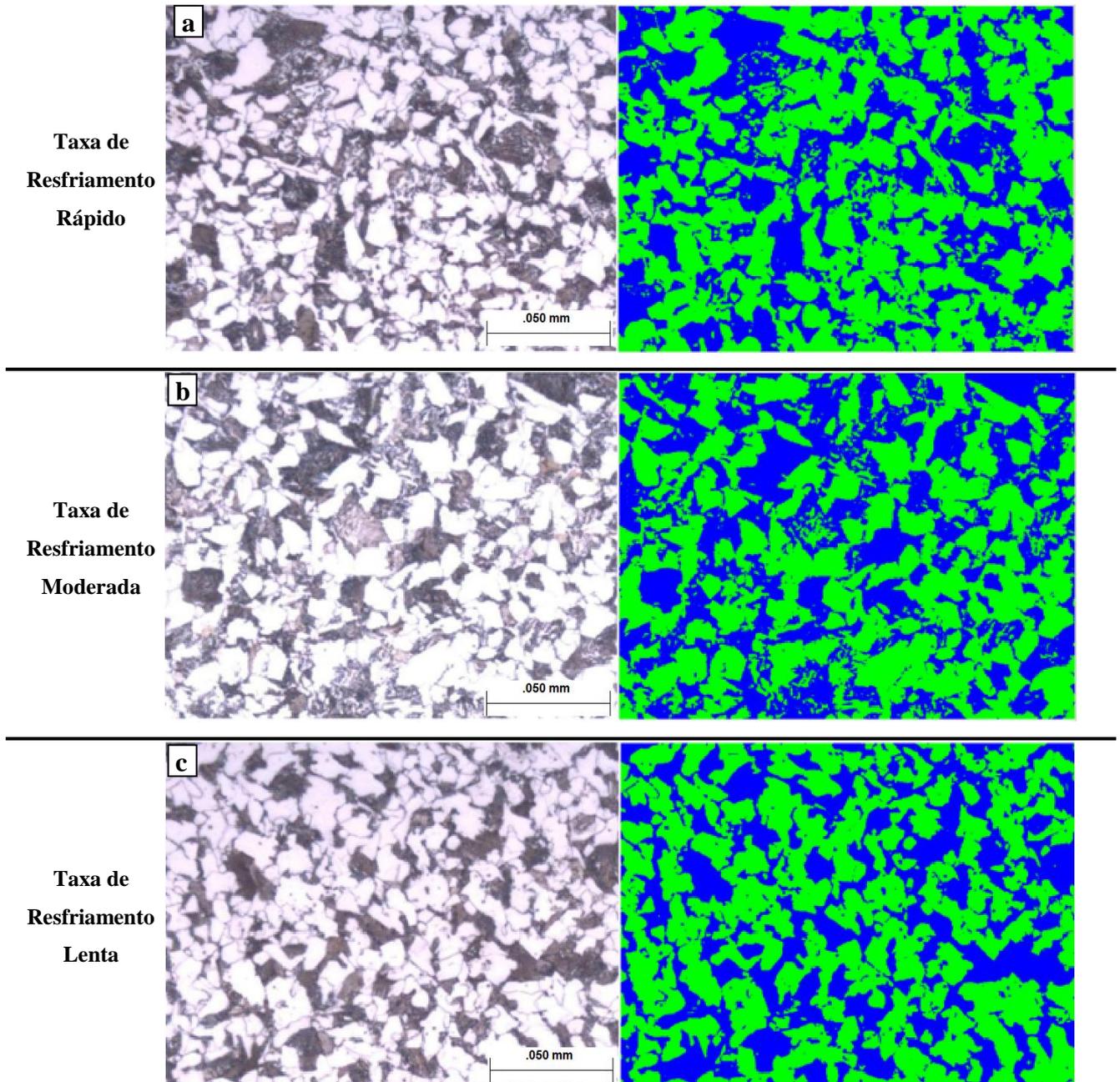


Figura 34. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 10 mm nas 3 taxas de resfriamento. **a)** taxa de resfriamento rápida (TRR), **b)** taxa de resfriamento moderada (TRM) e **c)** taxa de resfriamento lenta (TRL).

Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.

A **Figura 35** apresenta o resultado da quantificação de fase. Mostrando que não houve variações significativas na quantidade de fase ferrítica pró-eutetóide.

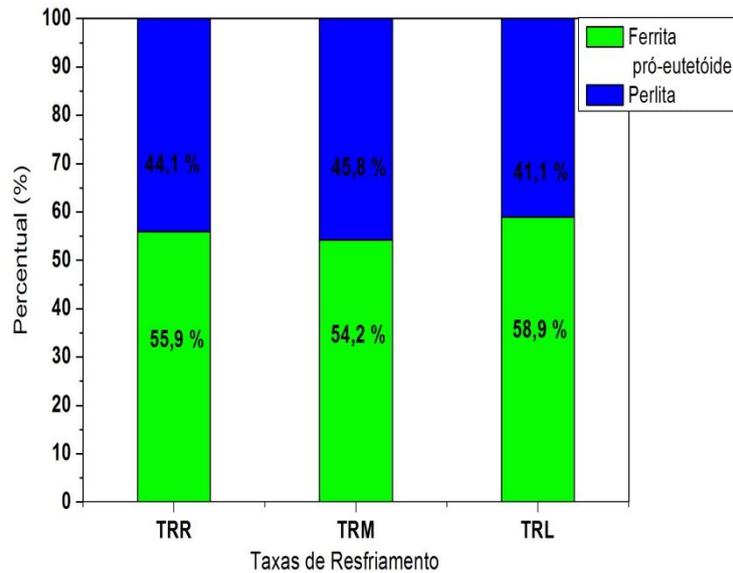


Figura 35. Resultados da quantificação de fase, mostrando que praticamente não há variações de fase ferrítica pró-eutetóide. Diâmetro de 10 mm.

