

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM

Análise da refusão superficial de aços por laser  
com altas taxas de resfriamento

Roger Navarro Verástegui

Engenheiro Metalúrgico

Porto Alegre

2007

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM

Análise da refusão superficial de aços por laser  
com altas taxas de resfriamento

Roger Navarro Verástegui

Engenheiro Metalúrgico

Dissertação apresentada ao Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre

2007

Análise da refusão superficial de aços por laser  
com altas taxas de resfriamento

DISSERTAÇÃO

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,  
Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de:

Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação

por

Roger Navarro Verástegui

Engenheiro Metalúrgico

2007

Esta Dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Ivan Guerra Machado (DEMEC/PPGEM – UFRGS)

Banca Examinadora:

---

Prof. Dr. Aleir Antonio Fontana De Paris

---

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

---

Prof. Dr. Jaime Spim Jr.

---

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coordenador do PPGEM

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço às autoridades que lutam para que a UFRGS continue gratuita e de qualidade.

Ao Prof. Dr. Ivan Guerra Machado, pela orientação e confiança depositada durante o desenvolvimento do trabalho.

Ao CNPq pelo auxílio financeiro.

À ZIEMANN LIESS S/A, na pessoa do senhor Eng. Marcelo A. R. Tomasi pela permissão da utilização do equipamento de laser.

Ao funcionário Luiz Henrique M. Zaniratti pela amizade e auxílio na realização do trabalho.

Aos colegas Douglas de Paula Santos, Luciano Velloso, Richard Tomas Lermen e Valtair de Jesus, pela amizade e companheirismo.

Aos professores da UFRGS e colegas que, de alguma forma, colaboraram para minha formação e para realização deste trabalho.

A minha família, que é minha fonte de vida: Pai, Mãe, Olga, tias, avós, irmãos e cunhadas, sobrinhos, Rita, Luis e Manuela. Muito Obrigado por tudo.

## RESUMO

O presente estudo teve como foco o tema microestrutura de aços quando submetidos a elevadas taxas de resfriamento, desenvolvido em duas etapas: análise de pontos fundidos na superfície de aços através do processo a laser, com o qual se atinge elevadíssimas taxas de resfriamento; análise de refusões superficiais em aços, na forma de cordão produzido por refusão superficial, também utilizando-se o processo laser. Foram utilizados: aços ao carbono (SAE 1020 e SAE 1045), aço estrutural (ASTM A633), aço rolamento (SAE E52100) e aços ferramenta (SAE L6, SAE H13 e Tipo II VMO). Foram realizados ensaios metalográficos e empregados dois modelos matemáticos para estimar as taxas de resfriamento: para fonte instantânea, para a análise dos pontos; e a teoria de condução de calor de Rosenthal para extração tridimensional nas análises dos cordões produzidos por refusão superficial. Através dos resultados verificou-se que os aços que apresentavam estrutura esferoidizada (SAE E52100, SAE L6, SAE H13 e Tipo II VMO) respondem melhor quando se deseja endurecê-los superficialmente se comparados aos aços que apresentavam estrutura normalizada (SAE 1020, SAE 1045 e ASTM A633). As taxas de resfriamento estimadas foram maiores nos experimentos da realização de pontos. As evoluções microestruturais apresentaram semelhança entre os aços com a mesma microestrutura inicial (esferoidizada e normalizada). Foi encontrado um sítio com dureza elevada na zona afetada pelo calor (ZAC) dos aços normalizados, na região em que antes da aplicação de energia, havia perlita.

## ABSTRACT

The present study has as subject microstructure of steel when submitted to high cooling rates. The work can be divided in two parts: analysis of casting points in the steel surface through the laser process, in which high cooling rates are reached; analysis of remeltings surface in steel, in form of flat weld fillet produced for superficial remelting, also using laser process. The following steels were used: carbon steel (SAE 1020 and SAE 1045), structural steel (ASTM A633), low alloy steel (SAE E52100) and tools steel (SAE L6, SAE H13 and Type II VMO). Metallographic analyses were carried out and two mathematical models were used to estimate the cooling rates: analysis of the points for instantaneous source; and the Rosenthal's theory of heat conduction for three-dimensional extraction in the analysis of the flat weld fillet produced by superficial remelting. The results showed that steels presenting spheroidised structure (SAE E52100, SAE L6, SAE H13 and Type II VMO) give a better response when surface hardening is desired when comparade to steels presenting normalized structure (SAE 1020, SAE 1045 and ASTM A633). The estimated cooling rates were higher in casting points experiments. The microstructural evolution presented similarities for both initial microstructures (spheroid and normalized). A small site with hardness raised in the heat affected zone (HAZ) of normalized steel presented high hardness, in a region where before the energy application perlite was present.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Correntes parasitas induzidas na peça, gerando calor. [3].....	5
Figura 2 - Esquemática de um feixe laser sobre uma peça. [3].....	6
Figura 3 - Cavidade do laser. [5].....	7
Figura 4 - (a) indica os vários modos-padrão, (b) distribuição de intensidade para os modos-padrão. [5].....	8
Figura 5 - Perfil de dureza de um aço tratado superficialmente por laser. [7].....	9
Figura 6 - Profundidade de camada afetada termicamente em relação à densidade de energia do laser. [8].....	9
Figura 7 - Perfil de dureza de um aço AISI W112. [10].....	11
Figura 8 - Região de operação de endurecimento superficial para uma camada de 0,1 mm de espessura. [11].....	11
Figura 9 – Distribuição de dureza na zona endurecida por laser. (pré-temperado a 1200 °C e revenido a 560 °C por 3 x 1 h).[12].....	12
Figura 10 – A influência da temperatura de pré-têmpera na dureza da camada endurecida por laser. (pré-revenido a 560 °C por 1 x 3 h). [12].....	12
Figura 11 – Curvas de revenido do endurecimento a laser e da têmpera convencional, do aço M2. [12].....	13
Figura 12 - Teor de carbono em relação à dureza. [14].....	15
Figura 13 - Tempo de revenido em relação à dureza. [16].....	18
Figura 14 - Variação do tempo de nitretação em relação ao perfil de dureza. [16].....	19
Figura 15 - Temperatura de revenido em relação à dureza. [16].....	20
Figura 16 – Temperatura de revenido em relação à dureza. [16].....	21
Figura 17– (a) Bocal característico do processo de corte a laser; (b) Bocal adaptado para realização dos experimentos.....	26
Figura 18 – Macrofotografias dos pontos produzidos com diferentes potências do feixe laser, vista de topo: (a) aço SAE 52100, com 2000W; (b) aço SAE 52100, com 1500W; (c) Aço SAE 52100, com 1000W.....	31
Figura 19 – Aço SAE 1020, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 200 J .....	33



Figura 20 – Aço SAE 1020, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 150 J .....	33
Figura 21 – Aço SAE 1020, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 100 J .....	33
Figura 22 – Aço SAE 1020: (a) microfotografia (microscópio de luz), com as endentações do ensaio de microdureza e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas para diferentes posições na ZAC; (b) microdureza da ZAC em função da taxa de resfriamento.....	35
Figura 23 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região da ZAC e MB inalterado (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlitas).....	36
Figura 24 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região da ZAC mais próxima ao metal base inalterado (F: ferrita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlitas).....	36
Figura 25 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região da ZAC mais próxima ao metal fundido (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; S: sítios anteriormente perlitas).....	37
Figura 26 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região fundida, com martensita caracterizada por “agulhas”. (M: martensita).....	37
Figura 27 – Aço SAE 1045, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 200 J.....	39
Figura 28 – Aço SAE 1045, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 150 J.....	39
Figura 29 – Aço SAE 1045, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 100 J.....	39
Figura 30 – Aço SAE 1045: (a) microfotografias (microscópio de luz) do aço, com as endentações do ensaio de microdureza e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas para diferentes posições na ZAC; (b) microdureza da ZAC em função da taxa de resfriamento.....	40

Figura 31 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região da ZAC e metal base inalterado (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlitas).....	41
Figura 32 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado (F: ferrita; M: martensita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlitas).....	42
Figura 33 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região da ZAC mais próxima ao metal fundido (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; S: sítios anteriormente perlitas).....	42
Figura 34 – Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região da ZAC mais próxima ao metal fundido (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; S: sítios anteriormente perlitas).....	43
Figura 35 – Aço AISI 52100, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 200 J.....	44
Figura 36 – Aço AISI 52100, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 150 J.....	44
Figura 37 – Aço AISI 52100, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 100 J.....	44
Figura 38 – Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região da ZAC e metal base inalterado (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto).....	46
Figura 39 – Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado, parte inferior.(C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto).....	46
Figura 40 – Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região da ZAC mais próxima ao metal fundido com martensita na área à esquerda (C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).....	47
Figura 41 – Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região fundida caracterizando agulhas de martensita. (M: martensita).....	47
Figura 42 – Microdureza da ZAC em função da taxa de resfriamento para o aço AISI 52100.....	48

Figura 43 – Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.....	51
Figura 44 – Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.....	51
Figura 45 – Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.....	52
Figura 46 – Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.....	52
Figura 47 – Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.....	52
Figura 48 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, ZAC, MB inalterado e MF. (F: ferrita; M: martensita; P perlita; S: sítios anteriormente perlitas).....	54
Figura 49 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, ZAC, MB inalterado região com maior aumento (B: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; P perlita; S: sítios anteriormente perlitas).....	55
Figura 50 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, região da ZAC mais próxima ao MF. (B: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; M: martensita; S: sítios anteriormente perlitas).....	55
Figura 51 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, região em detalhe dos sítios de carbono anteriormente perlitas e “braços” ricos em teor de carbono se dissolvendo na ferrita. (B: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; M: martensita; S: sítios anteriormente perlitas).....	56
Figura 52 – Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.....	57
Figura 53 – Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.....	58

Figura 54 – Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.....	58
Figura 55 – Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.....	58
Figura 56 – Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.....	59
Figura 57 - Microfotografias (MEV) do aço SAE L6, metal base inalterado.....	59
Figura 58 - Microfotografias (MEV) do aço SAE, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado. (C carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto).....	60
Figura 59 - Microfotografias (MEV) do aço SAE L6 região da ZAC mais próxima ao metal base inalterado, com maior aumento. (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; F: ferrita).....	60
Figura 60 - Microfotografias (MEV) do aço SAE L6, região da ZAC próxima ao metal fundido com martensita caracterizada por “agulhas”. (C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).....	61
Figura 61 – Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.....	62
Figura 62 – Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.....	62
Figura 63 – Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.....	63
Figura 64 – Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.....	63
Figura 65 – Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.....	63
Figura 66 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13, metal base. (C: carbonetos).....	64

Figura 67 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13, MB inalterado, ZAC e metal fundido, parte inferior (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto).....	65
Figura 68 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13 região da ZAC mais próxima ao metal. (C': carbonetos, conforme explanado no texto).....	65
Figura 69 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13, ZAC e região fundida, com maior aumento. (C': carbonetos, conforme explanado no texto).....	66
Figura 70 – Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.....	67
Figura 71 – Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.....	67
Figura 72 – Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.....	67
Figura 73 – Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.....	68
Figura 74 – Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.....	68
Figura 75 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO MB inalterado (C: carbonetos)....	70
Figura 76 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO MB inalterado, ZAC e metal fundido (MF). (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).....	70
Figura 77 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado. (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; F: ferrita).....	71
Figura 78 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO, metal base inalterado, ZAC e região fundida. (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).....	71

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Dados dos parâmetros de endurecimento superficial de uma matriz e o efeito na dureza. [9].....	10
Tabela 2 – Comparação entre os sistemas de operação de laser e seus desempenhos.[13].....	13
Tabela 3 - Composição Química do Aço SAE 1020 para produto Semi-Acabado [14].....	14
Tabela 4 - Composição Química do Aço SAE 1045 para produto Semi-Acabado. [14].....	15
Tabela 5 - Composição Química do Aço ASTM A633.[1].....	16
Tabela 6 - Composição Química do Aço SAE E52100. [14].....	17
Tabela 7 - Composição Química do Aço SAE H13. [16].....	18
Tabela 8 – Composição Química do Aço SAE L6. [16].....	19
Tabela 9 – Composição Química do Aço tipo II VMO. [16].....	21
Tabela 10 – Composições Químicas dos Aços utilizados na realização dos pontos.....	24
Tabela 11 – Composições Químicas dos Aços utilizados na obtenção dos cordões produzidos por refusão superficial.....	24
Tabela 12 – Parâmetros variados, na realização dos cordões produzidos por refusão superficial, entre os cinco experimentos.....	27
Tabela 13 – Extensão da ZAC em função da energia do laser e do metal base.....	32
Tabela 14 – Extensão da ZAC e geometria do cordão em função da energia do laser e do metal base.....	49