Os resultados do ensaio de tração e do ensaio de microdureza são mostrados nas **Figura 36a** e **36b**, respectivamente. Observado na **Figura 36a** que há variação nas propriedades mecânicas, mas não ocorreram variações significativas na quantificação de fases (Figura 35). Então se mediu as distâncias interlamelar perlítica pelas micrografias obtidas por MEV (**Figura 37**). O resultado é mostrado na **Figura 46**, comprovando que estas distâncias possuem influências significativas nas propriedades mecânicas. A **Figura 36** apresenta o resultando do ensaio de microdureza Vickers mostrando a que a uma decaimento a medida que diminui a taxa de resfriamento.

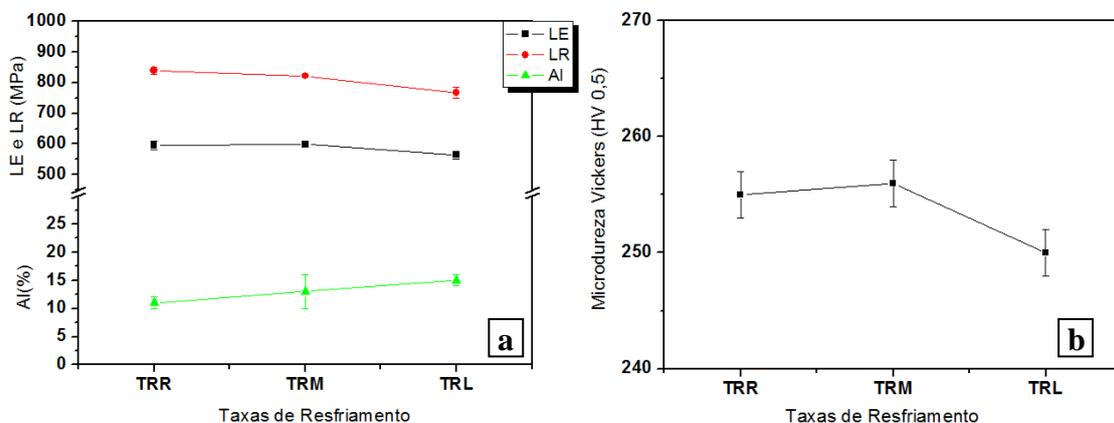
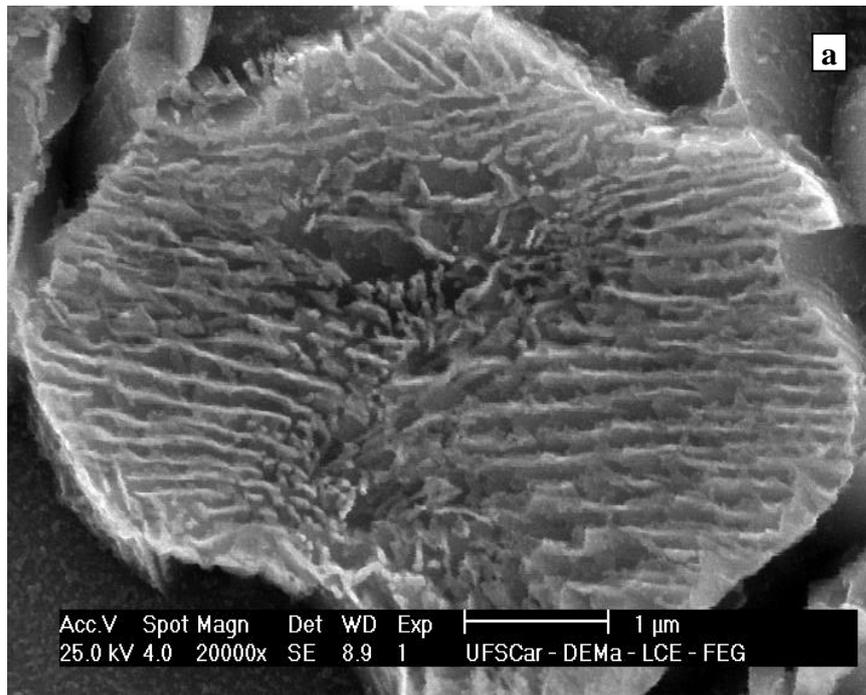


Figura 36. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresenta um decréscimo no LE e LR e aumento no Al, **b)** resultados do ensaio de microdureza Vickers. Diâmetro nominal de 10 mm.

Taxa de
Resfriamento
Rápida



Taxa de
Resfriamento
Lenta

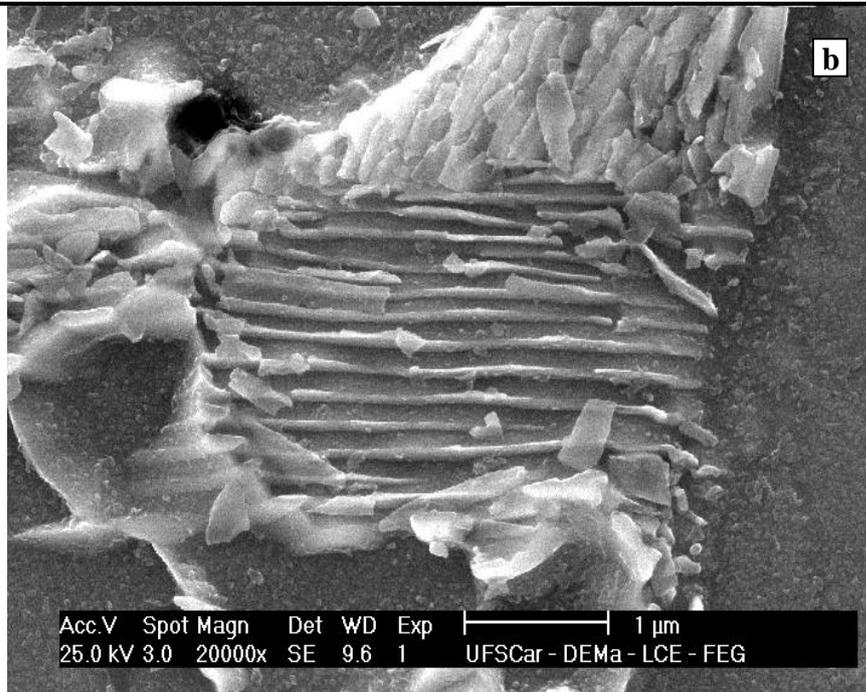


Figura 37. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 10 mm nas a) TRR e b) TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 %.