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\alpha$	<i>Difusividade térmica. (<math>m^2/s</math>)</i>
$\Delta T$	<i>Diferença entre duas temperaturas. (<math>^{\circ}C</math>)</i>
$\delta T/\delta t$	<i>Taxa de Resfriamento. (<math>^{\circ}C/s</math>)</i>
$\lambda$	<i>Comprimento de onda. (m)</i>
$\xi$	<i>Variável para simplificação. (<math>\xi=1/\alpha</math>)</i>
$\rho$	<i>Massa específica do material. (<math>kg/m^3</math>)</i>
$CW$	<i>Onda Contínua.</i>
$c$	<i>Calor específico. (<math>J.kg^{-1}.^{\circ}C^{-1}</math>)</i>
$D$	<i>Diâmetro do feixe de laser. (m)</i>
$d_{min}$	<i>Diâmetro do feixe de laser focado. (m)</i>
$E$	<i>Energia de soldagem. (J/m)</i>
$f$	<i>Distância focal. (m)</i>
$k$	<i>Condutividade Térmica. (<math>W.m^{-1}.^{\circ}C^{-1}</math>)</i>
$p, l, q$	<i>Índices dos modos eletromagnéticos transversais padrões.</i>
$Q$	<i>Quantidade de calor. (J)</i>
$R$	<i>Posição no ponto de interesse. <math>R=(x^2+y^2+z^2)^{1/2}</math>. (m)</i>
$T$	<i>Temperatura. (<math>^{\circ}C</math>)</i>
$T_r$	<i>Temperatura crítica, ou na qual se deseja conhecer a taxa de resfriamento. (<math>^{\circ}C</math>)</i>
$T_o$	<i>Temperatura de preaquecimento. (<math>^{\circ}C</math>)</i>
$t$	<i>Tempo. (s)</i>
$v$	<i>Velocidade de soldagem. (m/s)</i>
$w$	<i>Coordenada móvel, com a fonte de energia. (<math>= x-v.t</math>)</i>

## SUMÁRIO

RESUMO .....	I
ABSTRACT .....	II
LISTA DE FIGURAS .....	III
LISTA DE TABELAS .....	IX
LISTA DE SÍMBOLOS .....	X
<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2 REVISÃO DA LITERATURA .....</b>	<b>2</b>
2.1 Endurecimento Superficial .....	2
2.1.1 Cementação .....	3
2.1.2 Nitretação .....	3
2.1.3 Cianetação .....	3
2.1.4 Carbonitretação .....	4
2.1.5 Boretção .....	4
2.1.6 Têmpera por chama .....	4
2.1.7 Têmpera por indução .....	5
2.1.8 Têmpera por feixe eletrônico .....	5
2.1.9 Têmpera por laser .....	6
2.2 Processo Laser .....	7
2.2.1 Endurecimento superficial por laser .....	9
2.3 Caracterização dos Aços .....	13
2.3.1 Aços SAE 1020 .....	13
2.3.2 Aço SAE 1045 .....	15
2.3.3 Aço ASTM A633 .....	16



2.3.4	Aço SAE E52100 .....	16
2.3.5	Aço SAE H13 .....	17
2.3.6	Aço SAE L6 .....	19
2.3.7	Aço Tipo II VMO .....	20
2.4	Equações de Ciclo Térmico .....	21
2.4.1	Equações para fontes instantâneas de calor .....	21
2.4.2	Equações para extração tridimensional de calor (Rosenthal) .....	22
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E METODOLOGIA .....</b>	<b>24</b>
3.1	Materiais .....	24
3.2	Procedimento Experimental .....	25
3.3	Cálculo do Ciclo Térmico .....	27
3.3.1	Fonte instantânea .....	27
3.3.2	Modelo matemático de extração tridimensional de calor .....	28
3.4	Análise Microestrutural .....	30
3.4.1	Microdureza .....	30
3.4.2	Microfotografias .....	30
3.4.3	Determinação das dimensões .....	30
<b>4</b>	<b>APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS .....</b>	<b>31</b>
4.1	Pontos Realizados com Laser .....	31
4.1.1	Aço SAE 1020 .....	32
4.1.2	Aço SAE 1045 .....	38
4.1.3	Aço SAE 52100 .....	43
4.2	Cordões Produzidos por Refusão Superficial Realizados com Laser.....	48
4.2.1	Aço ASTM A633 .....	50
4.2.2	Aço SAE L6 .....	56

4.2.3 Aço SAE H13 .....	61
4.2.4 Aço Tipo II VMO .....	66
<b>5 CONCLUSÃO .....</b>	<b>72</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS .....</b>	<b>73</b>
<b>7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>74</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A análise microestrutural e as estimativas da taxa de resfriamento são linhas de pesquisa do Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas – LS&TC da Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, pois essa análise pode prever áreas críticas em relação a defeitos ou encontrar uma relação otimizada entre taxa de resfriamento e microestrutura. Assim, o presente estudo tem como objetivo principal a análise microestrutural de transformações sofridas pelos aços quando submetidos a elevadas taxas de resfriamento.

Neste processo de transformação, procurou-se realizar refusões superficiais, através do processo a laser, inicialmente mediante aplicações pontuais de laser para se atingir elevadas taxas de resfriamento, variando-se a potência e estimando-se a taxa de resfriamento através de equações matemáticas de fluxo térmico. Após essa fase inicial, aplicou-se laser a fim de se obter cordões produzidos por refusão superficial, variando-se a potência e a velocidade de soldagem para investigar as possíveis variações nas dimensões dos cordões e uma possível variação da evolução microestrutural ao se variar a energia da soldagem, utilizando-se, também, equações matemáticas de fluxo térmico para avaliar a taxa de resfriamento.

Embora a taxa de resfriamento calculada não apresente valores exatos, esses valores fornecem estimativas úteis para várias aplicações de engenharia da soldagem. A partir desses valores, juntamente com as imagens microscópicas e os valores da microdureza verificada, pode-se ter uma idéia de como um aço responde ao tratamento térmico superficial a laser, em relação a sua microestrutura.

## **2 REVISÃO DA LITERATURA**

### **2.1 Endurecimento Superficial**

O endurecimento superficial é um dos processos mais eficazes quanto ao aumento da resistência ao desgaste, por criar uma fina camada superficial de alta dureza, mantendo o núcleo com uma dureza mais baixa. Com um núcleo menos duro, a peça apresentará maior tenacidade [1-3].

Os processos utilizados para endurecimento superficial em aços são: processos de tratamento mecânico, o qual proporciona maior dureza devido à obtenção de uma superfície encruada; a resistência e a dureza são proporcionais à intensidade da carga [1]; processos de tratamento químico, através dos métodos de cromação dura, siliconização, entre outros [1]; processos de tratamentos termoquímicos e têmperas superficiais que aumentam a dureza superficial dos materiais pelas mudanças parciais da sua composição química e/ou termomecânicas originais. A aplicação de calor, em um meio apropriado, para modificar a superfície do metal pode levar esta alteração química a determinada profundidade, a qual depende do tempo de aplicação (contato entre a peça e o meio) e da temperatura de aquecimento, que consiste em produzir uma têmpera localizada apenas na superfície do material, adquirindo assim, propriedades da estrutura martensítica.

A Cementação, Nitretação, Cianetação, Carbonitretação e Boretção são os processos de tratamentos termoquímicos mais utilizados. Os processos usuais de têmpera superficial são: a têmpera por chama; a têmpera por indução; a têmpera por feixe eletrônico e a têmpera por laser [1-3].

### **2.1.1 Cementação**

Cementação: aquecimento da peça que se deseja endurecer, envolvida por um meio com elevado carbono, propiciando que o carbono se difunda para a peça, aumentando o teor de carbono da camada superficial, endurecendo-a. Após a difusão do carbono, normalmente se realiza uma têmpera seguida de um revenido para atingir dureza máxima. As principais variáveis desse processo são: tempo e temperatura. O tempo tem sua importância, pois este processo envolve difusão, regida pelo tempo e a temperatura está diretamente ligada à velocidade de difusão do carbono no aço [1-3].

### **2.1.2 Nitretação**

Nitretação: assim como a cementação, altera a composição da camada superficial do aço. Outra semelhança é a maneira de realizar o processo: eleva-se a temperatura da peça em um meio nitrogenoso, mas, diferentemente da cementação, a camada nitretada não precisa ser temperada porque os nitretos formados possuem elevada dureza, o que reduz ao mínimo as probabilidades de empenamento ou distorção da peça. [1-3]

### **2.1.3 Cianetação**

Cianetação: processo em que a peça está envolta a um meio líquido rico em cianeto. A cianetação também é determinada como carbono-nitretação líquida. O aquecimento da peça é feito acima da temperatura  $A_{c1}$  e resfriado, posteriormente, em óleo, água ou salmoura, fazendo com que a camada superficial tenha elevados teores de carbono e nitrogênio. A atividade de endurecimento do banho é determinada pela velocidade na qual se forma cianeto

que será decomposto, deixando livres o nitrogênio e o carbono na superfície do aço. A camada endurecida compõe-se de duas diferentes zonas: a mais externa, martensítica, e, outra, com menor teor de carbono, apresentando estrutura bainítica. [1-3]

#### **2.1.4 Carbonitretação**

Carbonitretação: conhecida, também, como cianetação a gás ou nitrocarbonetração. Esse processo consiste em elevar a temperatura da peça acima da temperatura de transformação em um meio gasoso que fornece carbono e nitrogênio simultaneamente, podendo, assim, ser absorvidos pela superfície da peça. A camada carbonitretada apresenta melhor temperabilidade que uma camada cementada, devido às limitações de profundidade superficial endurecida na cementação. Dessa forma, pode-se obter uma camada dura e com custo mais baixo usando-se aço-carbono ou aço-liga com baixo teor em liga. [1-3]

#### **2.1.5 Boretção**

Boretção: utiliza, normalmente, um meio sólido rico em boro, que é difundido à superfície do aço formando boreto de ferro que apresenta alta dureza. Esse processo necessita de um controle de temperatura que, juntamente com o tempo, controlam a espessura da camada endurecida. [1-3]

#### **2.1.6 Têmpera por chama**

Têmpera por chama: neste processo, o aquecimento é realizado através de uma chama de oxiacetileno e o resfriamento é realizado por um jato de água em forma de borribo,

produzindo um endurecimento superficial até a profundidade desejada. Desse modo, é possível utilizar aços de menor custo, nos quais se consegue obter maior resistência superficial ao desgaste. [1-3]

### 2.1.7 Têmpera por indução

Têmpera por indução: a peça é aquecida pelo calor gerado por indução eletromagnética. Através de um indutor ou de uma bobina a corrente alternada flui, estabelecendo um campo magnético, o qual induz um potencial elétrico na peça a ser aquecida envolta pela bobina, conforme a Figura 1. Como a peça representa um circuito fechado, a voltagem induzida provoca o fluxo de corrente e este causa o aquecimento. O resfriamento, normalmente, é realizado através de um jato de água. Um dos principais limitadores desse processo é a forma da peça, pois, algumas dessas formas dificultam que ela seja aquecida uniformemente. [1-3]

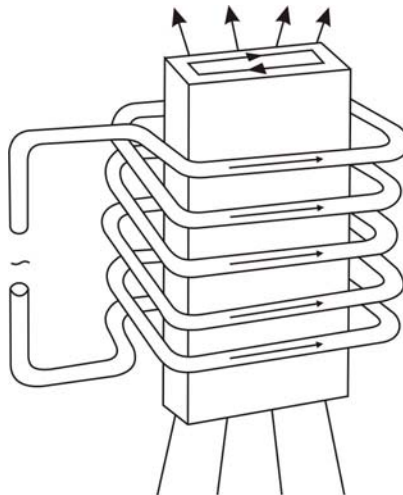


Figura 1 - Correntes parasitas induzidas na peça, gerando calor.[3].

### 2.1.8 Têmpera por feixe eletrônico

Têmpera por feixe eletrônico: este processo é caracterizado por um feixe eletrônico dirigido para a superfície da peça que penetra rapidamente na sua superfície. Esses elétrons perdem rapidamente a sua energia e essa energia perdida é transformada em calor, que permite atingir a temperatura de austenitização a certa profundidade. O resfriamento necessário ocorre através de um processo de auto-resfriamento, dependendo da condutibilidade térmica do material. Contudo, assim como no laser, o processo exige equipamentos sofisticados. [1-3]

### 2.1.9 Têmpera por laser

Têmpera por laser: este processo consiste em aplicar um feixe de laser sobre a superfície da peça, conforme indica a Figura 2. A energia do laser é absorvida pela superfície da peça na forma de calor. A energia do laser deve gerar calor suficiente para, no mínimo, austenitizar a superfície da peça e deve-se atingir um rápido resfriamento, para a realização da têmpera. O rápido resfriamento é atingido, pois o feixe de laser move-se rapidamente sobre a peça e o calor é difundido para o seu interior. [1-3]

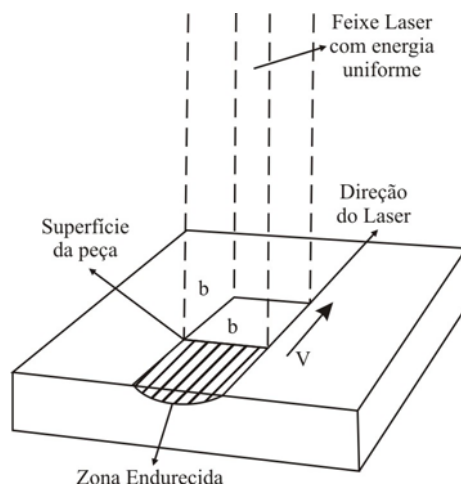


Figura 2 - Esquemática de um feixe laser sobre uma peça. [3].



## 2.2 Processo Laser

O processo laser (Light Amplificator by the Stimuled Emission of Radiation) é caracterizado por um feixe de energia concentrado, o qual é, geralmente, utilizado para cortar, soldar e modificar superficialmente um material [4,5]. Esse feixe é gerado, basicamente, a partir de dois espelhos posicionados paralelamente, com o objetivo de formar um oscilador óptico. Entre os dois espelhos há um meio ativo capaz de amplificar a oscilação da luz. Na Figura 3 está representada a cavidade do laser com os espelhos. [5]

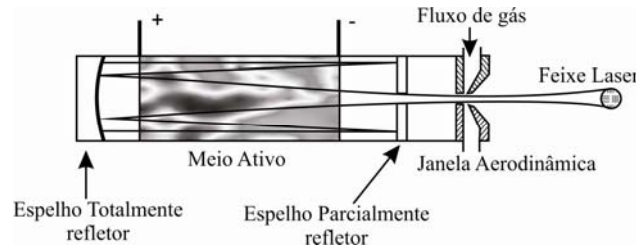


Figura 3 - Cavidade do laser.[5]

Quanto aos meios ativos, os mais utilizados são: Nd YAG, no estado sólido; e CO<sub>2</sub>, no estado gasoso. Ambos podem soldar, cortar e modificar superficialmente materiais. A diferença principal entre eles é o comprimento de onda de cada Laser, de 10,6 μm do laser CO<sub>2</sub> e de 1,06 μm do laser de Nd YAG, o que implica maior precisão do feixe de laser de Nd YAG, permitindo-se que se trabalhe com peças que necessitem maior resolução, porém, o laser de CO<sub>2</sub> apresenta menor custo. [4-6]

O comprimento da cavidade do laser e a largura da abertura de saída determinam o modo eletromagnético transversal (TEM), que indica o modo da distribuição de energia através do feixe. O modo da distribuição de energia é indicado pelo número de Fresnel, que é igual ao número de franjas que podem ser vistas na abertura de saída, se o espelho oposto à abertura for uniformemente iluminado. [5]

As principais características do feixe de laser são: comprimento de onda ( $\lambda$ ), modo e diâmetro do feixe ( $D$ ).

O modo do feixe está diretamente relacionado à cavidade óptica do laser. A classificação dos Modos Eletromagnéticos transversais padrões ( $TEM_{plq}$ ) é:  $p$ , número de campos radiais zero;  $l$ , número de campos angulares zero, e  $q$ , número de campos longitudinais zero, este último não contém grande informação aos usuários de dispositivos laser, por isso não é normalmente informado. A Figura 4 (a) indica os vários modos - padrão e a Figura 4 (b) indica a distribuição de intensidade para os modos-padrão.

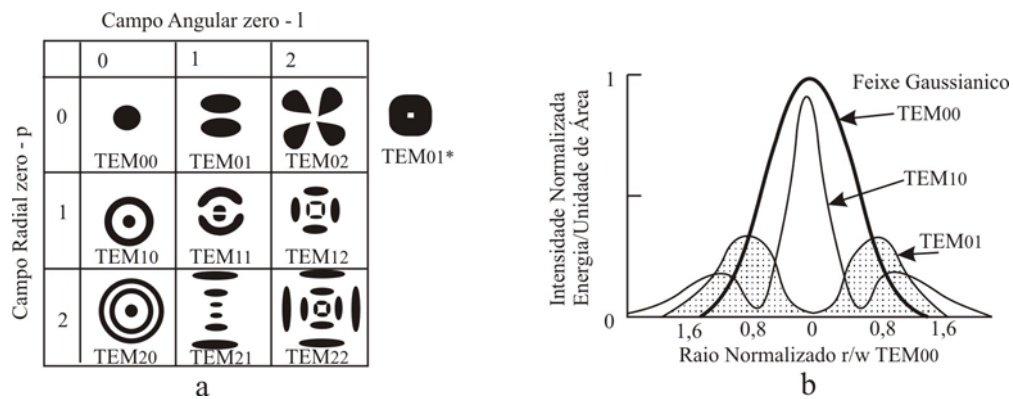


Figura 4 - (a) indica os vários modos-padrão, (b) distribuição de intensidade para os modos-padrão. [5]

O símbolo de asterisco significa uma variação do modo aplicado, por exemplo: o modo  $TEM_{01*}$  é fabricado a partir de uma oscilação entre dois modos ortogonais  $TEM_{01}$ , indicado na Figura 4 (a). [5]

O diâmetro do feixe focado para vários modos de feixes depende do comprimento de onda, da distância focal (da lente), do modo e do diâmetro do feixe, como indica a equação 1: [5]

$$d_{\min} = 2,44.(f.\lambda / D).(2.p + l + 1) \tag{1}$$

onde,  $f$  é a distância focal,  $\lambda$  o comprimento de onda,  $D$  o diâmetro do feixe e  $p, l$  os índices do  $TEM_{plq}$ . [5]

### 2.2.1 Endurecimento superficial por laser

Um aço AISI W1 refundido pelo processo laser pode apresentar uma camada endurecida entre 0,7 e 0,9 mm e uma dureza de 64 a 67 HRC. Um perfil de dureza característico de uma camada endurecida a laser deve se apresentar semelhante à Figura 5, para fases martensíticas e ferríticas/perlíticas, lembrando que o valor da dureza depende do teor de carbono. [5]

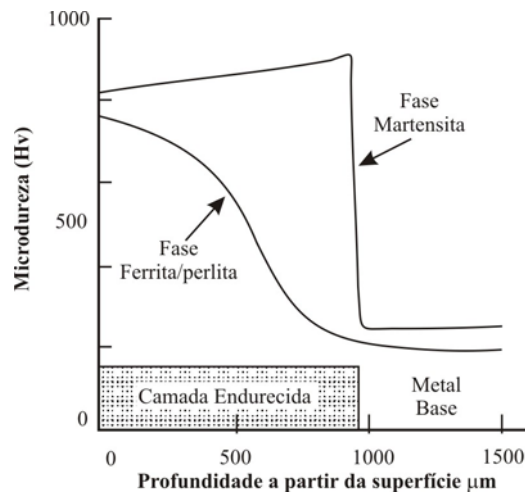


Figura 5 - Perfil de dureza de um aço tratado superficialmente por laser. [7]

Na Figura 6 está indicada a relação entre a densidade de energia e a profundidade da camada afetada para um aço SAE H13. [8]

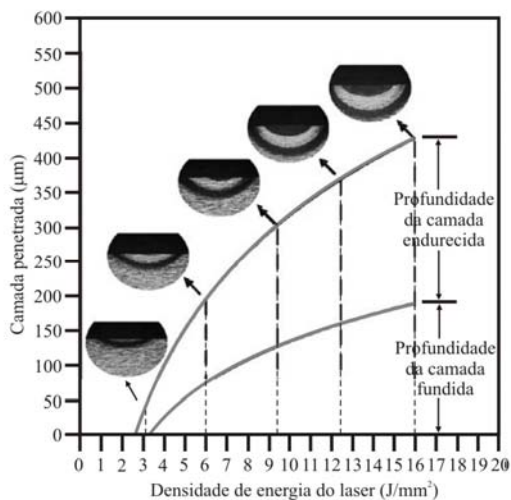


Figura 6 - Profundidade de camada afetada termicamente em relação à densidade de energia do laser. [8]

A maioria dos estudos se refere ao endurecimento superficial a laser sem refusão, portanto, a partir daqui serão mostradas referências sem refusão superficial.

Os valores de dureza e penetração alcançados em um determinado aço ferramenta estão representados na Tabela 1, com valores dos parâmetros de entrada (Ângulo de aplicação do feixe, deslocamento do foco, potência, tempo de aplicação do laser, dimensão do ponto focal) e valores de saída (Dureza, Profundidade do endurecimento e Rugosidade superficial). [9]

Tabela 1 – Dados dos parâmetros de endurecimento superficial de um aço ferramenta e o efeito na dureza. [9]

Nº	Parâmetros de entrada					Saída; Efeito na dureza			
	Ângulo de desvio (°)	Afastamento do foco (mm)	Energia (W)	Tempo de duração do laser (ms)	Diâmetro do feixe focado (mm)	Relativa resistência à abrasão	Dureza (HV)	Profundidade de endurecimento (µm)	Rugosidade Superficial (Ra/µm)
1	0,8	0,2	1500	70	0,36	1,67	518	289	1,7
2	0,8	0,2	1800	50	0,36	1,61	595	318	1,7
3	0,8	0,8	1800	60	0,36	1,53	628	350	1,73
4	0,8	0,2	1800	70	0,36	2,48	767	400	1,7
5	0,8	0,2	2000	75	0,36	3,1	767	490	1,78
6	0,8	0,2	2000	80	0,36	3,59	767	462	1,81
7	3,0	0,2	2000	70	0,36	2,3	767	455	1,7
8	3,0	1,2	1800	70	0,36	0,33	767	246	1,7
9	6,0	0,8	1800	70	0,36	0,37	767	217	1,72
10	1,0	1,6	1800	70	0,36	0,17	767	201	1,73
11	0,8	0,2	1500	70	0,18	2,45	767	292	1,71
12	0,8	0,2	1800	70	0,18	2,56	767	459	1,71
13	1,2	0,8	1800	60	0,18	1,49	767	368	1,7
14	0,8	0,8	1800	50	0,18	1,11	767	385	1,7
15	0,8	0,2	2000	85	0,18	3,63	767	482	1,81
16	0,8	0,2	2000	80	0,18	3,58	767	490	1,81
17	0,8	0,2	2000	75	0,18	3,1	767	516	1,73
18	3,0	0,8	1800	70	0,18	1,39	767	332	1,72
19	6,0	0,8	1800	70	0,18	0,23	767	265	1,7
20	1,0	1,6	1800	70	0,18	0,3	767	256	1,67
21	0,8	0,2	1500	70	1,0	1,73	767	197	1,8
22	0,8	0,2	1800	70	1,0	2,65	767	301	1,73
23	1,2	0,8	1800	60	1,0	1,45	767	212	1,71
24	0,8	0,8	1800	50	1,0	0,9	767	229	1,71
25	0,8	0,2	2000	85	1,0	3,9	767	320	1,82
26	0,8	0,2	2000	80	1,0	3,23	767	365	1,81
27	0,8	0,2	2000	75	1,0	3,0	767	376	1,7
28	3,0	0,8	1800	70	1,0	1,27	767	197	1,72
29	6,0	0,8	1800	70	1,0	0,17	767	89	1,73
30	1,0	1,6	1800	70	1,0	0,25	767	86	1,71

Com o aço AISI W112 atingiu-se uma penetração de 0,26 mm com uma potência de 100 W e velocidade de 1 mm/s. O perfil de microdureza obtido com esses parâmetros está indicado na Figura 7. [10]

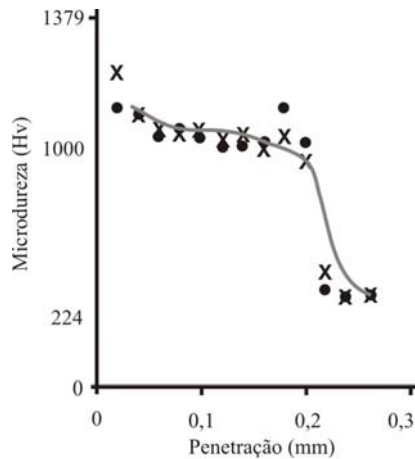


Figura 7 - Perfil de dureza de um aço AISI W112. [10]

A velocidade pode ser relacionada à energia para se melhorar o processo de endurecimento superficial. A Figura 8 mostra a otimização do processo para energias entre 100W a 2500W, diâmetro do feixe de 1,6 mm e um modo TEM<sub>00</sub>. Essa otimização foi realizada para o aço AISI 1036, considerando-se uma profundidade da camada alterada de 0,1 mm e temperatura de fusão de 1470°C. [11]

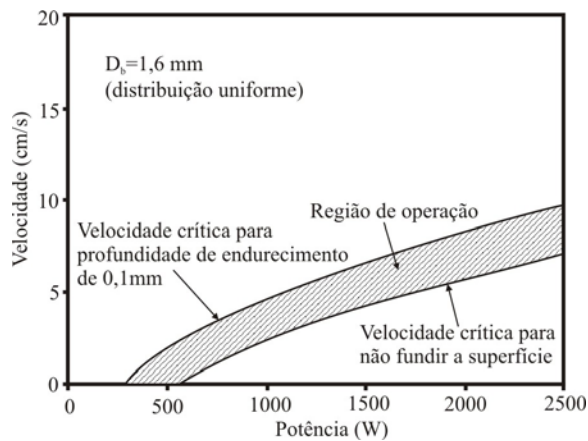


Figura 8 - Região de operação de endurecimento superficial para uma camada de 0,1 mm de espessura. [11]