5.4 Diâmetro nominal de 12,5 mm

Podem ser observadas nas **Figura 38a, 38b e 38c** as microestruturas das amostras do diâmetro nominal de 12,5 mm nas 3 taxas de resfriamento que foi submetida.

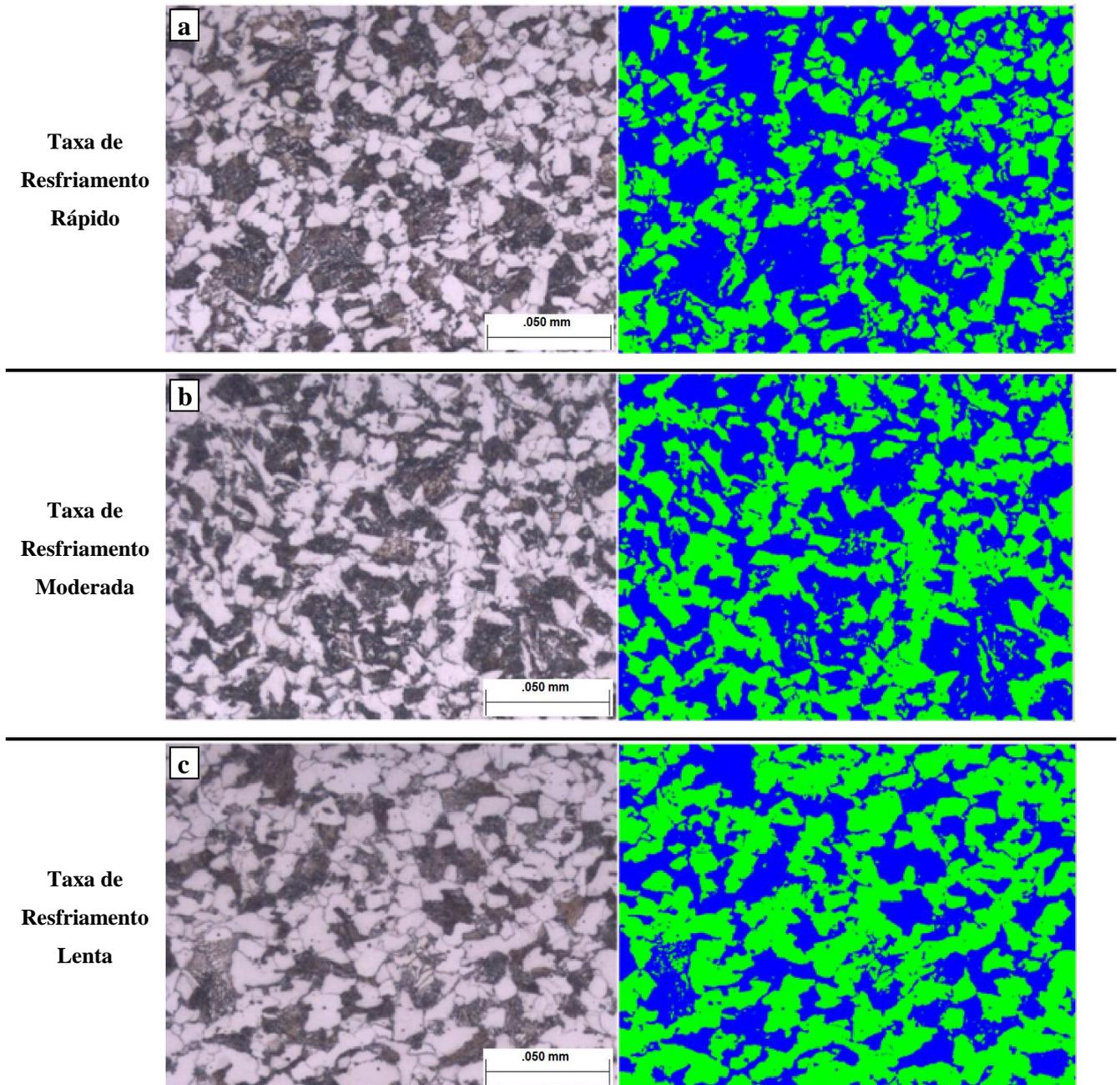


Figura 38. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal de 12,5 mm nas 3 taxas de resfriamento. **a)** taxa de resfriamento rápida (TRR), **b)** taxa de resfriamento moderada (TRM) e **c)** taxa de resfriamento lenta (TRL).

Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.

O resultado da quantificação de fase é demonstrado na **Figura 39**. Onde se observa que a um aumento na quantidade de fase ferrítica pró-eutetóide a medida que diminui a taxa de resfriamento, semelhante ao que ocorre no diâmetro nominal de 6,3 mm.

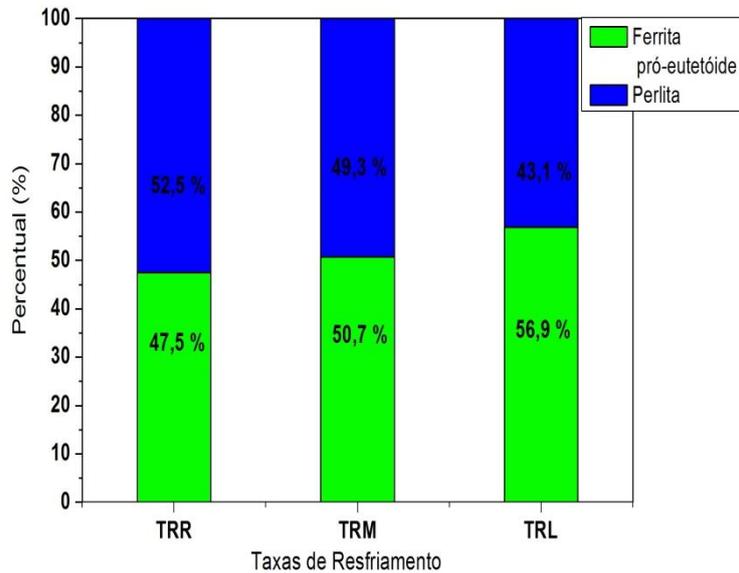


Figura 39. Resultado da quantificação de fase, mostrando o percentual de ferrita pró-eutetóide e perlita. Diâmetro nominal de 12,5 mm.