A Figura 9 indica a distribuição da microdureza na zona endurecida por laser de um aço rápido M2 pré-endurecido por têmpera. O laser utilizado com meio ativo de CO<sub>2</sub>, energia de 1500 W e diâmetro do feixe de 3mm. As densidades de energia empregadas foram de 9,75 J/mm<sup>2</sup> e de 20,1 J/mm<sup>2</sup>. [12]

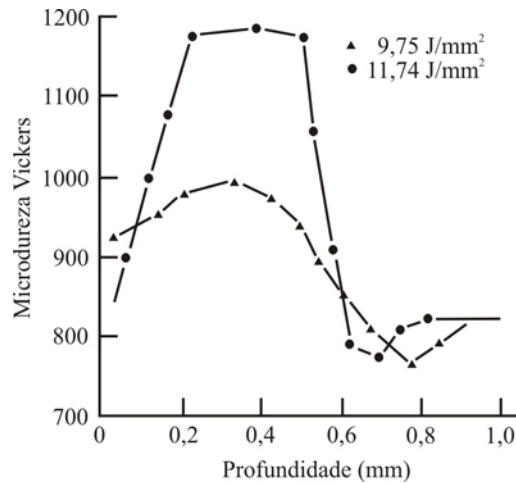


Figura 9 – Distribuição de dureza na zona endurecida por laser. (pré-temperado a 1200 °C e revenido a 560 °C por 3 x 1 h).[12]

A influência da temperatura de pré-têmpera na dureza superficial do aço M2 está representada na Figura 10. [12]

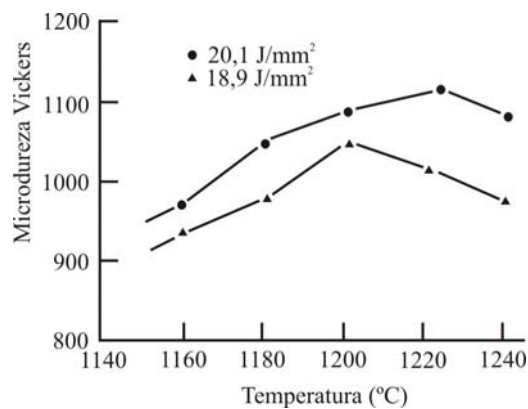


Figura 10 – A influência da temperatura de pré-têmpera na dureza da camada endurecida por laser. (pré-revenido a 560 °C por 1 x 3 h). [12]

A comparação entre o endurecimento por laser e a têmpera convencional, no aço rápido M2, está indicada na Figura 11, indicando que se alcança uma maior dureza com a aplicação do processo laser. [12]

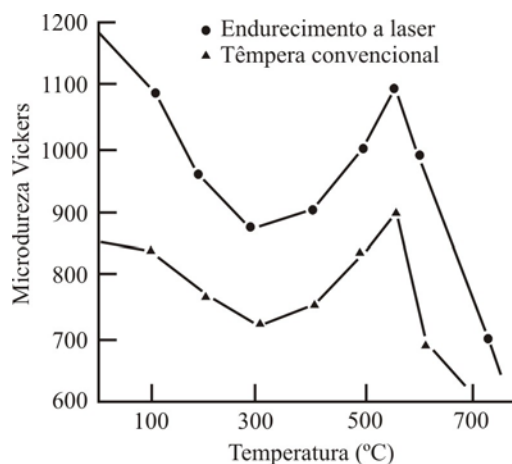


Figura 11 – Curvas de revenido do endurecimento a laser e da têmpera convencional, do aço M2. [12]

Com a finalidade de esclarecer o desempenho dos tipos de laser, a Tabela 2 indica uma comparação entre quatro tipos de laser, nos quais estão indicados: custos, eficiência, comprimento de onda, absorbância, entre outras propriedades. [13]

Tabela 2 – Comparação entre os sistemas de operação de laser e suas performances. [13]

Propriedade	Diodo ISL	Co <sub>2</sub>	Nd;YAG	Nd;YAG Diodo
Custo operacional por hora, com operação a 100% da energia	\$1,50	\$10,00	\$30,00	\$6,00
Eficiência do sistema com operação contínua a 100% de energia, incluindo o resfriador	25%	6%	1%	6%
Área do equipamento (em ft <sup>2</sup> )	8	50	100	60
Comprimento de onda (μm)	0,8	10,6	1,06	1,06
Absorção no aço,* (%)	40	12	35	35
Absorção no alumínio,* (%)	13	2	7	7
Potência máxima normalmente disponível (KW)	4**	50	4	4
Intervalo de trocas	Extensões do laser 10.000 h	Ópticos, 2.000 h; ventilador/turbina 20-30.000 h	Lâmpadas, 1.000 h	Extensões bombeadoras, 10.000 h
Mobilidade Laser/feixe	alto/alto	baixo/médio	baixo/alto	baixo/alto

\*Maior absorção significa menor perda de energia refletida e maior eficiência de uso do feixe laser

\*\*Escalaável de um nível indeterminado para uma constante, intensidade média (W/cm<sup>2</sup>)

## 2.3 – Caracterização dos Aços

### 2.3.1 - Aços SAE 1020

O aço SAE 1020 apresenta baixo custo e baixo teor de carbono, portanto, é interessante sua análise no processo utilizado neste estudo. Esse aço é designado aço-carbono, pois nenhum elemento de liga é adicionado à sua composição, estando presente apenas carbono e elementos residuais. Na Tabela 3 estão indicados os limites da composição típica de um aço SAE 1020. [1]

Tabela 3 - Composição Química do Aço SAE 1020 para produto Semi-Acabado [14].

SAE	% Carbono	% Manganês	% Máx de P	% Máx de S
1020	0,18 – 0,23	0,3 – 0,6	0,04	0,05

O aço SAE 1020 está classificado de acordo com a Society of Automotive Engineers (SAE), que designa 10XX para aços-carbono e o XX corresponde à indicação do teor de carbono, por exemplo, 0,20% de carbono corresponde ao 20. [1,14]

Com a estrutura normalizada (a 850°C) apresenta dureza de aproximadamente 73 Rockwell B (~175Hv) com uma alongação de 35,8%, tendo-se presente que, na normalização, aquece-se o aço até a temperatura de austenitização e, em seguida, resfria-se ao ar, formando uma estrutura perlítica no aço. [1,14]

Pode-se elevar a dureza desse aço utilizando-se tratamento térmico de têmpera, porém, como o carbono é diretamente proporcional à dureza (da martensita), conforme Figura 12, há pouco interesse por esse aço, quanto ao endurecimento, devido ao fato de que o carbono presente em solução no ferro- $\gamma$  (estrutura CFC) não consegue permanecer em solução, quando resfriado rapidamente, no ferro- $\alpha$  (estrutura CCC), distorcendo o reticulado cristalino para tetragonal. Essa distorção faz com que essa estrutura (martensita) seja dura e frágil, e a intensidade da distorção está diretamente ligada ao teor de carbono, elemento responsável pela modificação. [1,14,15]



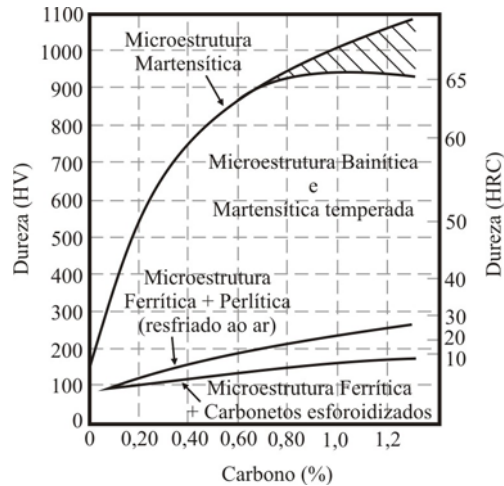


Figura 12 - Teor de carbono em relação à dureza. [14]

### 2.3.2- Aço SAE 1045

O aço SAE 1045 é muito semelhante ao aço SAE 1020, diferenciando-se, principalmente, no teor de carbono. Esse foi o motivo para incluí-lo na análise deste estudo.

Esse aço também é considerado aço-carbono. A Tabela 4 mostra os limites aceitos dos elementos químicos para o aço em questão.

Tabela 4 - Composição Química do Aço SAE 1045 para produto Semi-Acabado. [14]

SAE	% Carbono	% Manganês	% Máx de P	% Máx de S
1045	0,43 – 0,5	0,6 – 0,9	0,04	0,05

Os aços-carbono são comercializados normalmente com tratamento térmico pelo processo de normalização, quando se obtém como microestruturas resultantes a perlita e a ferrita. Com essa forma, esse material apresenta dureza de 84 Rockwell B (~170Hv) (normalizado a 850°C) e alongação 16%, o que indica que o teor de carbono eleva a dureza e restringe a alongação, isto é, diminui a ductilidade. [1,14]

### 2.3.3- Aço ASTM A633

O aço ASTM A633 apresenta-se muito semelhante a um aço carbono. Esse aço é classificado como aço estrutural de alta resistência e baixa liga, e tem, como principal aplicação, estruturas soldadas, rebitadas e aparafusadas para temperaturas superiores a -45°C. A Tabela 5 indica a composição química típica deste tipo de aço.

Tabela 5 - Composição Química do Aço ASTM A633.[1]

ASTM	% Carbono	% Manganês	% Fósforo	% Silício	Outros
A633 - GrauA	0,18	1,00 – 1,35	0,04	0,15 – 0,30	0,05 Nb
A633 - GrauC	0,20	1,15 – 1,50	0,04	0,15 – 0,50	0,01 – 0,05 Nb
A633 - GrauD	0,20	0,70 – 1,60	0,04	0,15 – 0,50	0,08 Nb
A633 – GrauE	0,22	1,15 – 1,50	0,04	0,15 – 0,50	0,01 – 0,10 Nb

O aço ASTM A633 pode conter percentuais de molibdênio, com a função de aumentar a resistência mecânica, reduzir a suscetibilidade à fragilidade ao revenido e melhorar as propriedades a temperaturas mais elevadas; de nióbio, com a função de elevar o limite de escoamento e, em menor proporção, o limite de resistência à tração. [1,14] A dureza no estado normalizado apresenta 72 a 86 Rockwell B (~132 a ~175 Hv). [14]

### 2.3.4 - Aço SAE E52100

O aço SAE E52100 é ligado ao cromo e produzido em forno elétrico. É um aço designado aço-carbono com baixo teor em liga e tem a principal função de aço-rolamento. Foi escolhido como material para o estudo por ser um aço com alto teor de carbono, aproximadamente 1%, o que possibilitou a análise quanto ao crescente teor de carbono dos materiais utilizados.

Na Tabela 6, estão indicados os teores dos elementos químicos de um aço SAE E52100.

Tabela 6 - Composição Química do Aço SAE E52100. [14]

SAE	% Carbono	% Manganês	% Silício	% Cromo
E52100	0,98 – 1,10	0,25 – 0,45	0,15 – 0,35	1,3 – 1,6

Esse aço é classificado como aço para mancais que devem apresentar tenacidade e estabilidade microestrutural às temperaturas extremas, por estarem sujeitos a ações de vibrações, choques, desalinhamentos, detritos e manuseio. [1,14] Na superfície esse aço deve apresentar elevada resistência ao desgaste, ou seja, elevada dureza. Essa dureza é produzida quando esse aço é esferoidizado 183 a 241 Brinell (~194 a ~253 Hv) e quando temperado (em água) 64 Rockwell C (~810 Hv). [1,14]

### 2.3.5 - Aço SAE H13

O aço denominado SAE H13 é classificado como aço ferramenta e foi utilizado neste estudo porque é um aço muito empregado em processos de endurecimento superficial, como quase todos os aços ferramenta. Os aços SAE H13 foram usados por estarem disponíveis para o uso no LS&TC.

A série H é utilizada para trabalho a quente. Esses aços são ligados ao cromo, ao tungstênio ou ao molibdênio para resistirem a tais condições de trabalho, mantendo uma elevada dureza e resistência ao desgaste. Seu principal uso é para ferramenta que trabalhe com material aquecido a temperatura de até 1100 °C, fazendo com que o aquecimento na ferramenta chegue a temperaturas superiores a 550 °C. Essa série de aços apresenta alta temperabilidade devido ao alto teor de elementos de liga. O teor de carbono é mantido sempre abaixo de 0,6%, para evitar a formação de trincas superficiais causadas por ciclos térmicos alternados de aquecimento e resfriamento. [16]

O principal elemento de liga do aço SAE H13 é o cromo, contendo também vanádio, molibdênio e silício. A Tabela 7 demonstra a composição química característica desse aço, o

qual apresenta ótima temperabilidade, grande resistência ao amolecimento pelo calor, excelente tenacidade, boa resistência à abrasão e ótima usinabilidade.

Tabela 7 - Composição Química do Aço SAE H13. [16]

SAE	% de Carbono	% de Cromo	% de Vanádio	% de Molibdênio
H13	0,35	5,00	1,00	1,50

Quando recozido (a 850°C), o aço SAE H13 apresenta dureza de 200 a 240 Brinell (~212 a ~252 Hv). Por ser um aço para trabalho a quente apresenta uma elevada temperatura de austenitização, cerca de 1100°C. A Figura 13 mostra o efeito do tempo sobre a dureza em peças de SAE H13 temperadas e revenidas. [14,16]

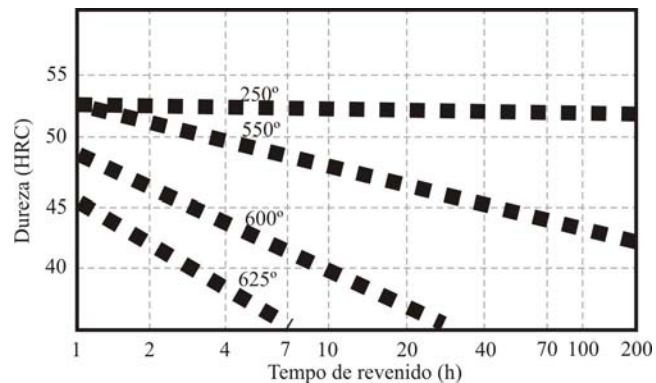


Figura 13 - Tempo de revenido em relação à dureza. [16]

Os tratamentos termoquímicos de tratamento superficial de nitretação e cementação podem melhorar bastante a resistência do aço à abrasão. A Figura 14 mostra os efeitos da nitretação quanto à dureza e à profundidade. [14,16]

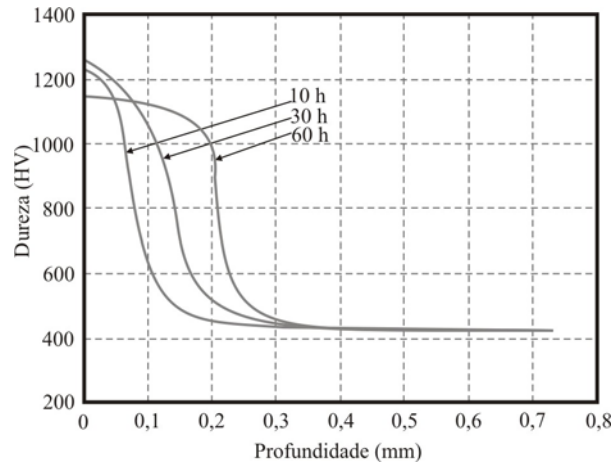


Figura 14 - Variação do tempo de nitretação em relação ao perfil de dureza. [16]

### 2.3.6 - Aço SAE L6

A série dos aços SAE L é de aços-ferramenta e foram utilizados neste estudo pelo seu tipo e por disponibilidade de uso no LS&TC.

A Série L é dos aços de baixa liga para fins especiais. A designação ‘L’ advém de ‘low’, ou seja, baixa liga. Contém pequenos teores de cromo e manganês, podendo conter, em alguns casos, vanádio, molibdênio ou níquel. O carbono fica em torno de 1,00%. O cromo contribui para resistência ao desgaste e, em conjunto com o molibdênio e o manganês, aumenta a temperabilidade. [16]

Especificamente o aço SAE L6 combina a boa tenacidade dos aços resistentes ao choque da série S com a resistência à deformação obtida nos aços de têmpera em óleos das classes O1 e O2, alcançando a qualidade de ser indeformável e tenaz ao mesmo tempo. Na Tabela 8 demonstra-se a composição química típica de um aço SAE L6.

Tabela 8 – Composição Química do Aço SAE L6. [16]

SAE	% de Carbono	% de Manganês	% de Cromo	% de Molibdênio
L6	0,70 – 0,40	0,30 – 0,90	0,35 – 1,60	0,15 – 0,75

Os aços SAE L6 apresentam dureza, quando recozidos, de aproximadamente 235 Brinell (~247 Hv), porém, quando temperados elevam sua dureza a um valor de 62 Rockell C (~750 Hv), aproximadamente. A Figura 15 mostra os valores de dureza de um aço L6 temperado em relação à temperatura do revenido. Alcança-se a melhor combinação entre dureza e tenacidade, a uma temperatura de 150°C. [14,16]

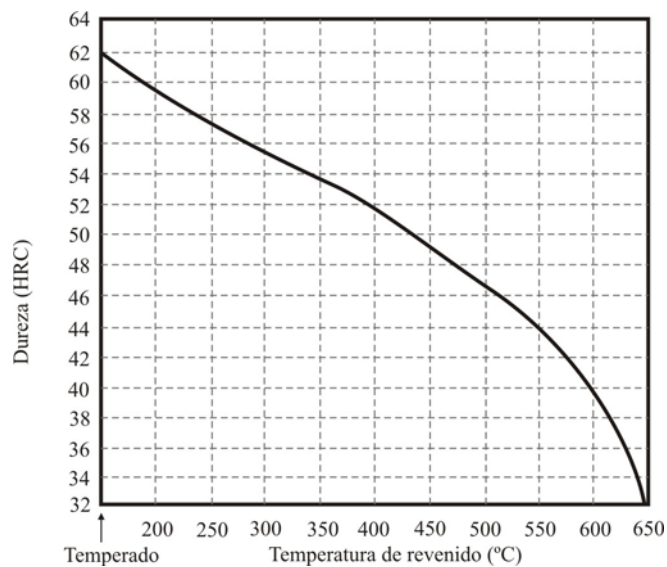


Figura 15 -Temperatura do revenido em relação à dureza. [16]

### 2.3.7 - Aço Tipo II VMO

O grupo de aços Tipo II também é classificado como aços-ferramenta, e o aço tipo II - VMO foi utilizado neste experimento por estar disponível para uso no LS&TC. Essa família de aços-ferramenta não faz parte da classificação SAE, denomina-se Tipo II. [16]

Os aços do Tipo II apresentam razoável resistência ao desgaste, boa tenacidade, e baixo custo. São usados especialmente em ferramentas que necessitem dessas características, por exemplo, martelos de queda.

Os aços tipo II são uma variação dos aços SAE 4340, porém com maior teor de carbono. [16] A Tabela 9 mostra a composição química característica de um aço tipo II - VMO.

Tabela 9– Composição Química do Aço tipo II VMO. [16]

Aço	% de Carbono	% de Cromo	% de Níquel	% de Molibdênio
Tipo II VMO	0,50	0,70	1,50	0,35

O aço tipo II VMO é fabricado pela Aços Vilares S/A, originando a designação VMO. Quando recozido apresenta dureza de aproximadamente 230 Brinell (~243 Hv); quando temperado alcança uma dureza de, aproximadamente, 63 Rockwell C (~760 Hv). Na Figura 16 demonstra-se a dureza em relação à temperatura de revenido de um aço tipo II - ARG. [16]

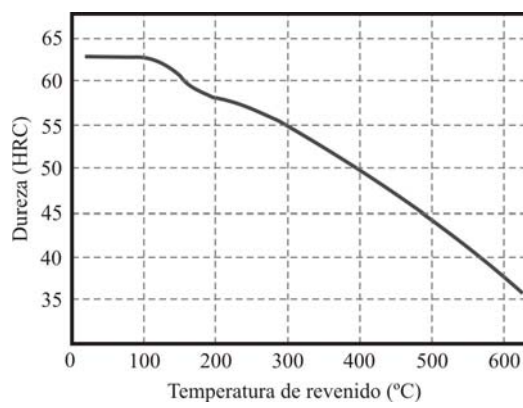


Figura 16 – Temperatura de revenido em relação à dureza. [16]

## 2.4 – Equações de Ciclo Térmico

### 2.4.1 – Equações para fontes instantâneas de calor

A incidência de feixes de laser realizada em um tempo relativamente pequeno, resulta em pontos, podendo-se considerar essa descarga de energia uma fonte instantânea de calor. [17] Carslaw e Jaeger [18] apresentaram uma solução matemática para descargas de energia extremamente breves e concentradas, ou seja, fontes instantâneas de calor. Essa solução pode ser empregada em qualquer processo em que haja descargas de energia breves, por exemplo, a soldagem capacitiva e laser (quando aplicado de forma pontual em um tempo extremamente pequeno), em que a transmissão da energia do feixe laser ocorre num intervalo de tempo

extremamente curto (cerca de  $10^{-13}$  s), fato que permite considerá-la proveniente de uma fonte posicionada na superfície do material [19].

A partir da equação de Fourier e levando-se em consideração algumas condições de contorno para fonte instantânea de calor, chega-se: [17,18,20]

$$\Delta T = \frac{Q}{4 \cdot \rho \cdot c \cdot (\pi \cdot t \cdot \alpha)^{3/2}} \cdot \exp\left[-\frac{R^2}{4 \cdot t \cdot \alpha}\right] \quad (2)$$

onde  $\Delta T = T - T_0$ ; sendo  $T$  a temperatura do ponto de interesse em determinado instante de tempo em °C;  $T_0$ , a temperatura de preaquecimento em °C;  $Q$ , a quantidade de calor em J;  $\rho$  a massa específica do material em  $\text{kg/m}^3$ ;  $c$  o calor específico do material em  $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{°C}^{-1}$ ;  $t$  o tempo em s;  $\alpha$  a difusividade térmica em  $\text{m}^2/\text{s}$  e  $R$ , a posição do ponto de interesse na peça em metros em relação a fonte de energia –  $R = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$ . [17,18].

Derivando-se a Equação 2 em relação ao tempo, obtém-se as taxas de resfriamento nas diferentes posições relativas, conforme a Equação 3, para temperatura de preaquecimento igual a zero.

$$\frac{\delta T}{\delta t} = \frac{T}{t} \left( \frac{R^2}{4t\alpha} - \frac{3}{2} \right) \quad (3)$$

#### 2.4.2 - Equações para extração tridimensional de calor (Rosenthal)

A extração tridimensional de Rosenthal (autor pioneiro em análise do fluxo térmico em soldas) considera as isothermas semicilíndricas, com os eixos nas linhas centrais (eixo X). Tendo como base a equação de Fourier e respeitando as condições de contorno abordadas por Rosenthal, obtém-se (para o estado quase estacionário): [17-18,20-21]



$$\Delta T = \frac{Q}{2k\pi} \cdot \frac{\exp[-\xi v(R+w)]}{R} \quad (4)$$

onde  $\Delta T = T - T_0$ ; sendo  $T$  a temperatura do ponto de interesse em determinado instante de tempo em °C;  $T_0$ , a temperatura de preaquecimento em °C;  $Q$ , a quantidade de calor em J;  $k$  a condutividade térmica em  $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{°C}^{-1}$ ;  $\xi$  uma variável para simplificação - ( $\xi=1/\alpha$ );  $\alpha$  a difusividade térmica em  $\text{m}^2/\text{s}$ ;  $v$  velocidade de soldagem em  $\text{mm}/\text{s}$ ;  $R$ , a posição do ponto de interesse na peça em metros em relação a fonte de energia -  $R = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$  e  $w$  coordenada móvel com a fonte de energia ( $x-v.t$ ). [17,18].

A taxa de resfriamento é calculada a partir da derivação das equações ( $\Delta T$ ), em relação ao tempo, que é a variação da temperatura com o tempo, a qual é uma quantidade escalar, convencionalmente negativa.

Como a taxa de resfriamento é a derivação da variação de temperatura, a equação 4 foi derivada em relação ao tempo, chegando-se à Equação 5: [5,17,21]

$$-\frac{\delta T}{\delta t} = \frac{2\pi k}{E} (T_r - T_0)^2 \quad (5)$$

onde  $E$  indica a energia da soldagem em J/m. Mesmo sendo indicada somente para metal de solda, a aplicação da Equação 5 é válida quando a temperatura crítica está próxima do ponto de fusão. Admitindo-se um pequeno erro (geralmente desprezível), pode-se utilizar esta equação para a ZAC imediatamente adjacente ao cordão de solda, quando a temperatura crítica for de, até, cerca da metade daquela de fusão do material. [5,17]

### 3 – MATERIAIS E METODOLOGIA

#### 3.1 Materiais

Neste estudo foram utilizados materiais ferrosos: aços ao carbono e aços de baixa liga (aços-ferramenta). Especificamente utilizaram-se os seguintes aços: SAE 1020, SAE 1045 e SAE 52100 para a realização dos pontos refundidos. A composição química desses aços está de acordo com a Tabela 10 e os aços SAE H13, SAE L6, ASTM A633 e tipo II VMO para aplicação do laser, originando cordões produzidos por refusão superficial, cujas composições químicas estão na Tabela 11.

Tabela 10 – Composições Químicas dos Aços utilizados na realização dos pontos.

Aço	Elemento Químico (% em massa)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
SAE 1020	0,22	0,25	0,46	0,019	0,013	-	-
SAE 1045	0,48	0,21	0,72	0,022	0,031	0,16	-
AISI 52100	0,93	0,24	0,31	0,014	0,01	1,39	0,14

Os aços SAE 1020, SAE 1045 e ASTM A633 encontravam-se em seus estados normalizados e os aços SAE 52100, SAE H13, SAE L6 e Tipo II VMO, apresentavam-se no estado esferoidizado, antes da realização dos experimentos.

Tabela 11 – Composições Químicas dos Aços utilizados na obtenção dos cordões produzidos por refusão superficial.