Nas **Figura 40a e 40c** apresentam os resultados do ensaio de tração e ensaio de microdureza Vickers, respectivamente. Na **Figura 40a** observa-se que o LE e LR caem e o AI aumenta à medida que diminui a taxa de resfriamento. Acontecimento comprovado pela quantificação de fase (**Figura 39**) e pelas medições das distâncias interlamelar perlítica (**Figura 46**), medidas realizadas nas micrografias feitas no MEV (**Figura 41**). Resulta também observado para a microdureza, **Figura 40**.

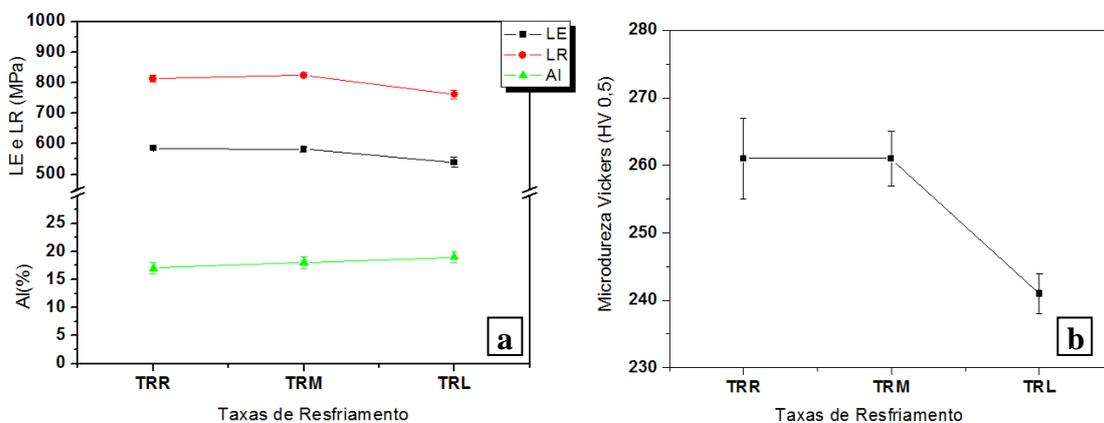
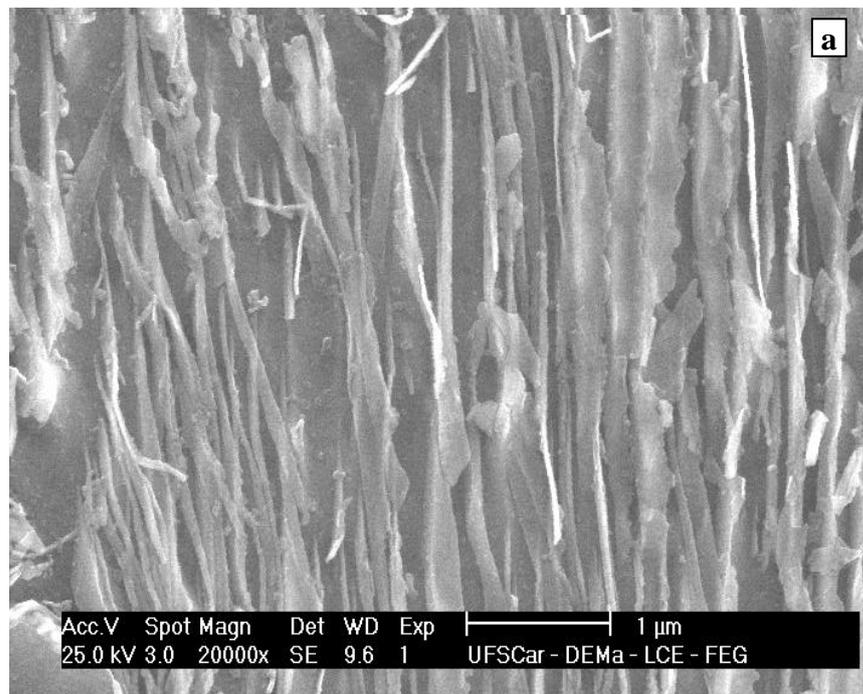


Figura 40. a) Resultados dos Ensaios de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no AI, b) resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 12,5 mm

**Taxa de
Resfriamento
Rápida**



**Taxa de
Resfriamento
Lenta**

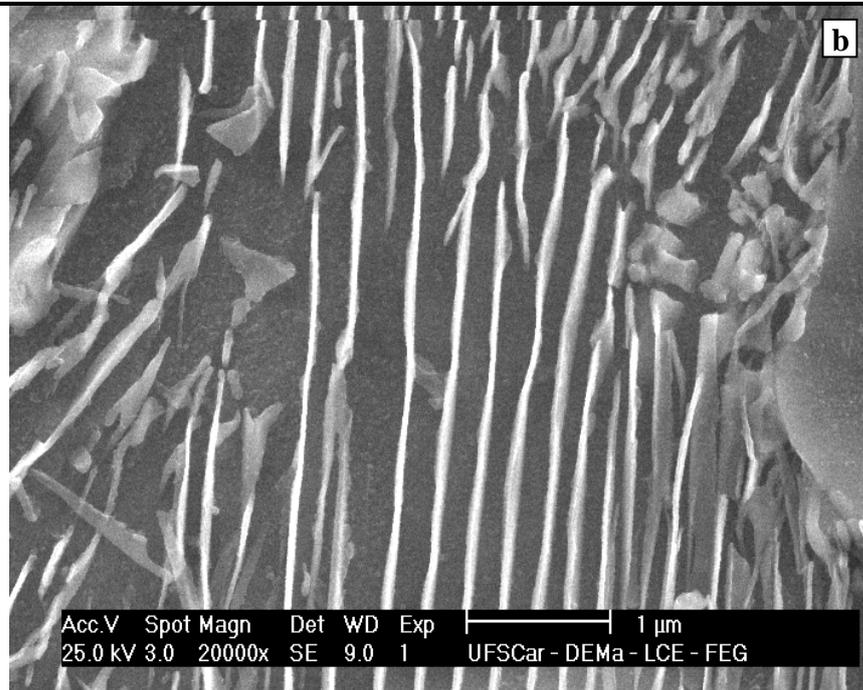


Figura 41. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal de 10 mm nas **a)** TRR e **b)** TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 %.