Aço	Elemento Químico (% em massa)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
ASTM A633	0,18	0,21	1,32	0,015	0,007	-	0,015	0,008
SAE L6	0,43	0,23	0,7	0,012	0,04	0,7	1,87	0,28
SAE H13	0,39	1,06	0,36	0,018	<0,002	4,82	0,24	1,43
Tipo II VMO	0,57	0,27	0,66	0,009	0,0137	0,97	1,67	0,50

As dimensões dos corpos de prova variaram dos experimentos de aplicação de pontos em relação aos experimentos de realização dos cordões.

Para o experimento de realização dos pontos, os aços foram cuidadosamente usinados em corpos de prova, com geometria de um cubo com 10 mm de aresta, assegurando-se, assim, a extração tridimensional de calor. Já para o experimento de realização dos cordões produzidos por refusão superficial, os aços também foram cuidadosamente usinados em corpos de prova, com geometria de 60 mm por 150 mm de área com 15 mm de espessura, assegurando-se, assim, a extração tridimensional de calor com as penetrações produzidas.

### **3.2 – Procedimento Experimental**

Foram realizados três experimentos objetivando-se atingir altas taxas de resfriamento: descarga capacitiva (processo de soldagem por percussão; foram realizados pontos), laser (para produção de pontos e para produção de cordões por refusão superficial). Os dois primeiros (processos que obtiveram como resultado pontos) foram realizados com o intuito de se analisar altas taxas de resfriamento. O outro experimento (realização de cordões produzidos por refusão superficial) foi produzido para analisar um processo mais parecido com os processos usuais de tratamento térmico superficial.

No experimento de descarga capacitiva não se obteve a reprodutibilidade desejada quanto a dimensões do ponto fundido e também não se obteve resultados satisfatórios quanto ao tempo de descarga, o que, de forma indireta, indica a energia utilizada. Assim os resultados do primeiro experimento foram descartados. Esses resultados foram desfavoráveis, provavelmente devido à preparação dos corpos de prova utilizados no experimento e a falta de equipamento adequado para a medição do tempo extremamente curto da descarga de energia.

O sistema de geração do laser (cavidade ressonante) utilizada foi a de marca Rofin Sinar, modelo RS 2000 SM, sendo CO<sub>2</sub> o meio ativo, operando no modo TEM<sub>10\*</sub>, e lentes substituíveis com distâncias focais de 5 polegadas (127 mm) e de 7,5 polegadas (190,5 mm). O equipamento utilizado era de uso específico para corte, de modo que foram realizados ajustes para executar os experimentos de tratamento superficial.

A forma do bocal (Figura 17) foi a principal diferença entre os processos de corte e de tratamento superficial a laser. Na Figura 17 (a) vê-se o bocal para corte. Com sua extremidade mais fechada, o bocal concentra o fluxo de gás, expulsa o metal fundido e realiza o corte. Já, o bocal do processo de tratamento superficial deve apresentar extremidade mais ampla, uma vez que não se deseja expulsar o metal fundido e, sim, protegê-lo, como indica a Figura 17 (b).

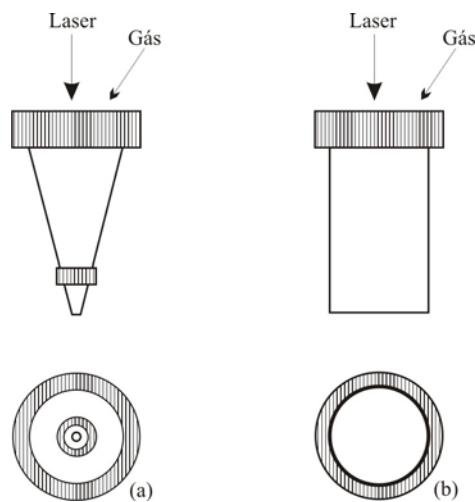


Figura 17 – (a) Bocal característico do processo de corte a laser; (b) Bocal adaptado para realização dos experimentos.

A partir de um bocal original do aparelho (para corte) construiu-se um bocal mais conveniente para o processo de tratamento superficial. Ao se trabalhar os aços utilizou-se argônio como proteção gasosa. Com o auxílio de um dispositivo apropriado fixou-se o corpo de prova à mesa para o experimento de realização de cordões produzidos por refusão

superficial. Para a realização dos pontos, os corpos de prova não foram presos à mesa, devido ao calor ser extremamente breve e localizado, não provocando distorções nas peças.

### **Pontos realizados com laser.**

O experimento de produção de pontos a laser foi realizado da seguinte forma: o feixe foi focado nas superfícies dos corpos de prova (sem preaquecimento), com diâmetro calculado de 0,77 mm, sendo argônio o gás de proteção utilizado, na vazão aproximada de 20 l/min. As potências empregadas foram de 2000 W, 1500 W e 1000 W, com tempo de aplicação do feixe (ajustado no aparelho) de 0,1 s, resultando em energias nos pontos produzidos, portanto, de 200 J, 150 J e 100 J, respectivamente.

### **Cordões refundidos com laser.**

Para a realização dos cordões fabricados por refusão superficial, o feixe foi focado nas superfícies dos corpos de prova (sem preaquecimento), com diâmetro calculado de 0,52 mm, sendo argônio o gás de proteção utilizado, na vazão aproximada de 20 l/min. Empregaram-se cinco diferentes níveis de energia por unidade de comprimento do cordão, obtidos através da variação da potência (P) do feixe laser e da sua velocidade de deslocamento, conforme Tabela 12.

Tabela 12 – Parâmetros variados, na realização dos cordões produzidos por refusão superficial, entre os cinco experimentos.

<b>Experimento</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>
<b>Potência (W)</b>	1500	1500	1500	2000	500
<b>Velocidade (mm/s)</b>	167	83	42	42	42
<b>Energia (J/mm)</b>	≈ 9	≈ 18	≈ 36	≈ 47	≈ 12

## **3.3 - Cálculo do Ciclo Térmico**

### **3.3.1 - Fonte instantânea**

Na produção dos pontos pelo laser deve-se considerar a energia como fonte instantânea de energia, pois ela é aplicada de forma breve e localizada. Com base nos estudos de Carslaw e Jaeger [18] calcularam-se os ciclos térmicos para a fonte instantânea. Nos metais, a transmissão da energia do feixe pelo laser ocorre em um intervalo de tempo extremamente curto (cerca de  $10^{-13}$  s), o que permite considerá-la proveniente de uma fonte posicionada na superfície do material [19].

As equações utilizadas para se estimar as taxas de resfriamento foram as Equações 3 e 5, anteriormente citadas.

Os coeficientes físicos do material trabalhado devem ser conhecidos para que se possa solucionar as Equações 2 e 3. Partindo-se do pressuposto de que esses coeficientes praticamente não variam entre os aços utilizados, optou-se por aqueles valores geralmente adotados para aços ao carbono [17], i. e.,  $\rho.c = 4,5.10^6 \text{ J.m}^{-3}.\text{°C}^{-1}$  e  $\alpha = 9,1.10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ , com temperatura de fusão igual a  $1530 \text{ °C}$ . Apesar desses coeficientes físicos se alterarem em função da temperatura, esses valores fornecem estimativas úteis para várias aplicações de engenharia da soldagem.

Por outro lado, através da Equação 3 foram estimadas as taxas de resfriamento na temperatura de  $650 \text{ °C}$  para diferentes posições nas ZAC dos pontos produzidos. Justifica-se a escolha dessa temperatura, devido a mesma encontrar-se na média do intervalo ( $800/500 \text{ °C}$ ) em que, geralmente, ocorrem as mais importantes transformações de fase dos aços ao carbono e baixa liga (quando aquecidos e resfriados sob elevadas taxas).

### **3.3.2 – Extração tridimensional de calor**

Para a refusão utilizada neste estudo, o feixe laser foi considerado um ponto em movimento, portanto, foram utilizadas as equações de Rosenthal para o fluxo térmico. Como

os corpos de prova eram espessos o bastante, pode-se adotar essas equações para extração tridimensional de calor.

Foram utilizadas as Equações 4 e 5, ao se abordar o modelo matemático para extração tridimensional de calor de Rosenthal.

Os coeficientes físicos do material devem ser conhecidos para solucionar as Equações 4 e 5, e porque esses coeficientes praticamente não variam entre os valores do aço carbono e do aço SAE H13, optou-se por valores geralmente adotados para aços ao carbono, para o aço ASTM A633. Para os demais aços adaptaram-se os valores do aço SAE H13 [9,17], i. e.,  $k = 41 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$  e  $\alpha = 9,1.10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ , com temperatura de fusão igual a  $1530 \text{ °C}$ , para o aço carbono e  $k = 29 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$  e  $\alpha = 5,4.10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ , com temperatura de fusão igual a  $1483 \text{ °C}$ , para o aço SAE H13. Apesar desses coeficientes físicos se alterarem em função da temperatura, esses valores fornecem estimativas úteis para várias aplicações de engenharia da soldagem. Foram utilizados os valores típicos dos aços ao carbono e do aço SAE H13, pois nos outros materiais os mesmos são intermediários.

Através da Equação 5 foram estimadas as taxas de resfriamento na temperatura de  $650 \text{ °C}$  para diferentes posições nas ZAC dos pontos produzidos. Assim como nos cálculos da taxa de resfriamento para fontes instantâneas, a temperatura foi escolhida pelo mesmo motivo.

O método utilizado para verificar a taxa de resfriamento na ZAC, a qual foi a região de interesse deste estudo, ocorreu da seguinte forma: verificou-se a distância até que a máxima temperatura calculada alcançasse exatamente a temperatura de fusão. Neste ponto, considerou-se o início da ZAC, e o final da ZAC foi considerada até a medida de sua extensão. Assim, com essas distâncias, foi possível calcular a taxa de resfriamento a  $650\text{°C}$  com auxílio da Equação 5.

### **3.4 - Análise Microestrutural**

#### **3.4.1 - Microdureza**

A microdureza foi verificada através de um microdurômetro marca Shymadsu, modelo M-92080, com carga de 50 g e tempo de 15 s. Realizaram-se perfis de dureza na seção transversal do ponto, desde a sua superfície fundida até o metal base inalterado, verificando-se a microdureza em intervalos de 0,03 mm. Para maior confiabilidade, foram realizados três perfis de dureza para cada aço e para cada energia empregada nos experimentos, utilizando-se as médias destes valores.

#### **3.4.2 - Microfotografias**

A análise metalográfica foi realizada através de microscópio de luz marca Olympus modelo BX60M, e em microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Jeol modelo JSM 5800. Todos os corpos de prova foram lixados e, após, polidos com pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ , sendo o ataque químico realizado com Nital (concentração de 1%).

#### **3.4.3 - Determinação das dimensões**

As dimensões das regiões fundidas foram verificadas através das microfotografias digitais realizadas no microscópio de luz, com auxílio do programa de computador Corel Draw. No experimento de produção do ponto, foram determinadas dimensões do tamanho do ponto e extensão da ZAC. As dimensões dos cordões gerados por refusão superficial, verificadas foram: penetração, largura do cordão e extensão da ZAC.



As dimensões de profundidade e largura do cordão não foram verificadas nos pontos por não se dispor de equipamentos necessários para realizar o corte exatamente no centro do ponto, e qualquer variação deste corte poderia mascarar os resultados dos pontos.

## 4 – APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 4.1 - Pontos Realizados com Laser

Para todos os aços, as variações produzidas com as diferentes energias empregadas na fusão dos pontos ocorreram apenas nos aspectos da microdureza e, em menor escala, da extensão da ZAC. Foi impossível medir precisamente a (máxima) penetração dos pontos, por serem extremamente pequenos, indicados na Figura 18 (diâmetro médio de 1,6 mm) tornando-se praticamente impossível cortá-los exatamente no centro geométrico.

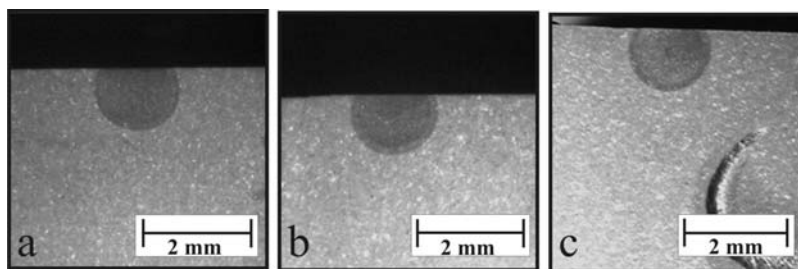


Figura 18 – Macrofotografias dos pontos produzidos com diferentes potências do feixe laser, vista de topo: (a) aço SAE 52100, com 2000W; (b) aço SAE 52100, com 1500W; (c) Aço SAE 52100, com 1000W.

Em cada corpo de prova produzido, a extensão da ZAC foi avaliada no plano da sua superfície (após polida), verificando-se a microdureza na seção transversal; portanto, não coincidem os valores medidos da extensão da ZAC e aqueles que poderiam ser inferidos pela microdureza. Na Tabela 13 observa-se que é pequena a variação da extensão da ZAC, considerando-se as diferentes energias do laser. Porém, essa questão deve ser analisada com

muita cautela, pois envolve diversos e complexos aspectos, entre os quais a possibilidade do feixe laser não ter tido idêntico acoplamento com o metal base (MB) em todos os casos.

Tabela 13– Extensão da ZAC em função da energia do laser e do metal base.

Aço	Extensão da ZAC (mm) para o LASER, com energia de:		
	(200 J)	(150 J)	(100 J)
SAE 1020	0,18 / 0,18 / 0,19	0,17 / 0,16 / 0,17	0,16 / 0,15 / 0,15
SAE 1045	0,17 / 0,18 / 0,17	0,17 / 0,16 / 0,16	0,15 / 0,15 / 0,15
AISI 52100	0,17 / 0,17 / 0,18	0,16 / 0,15 / 0,16	0,15 / 0,16 / 0,15

Os resultados serão apresentados por tipo de aço (seqüência SAE 1020, SAE 1045 e AISI 52100). Essa ordem crescente de teor de carbono facilita a percepção da influência do carbono, (os elementos químicos estão aqui expressos por seus % em massa), e além disso, em um mesmo aço não ocorreu significativa alteração microestrutural com a energia. A seguir, será descrita a evolução da microestrutura e da microdureza para cada MB (metal base) e a condição de incidência do laser.

#### 4.1.1 - Aço SAE 1020

O aço SAE 1020 encontrava-se no estado normalizado. As Figuras 19 a 21 demonstram as microdurezas verificadas nas regiões do ponto fundido, ZAC e MB inalterado, e as taxas de resfriamento na ZAC calculadas na temperatura de 650 °C.

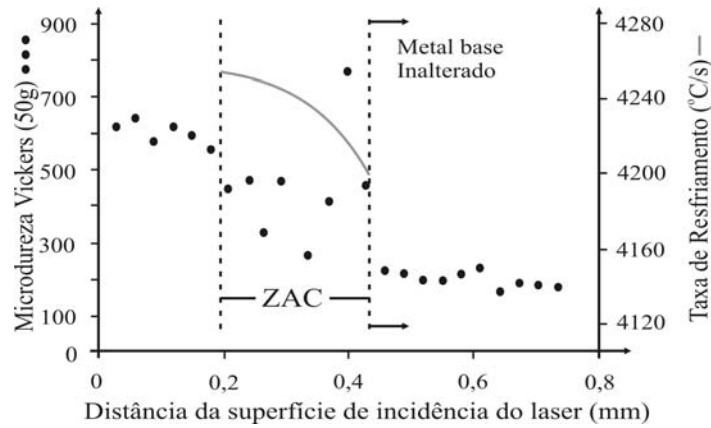


Figura 19 - Aço SAE 1020, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 200 J.

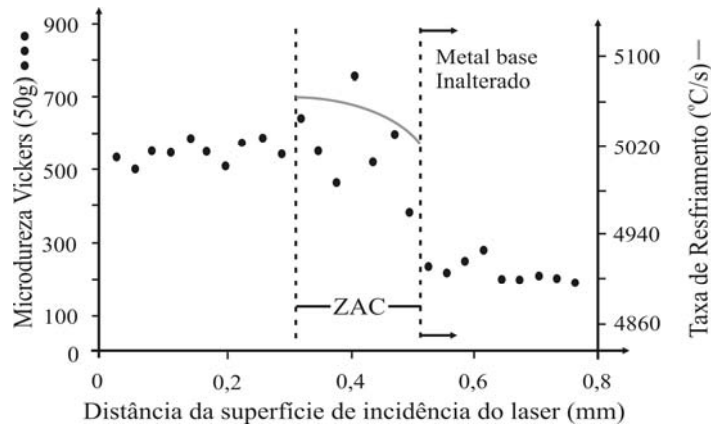


Figura 20 - Aço SAE 1020, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 150 J.

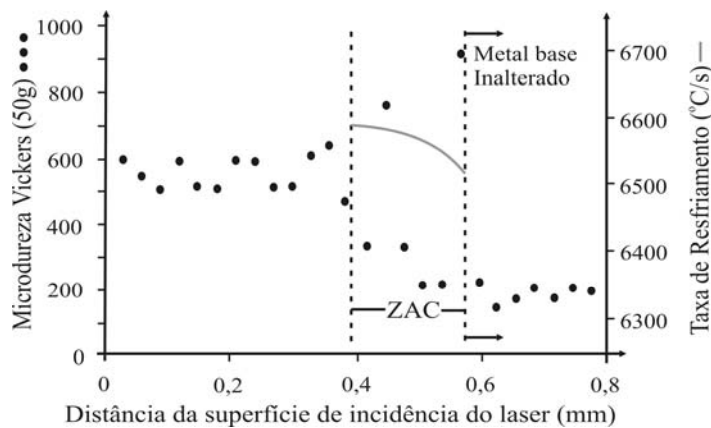


Figura 21 - Aço SAE 1020, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 100 J.

Em todas as energias a maior microdureza verificada não foi na superfície fundida, mas na ZAC. Isso ocorreu pelo fato de a microdureza na superfície resultar, provavelmente, de martensita com baixo teor de carbono, pois essa região sofreu fusão solubilizando o carbono,

resultando em metal mais homogêneo com aproximadamente 0,22% C (conforme Tabela 10). Nos pontos que apresentaram elevada microdureza, devido às altas taxas de condução de calor na ZAC, a perlita não se diluiu na ferrita que a circundava durante o aquecimento, mas formou sítio de material solubilizado com a mesma composição do eutetóide (teoricamente 0,77% de carbono) [15]. No resfriamento, esse sítio transformou-se, possivelmente, em martensita (com maior teor de carbono), formando-se, assim, uma região mais dura do que todo o material restante. A Figura 22(a) indica essa região, na qual encontram-se as endentações da pirâmide do microdurômetro (quanto menor a endentação maior a dureza), e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC. A endentação indicada por seta está sobre um sítio cuja fase era originalmente perlita, o que justifica a mais elevada dureza desse ponto. A máxima microdureza é apresentada pela martensita com maior teor de carbono, porém, para verificá-la, a endentação deverá estar somente sobre este sítio, caso contrário, o valor medido será “mascarado”, i.e., haverá contribuições de regiões menos duras que circundam a martensita.

Por outro lado, observou-se nas Figuras 19 a 21 a existência de valores elevados de microdureza na ZAC, por ter sido verificada nos sítios de elevado teor de carbono (teoricamente 0,77%), ou em parte deles, sendo que para as menores durezas os pontos de verificação foram posicionados em regiões ferrítica, ou esferoidizadas.

Além disso, na Figura 22(b) observa-se o efeito da taxa de resfriamento sobre a microdureza da ZAC (considerando-se todas as condições). Pode-se verificar que ocorreu grande variação da microdureza para uma mesma taxa de resfriamento, além de existirem durezas idênticas mesmo para taxas de resfriamento, com diferença maior do que 2000 °C/s. Esse fato é de grande importância por demonstrar a heterogeneidade da microestrutura produzida na ZAC do SAE 1020.

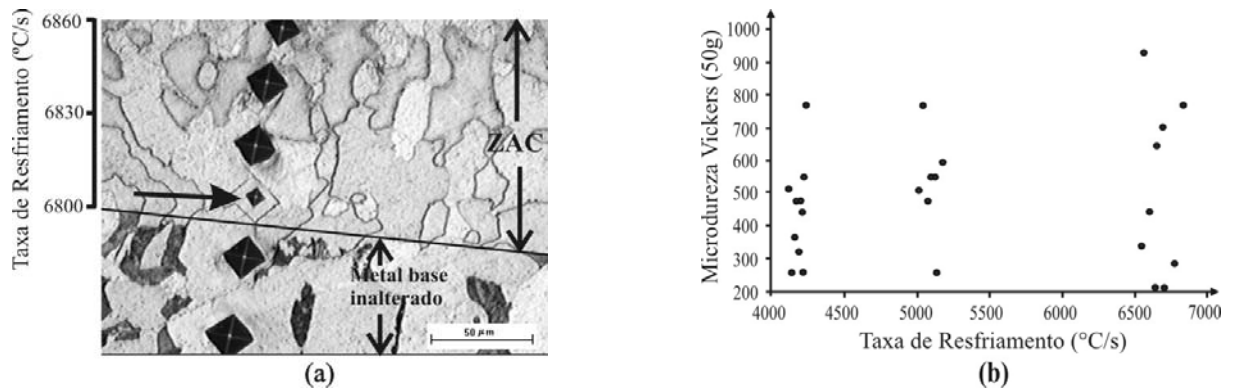


Figura 22 – Aço SAE 1020: (a) microfotografia (microscópio de luz), com as endentações do ensaio de microdureza e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas para diferentes posições na ZAC; (b) microdureza da ZAC em função da taxa de resfriamento.

A evolução microestrutural está mostrada na Figura 23 a 26. Na Figura 23, a região acima da ZAC ilustra o MB inalterado; no centro, antigas perlitas, agora sítios (S), provavelmente, com teor de carbono da perlita (pela literatura 0,77%); na parte inferior da imagem, mais próxima da fonte de energia, esses sítios começam a esferoidizar (E), ou seja, inicia a solubilização do carbono para os arredores de ferrita (F), como mostra a Figura 24. Assim, aumenta o teor de carbono da matriz ferrítica, permitindo que ocorra formação martensítica, porque a ferrita original (0,02% C) não tem teor suficiente desse elemento químico para formar essa fase. A Figura 25 ilustra os sítios anteriormente perlitas na sua origem; na parte superior esquerda, aparece uma estrutura dividida em ferrita (F) e a região solubilizada (S). Na Figura 26 está apresentada uma estrutura, provavelmente, martensítica (M) na superfície, a qual possui 0,22% C para esse aço (conforme Tabela 10), pois foi fundida, solubilizando todo o carbono presente no material, homogeneizando-o. A provável martensita está caracterizada pelas “agulhas” e alta dureza verificada.

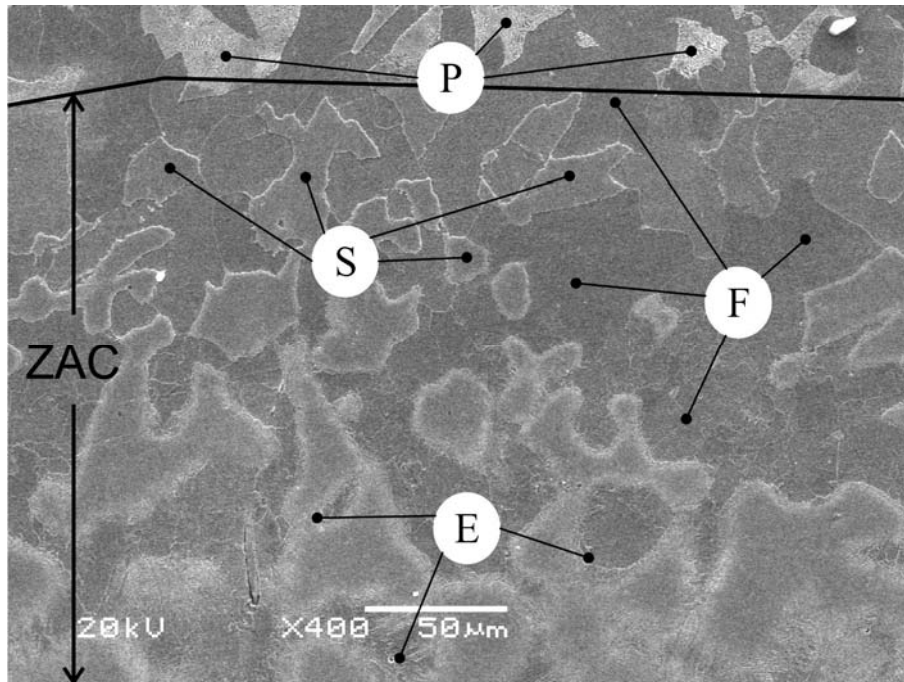


Figura 23 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região da ZAC e MB inalterado (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlitas).

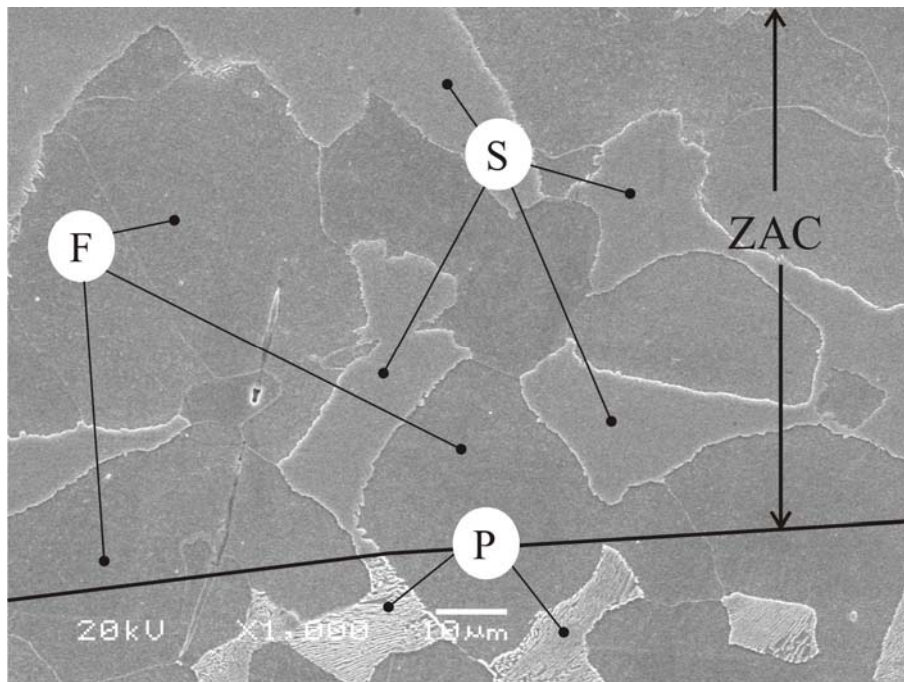


Figura 24 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região da ZAC mais próxima ao metal base inalterado (F: ferrita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlitas).