5.5 Diâmetro nominal de 16 mm

Nas **Figura 42a** , **42b** e **42c** são apresentadas as micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras do diâmetro nominal de 16 mm nas 3 taxas de resfriamento.

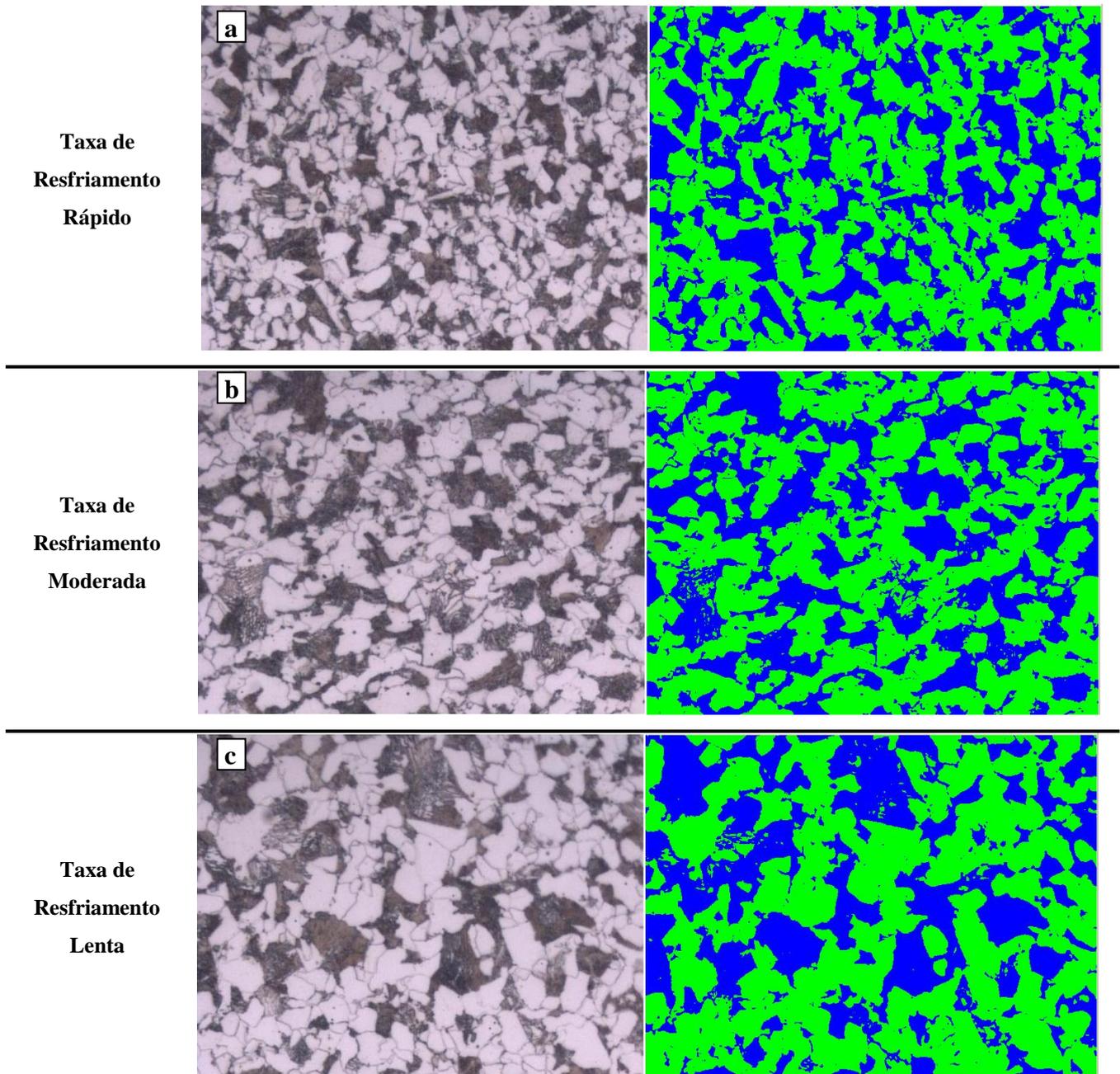


Figura 42. Micrografias obtidas por microscopia óptica das amostras da barra de aço de diâmetro nominal 16 mm nas 3 taxas de resfriamento. a) taxa de resfriamento rápida (TRR), b) taxa de resfriamento moderada (TRM) e c) taxa de resfriamento lenta (TRL). Aumento de 1000 x, ataque Nital 3 %.

Na **Figura 43** é possível observar o resultado da quantificação de fase. O resultado é bastante semelhante ao obtido no diâmetro nominal de 12,5 mm, havendo um aumento na quantidade de fase ferrítica pró-eutetóide em cada taxa de resfriamento.

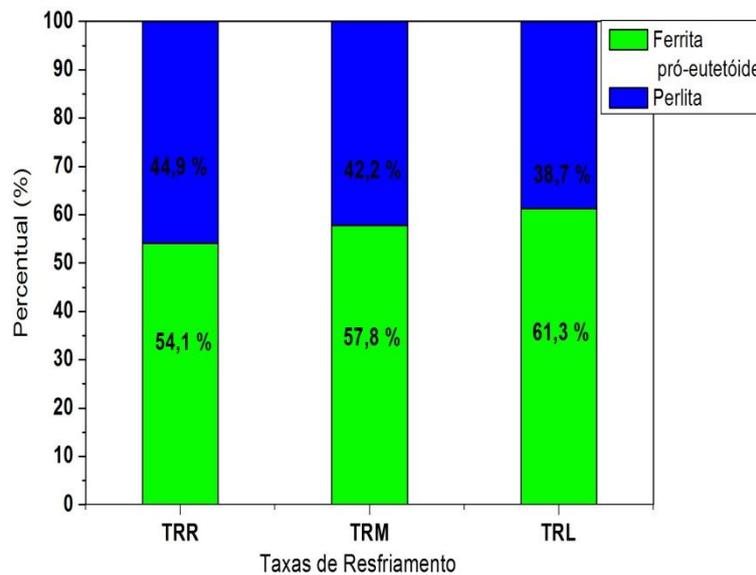


Figura 43. Resultados da quantificação de fases, mostrando o aumento do percentual de ferrita pró-eutetoide a medida que diminui a taxa de resfriamento. Diâmetro nominal de 16 mm.

Os resultados dos ensaios de tração são mostrados na **Figura 44a**. Observa-se que a medida que diminui a taxa de resfriamento o LE e LR decresce e o AI cresce. Na **Figura 44b** apresenta os resultados para o ensaio de microdureza Vickers. Onde a microdureza cai linearmente de acordo com a taxa de resfriamento. Os resultados das medidas das distâncias interlamelar perlítica **Figura 46**, nas micrografias obtidas via MEV **Figura 45**, confirmam os resultados descritos para as propriedades mecânicas.

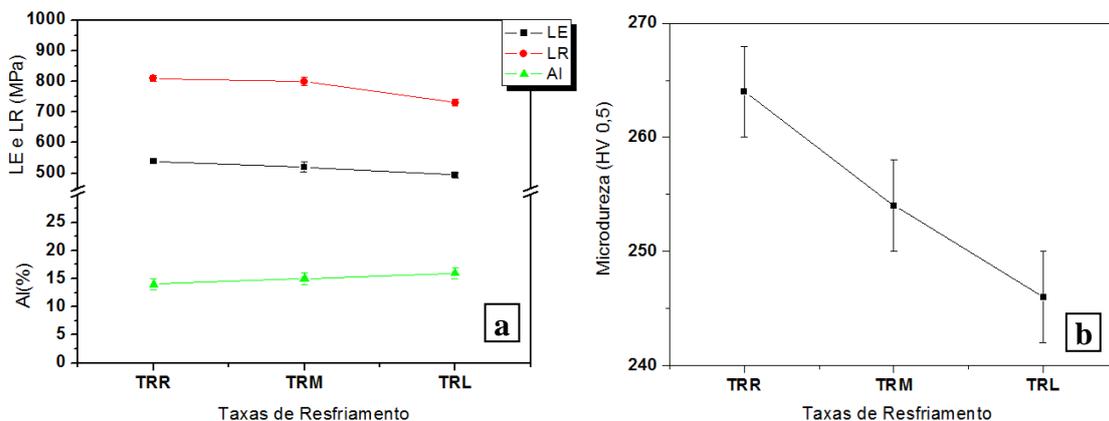
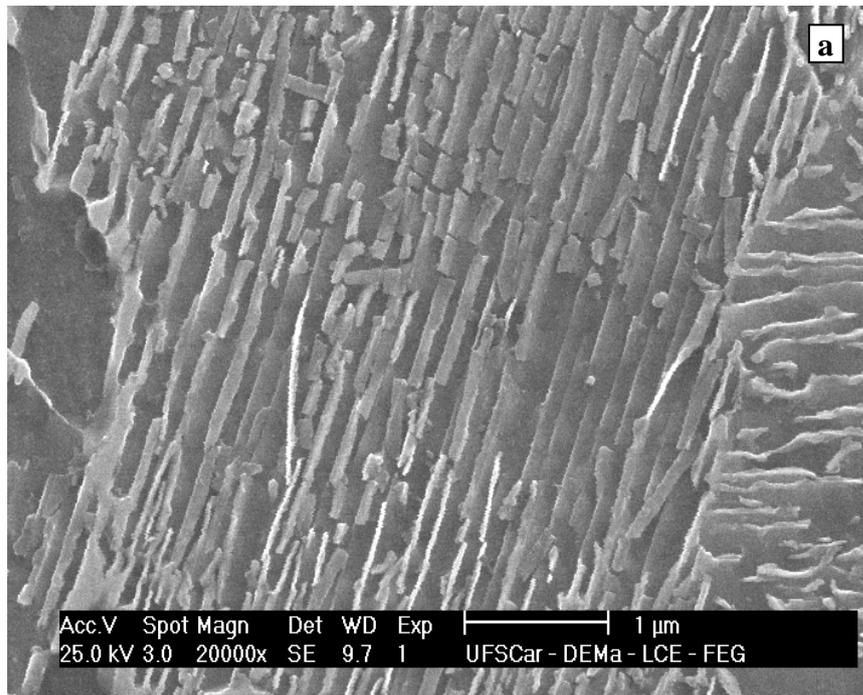


Figura 44. a) Resultados dos Ensaio de Tração apresentando decréscimo no LE e LR e aumento no AI, b) resultados do ensaio de microdureza Vickers mostrando um decréscimo na microdureza. Diâmetro nominal de 16 mm.

Taxa de
Resfriamento
Rápida



Taxa de
Resfriamento
Lenta

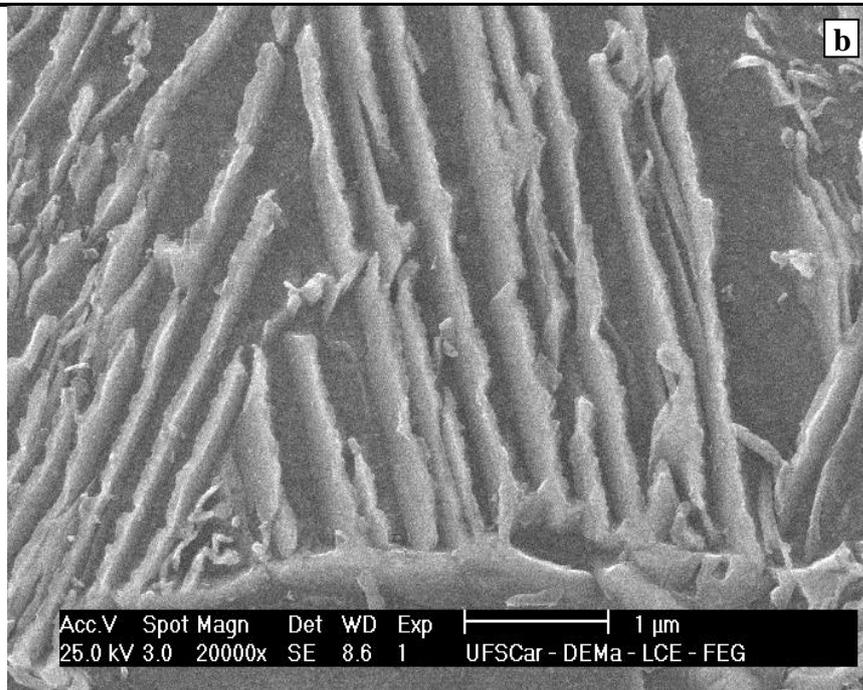


Figura 45. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das amostras da barra de aço de diâmetro nominal de 16 mm nas **a)** TRR e **b)** TRL, aumento de 20000 x, ataque Nital 3 %.

Na **Figura 46** observam-se os resultados das medições das distâncias interlamelar perlítica para cada diâmetro nominal (d) utilizando a taxa de resfriamento rápida (TRR) e taxa de resfriamento lenta (TRL). Observa-se que na TRL as distâncias são sempre maiores que as da TRR.

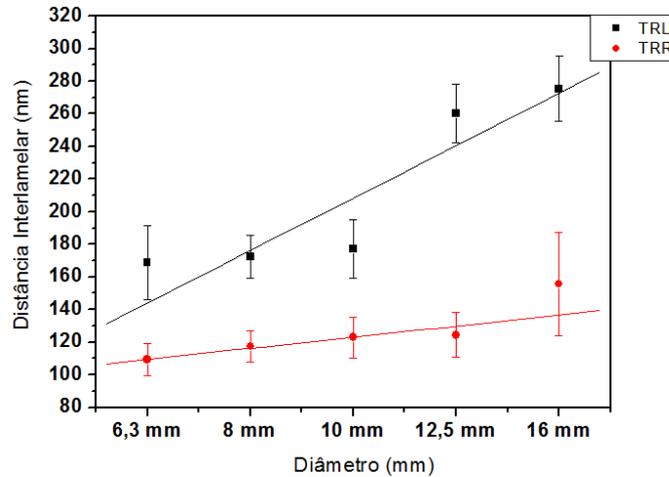


Figura 46. Gráfico com os resultados da distância interlamelar para as taxas de resfriamento rápida e taxa de resfriamento lenta em cada diâmetro nominal, apresentando a regressão linear simples.

A **Equação 1** e **Equação 2**, para a TRR e TRL respectivamente, apresenta o resultado da regressão linear simples para os dados medidos para a distância interlamelar (DI).

Equação 1
$$DI(d) = 103 + 7d$$

Equação 2
$$DI(d) = 112 + 32d$$

Como a equação da TRL (**Equação 2**) possui um maior coeficiente angular, então o material sofrerá maiores alterações na distância interlamelar perlítica do que na TRR (**Equação 1**) que possui um menor coeficiente angular. Para um aumento de 1 mm no diâmetro nominal da barra a um incremento de 32 nm para o a TRL e de apenas 7 nm para a TRR.

As **Figura 47a**, **47b** e **47c** apresentam os gráficos com o resultados dos ensaios de tração para todos os diâmetros nominais, relacionando o LE (**Figura 47a**) e LR (**Figura 47b**) com o diâmetro nominal da barra.

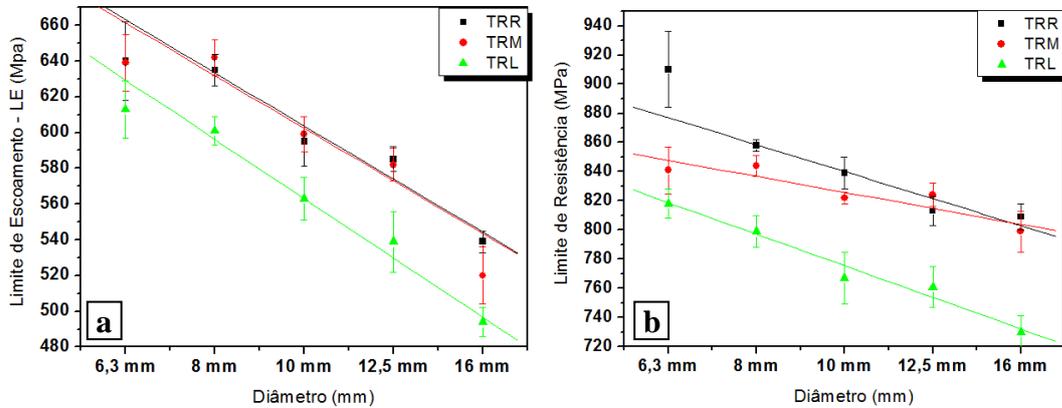


Figura 47. Gráfico mostrando a relação do **a)** LE pelos diâmetros nominais e **b)** LR pelos diâmetros nominais, para cada taxa de resfriamento apresentado a regressão linear múltipla.

De acordo com as **Equação 3** e **Equação 4** obtidas pela regressão linear múltipla (adotando como dados de referência: taxa de resfriamento lenta (TRL), por possuírem os menores valores) dos dados dos ensaios de tração, pode-se afirmar que para cada 1 mm de aumento no diâmetro nominal da barra a um decréscimo de 12 MPa no LE e de 8 MPa no LR. Onde Z_{TRR} e Z_{TRM} são variáveis binárias.

Equação 3	$LE(d) = 688,3 - 12d$	<table border="1" style="border-collapse: collapse; text-align: center;"> <tr> <td>Z_{TRR}</td> <td>Z_{TRM}</td> </tr> <tr> <td>37</td> <td>34,3</td> </tr> <tr> <td>71</td> <td>51</td> </tr> </table>	Z_{TRR}	Z_{TRM}	37	34,3	71	51
Z_{TRR}	Z_{TRM}							
37	34,3							
71	51							
Equação 4	$LR(d) = 855,3 - 8d$							

6 CONCLUSÃO

Em todas as micrografias obtidas pela microscopia óptica e pela microscopia eletrônica de varredura apresentaram microestruturas homogêneas. Contendo apenas a fase ferrita pró-eutetóide e a perlita. Não ocorrendo o aparecimento de fase ou constituintes frágeis: martensita e bainita.

O diâmetro nominal de 6,3 mm sofre grandes variações no percentual de fase ferrítica pró-eutetóide e variações na distância interlamelar perlítica. Confirmando estes resultados pelas propriedades mecânicas

O diâmetro nominal de 8 mm sofre menos variações de fase ferrítica pró-eutetóide do que o diâmetro nominal de 6,3 mm. Mas estas variações afetam as propriedades mecânicas.

No diâmetro nominal de 10 mm não há variações significativas no percentual de fase ferrítica pró-eutetóide. Mas as suas propriedades mecânicas sofrem mudanças com a alteração das taxas de resfriamento. Este fenômeno é explicado pela variação da distância interlamelar perlítica.

Já o diâmetro nominal 12,5 mm sofre pequenas variações no percentual de fase ferrítica pró-eutetóide. Mas suas propriedades mecânicas sofrem variações consideráveis. Este fato é explicado pela grande variação da distância interlamelar perlítica.

No diâmetro nominal de 16 mm a mudança de quantidade do percentual de fase da ferrita pró-eutetóide é menor do que a do diâmetro nominal de 12,5 mm. Assim a distância interlamelar perlítica age com maior influência sobre as propriedades mecânica.

Ao relacionar a distância interlamelar perlítica como os diâmetros nominais para as taxa de resfriamento rápida (TRR) e taxa de resfriamento lenta (TRL). Observa-se que a distância interlamelar perlítica é sempre maior na TRL do que na TRR. E na TRL o incremento é de 32 nm para cada 1 mm de aumento no diâmetro nominal da barra. Já para a TRR o incremento é de apenas 7 nm.

Ao relacionar o LE e LR com diâmetro nominal da barra. Descobri-se que para cada 1 mm de acréscimo no diâmetro nominal a um decréscimo de 12 MP no LE e 8 MPa no LR.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBUQUERQUEI, V. H. C. D. et al. **Sistema de segmentação de imagens para quantificação de microestruturas em metais utilizando redes neurais artificiais.**

Revista Matéria, Rio de Janeiro, v. 12, n. 2, mar. 2007. ISSN 1517-7076.

ARAI, T.; BAKER, G. M.; BATES, C. E. **ASM Handbook: Heat treating.** 3ª Edição. ASM, v. IV, 1992.

BELGO Mineira. **Aços para Construção Mecânica**, 2009. Disponível em:

<http://www.belgomineira.com.br/produtos/industria/solucoes/acos_construcao_mecanica/pdf/acos_construcao_mecanica.pdf>. Acesso em: 29 nov. 2010.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: Microstructure and Properties.** 3ª. ed. Manchester: Butterworth, 2006.

CALLISTER, W. D. **Introdução a Ciência e Engenharia dos Materiais.** 7ª Edição. John Wiley e Sons, Inc., 2007.

CALLISTER, W. D. **Introdução a Ciência e Engenharia dos Materiais.** 7ª Edição. John Wiley e Sons, Inc., 2007.

CHAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundido.** 7ª Edição. ABM, 2005.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy.** 2ª Edição. McGraw-Hill Book, 1981.

Disponível em:

<http://www2.furg.br/projeto/gefmat/material_did/materiais/Vitor/Disciplin/MatCons/ApostTT/Cap3.htm>.

FERREIRA, M. C. **Preparo de amostras_microdureza.** posodonto, 2008. Disponível em: <http://www.ccs.ufsc.br/posodonto/Preparoamostras_microdureza.pdf>. Acesso em: 2 dez. 2010.

HILL, R. E. R. **Princípios de Metalurgia Física.** 1ª Edição. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

HIRAYAMA, R.; VILCHEZ, C. A. Z.; TOKIMATSU, R. C. **Determinação da Microestrutura e Espessura da Camada Endurecida de Barras de Aço SAE 1045 Submetidas a Tratamento Térmico de Têmpera Superficial por Indução.** ABCM, Rio de Janeiro, p. 2, Setembro 2004.

JING, Y. et al. **Study on rolling process optimization of high carbon steel wire.** Journal of University of Science and Technology Beijing, Pequim, v. 14, p. 1, Outubro 2007. ISSN 5.

MOREIRA, M. F. Dalmolim. **Bibliomat**, 2007. Disponível em: <<http://www.dalmolim.com.br/EDUCACAO/MATERIAIS/Bibliomat/fec.pdf>>. Acesso em: 6 dez. 2010.

MORGAN Construction Company. **Site MORGAN Construction Company**, 2007. Disponível em: <http://akamai.industry.siemens.com/metals-mining/morgan/rolling_mills/pdf/MMG_53_02_v05_screen.pdf>. Acesso em: 20 dez. 2010.

NRB 7480/2007 - Barras e fios de aço destinados a armaduras para concreto armado.

OLEA, C. A. W. **Caracterização por Microscopia Eletrônica do Aço SAE1141 Microligado ao Nb.** Porto Alegre, Dissertação, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2002.

SANTOS, C. C. D. **Influência de parâmetros de processamento no enpenamento de barras trefiladas do aço SAE 9254.** Porto Alegre, Dissertação, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2008.

SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L.** Escola de Minas, Ouro Preto, v. 60, Outubro 2007. ISSN 0370-4467.

SILVA, A. L. D. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais.** 2ª Edição. Edgard Blücher, 2006.

SMITH, W. F. **Structure and Properties of Engineering Alloys.** 2ª Edição. McGraw-Hill College, 1992.

VAN VLACK, L. H. **PRINCÍPIOS DE CIÊNCIAS DOS MATERIAIS.** 3ª Edição. Edgard Blücher, 1999.

WAN-HUA, Y. et al. **Development and application of online Stelmor Controlled Cooling System.** Applied Thermal Engineering, Março 2009.