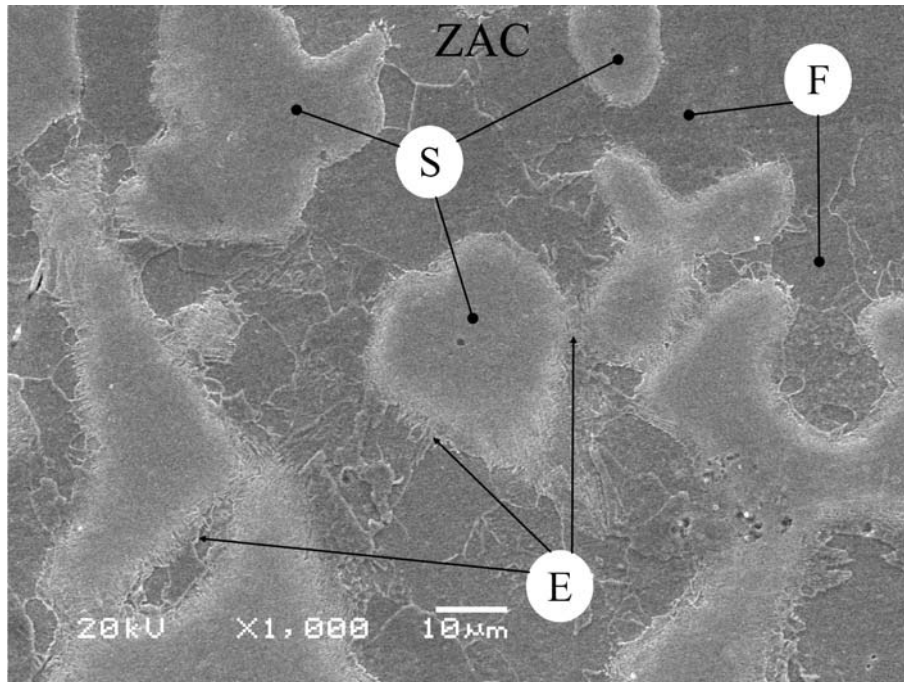


Figura 25 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região da ZAC mais próxima ao metal fundido (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; S: sítios anteriormente perlitas).

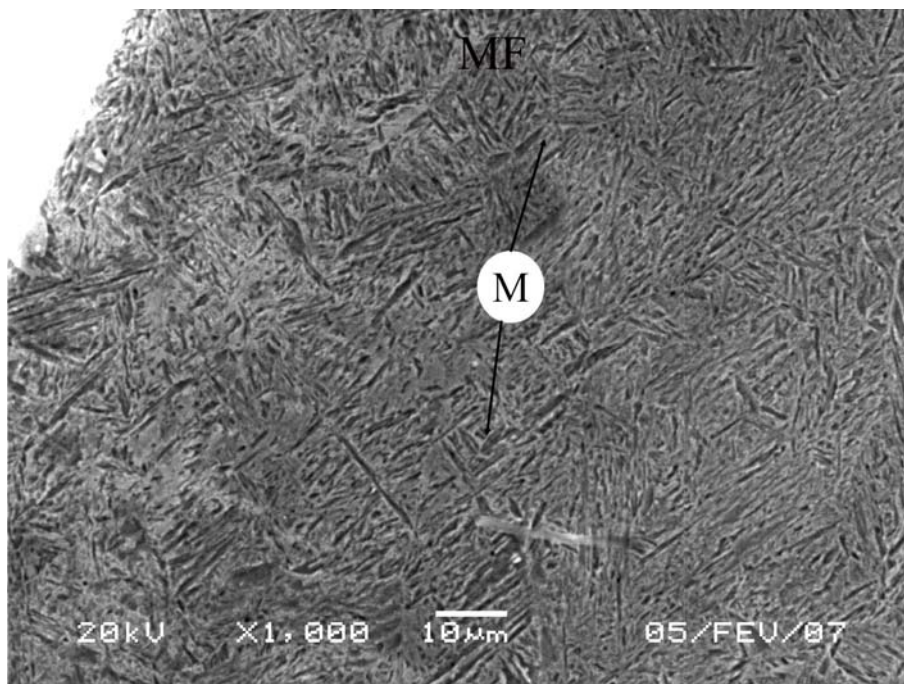


Figura 26 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1020, região fundida com, provavelmente, martensita caracterizada por “agulhas”. (M: martensita).

A microestrutura simbolizada por “S” nessas figuras representa sítios ricos em carbono, pois apresentam a composição do eutetóide (na teoria 0,77% de carbono). Devido à aplicação

da energia ser extremamente breve, não há possibilidade de que a perlita (eutetóide) se dissolva na ferrita (caso dos aços SAE 1020 e SAE 1045), criando sítios com a concentração de carbono do eutetóide. O resfriamento foi rápido o suficiente para a, provável, formação martensítica, a qual foi verificada pela dureza e por metalografia, e por não haver tempo para a difusão do carbono (altas taxas de resfriamento).

#### **4.1.2 - Aço SAE 1045**

Durante o experimento, o aço SAE 1045 encontrava-se no estado normalizado. Nas Figuras 27 a 29 estão as microdurezas verificadas nas regiões do ponto fundido, ZAC e MB inalterado, e as taxas de resfriamento na ZAC calculadas na temperatura de 650 °C.

Tal como no aço SAE 1020, em todas as energias, a maior microdureza verificada não foi na superfície fundida, mas na ZAC. Isso ocorreu devido à microdureza na superfície resultar de uma fase adifusional (altas taxas de resfriamento impedem que haja difusão), provavelmente martensita, com relativo baixo teor de carbono, pois essa região fundiu solubilizando esse elemento, resultando em metal melhor distribuído (mais homogêneo) com, aproximadamente, 0,48% C (conforme Tabela 10). Devido às altas taxas de condução do calor na ZAC, no aquecimento a perlita não consegue se diluir na ferrita que a circunda, formando um sítio de material solubilizado com o mesmo teor de carbono da perlita (teoricamente 0,77%) [15]. No resfriamento, esse sítio transformou-se em uma fase adifusional (possivelmente martensita) com maior teor de carbono, formando-se, assim, uma região mais dura do que em todo o material restante.



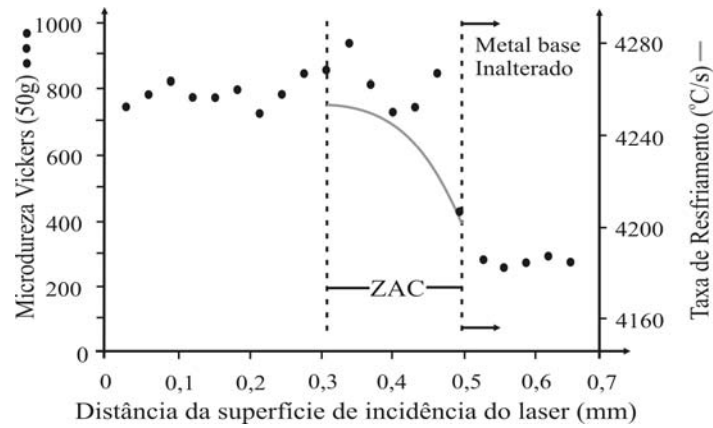


Figura 27 - Aço SAE 1045, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 200 J.

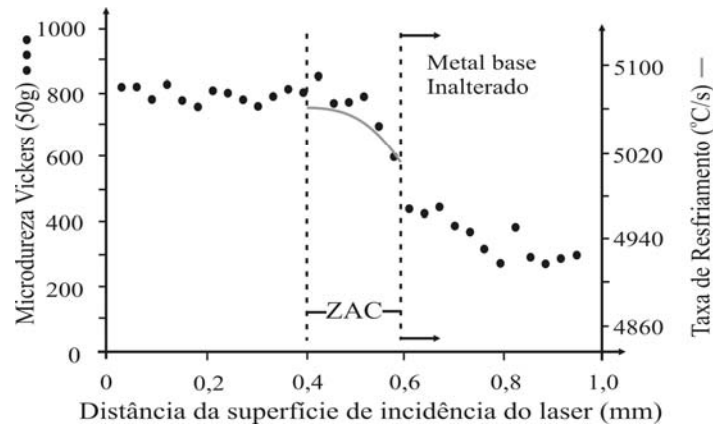


Figura 28 - Aço SAE 1045, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia 150 J.

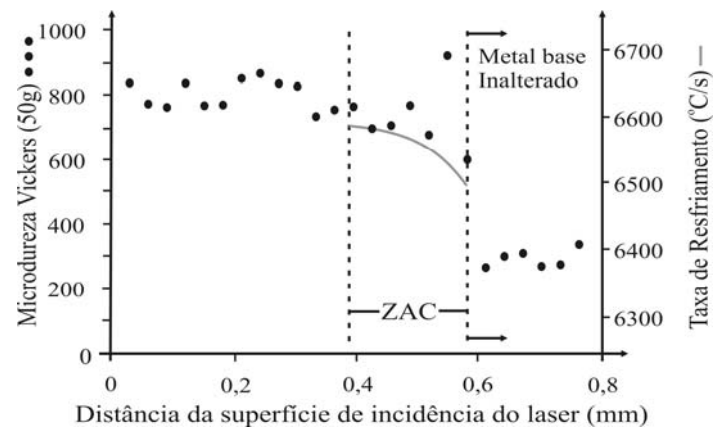


Figura 29 - Aço SAE 1045, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 100 J.

A Figura 30(a) ilustra as endentações da pirâmide do microdurômetro sobre o aço SAE 1045 e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC. A endentação indicada por seta mostra a menor dureza dessa região; note-se que a mesma está sobre uma ferrita (regiões mais

claras na imagem). Esta endentação apresenta-se maior do que as outras que se encontram mais abaixo na ZAC; se existisse suficiente área com ferrita neste ponto, a endentação seria ainda maior, porém, a microestrutura que a circundava apresentou mais elevada dureza e não permitiu aumento da área. Em relação à máxima microdureza, os valores são de, provavelmente, martensita com teor de carbono do eutetóide; porém, para que se verifique essa máxima microdureza a endentação deverá ser somente sobre este sítio de elevada dureza, caso contrário, o valor verificado será mascarado.

Por outro lado, na Figura 30(b) observa-se o efeito da taxa de resfriamento sobre a microdureza da ZAC (considerando-se todas as condições). Tal como no caso do SAE 1020, verifica-se grande variação da microdureza para uma mesma taxa de resfriamento, além de existirem durezas idênticas mesmo para taxas de resfriamento com diferença maior do que 2500 °C/s. Esse fato é de grande importância por demonstrar a heterogeneidade da microestrutura produzida na ZAC do SAE 1045.

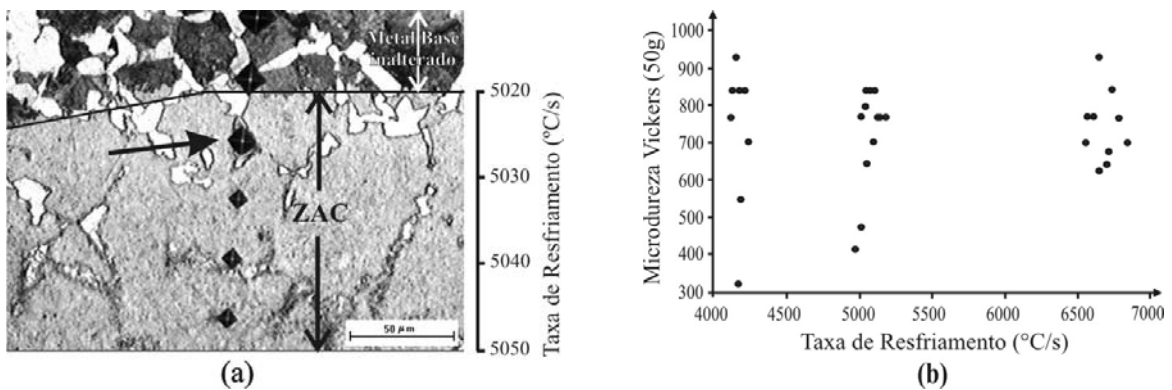


Figura 30 – Aço SAE 1045: (a) microfotografias (microscópio de luz) do aço, com as endentações do ensaio de microdureza e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas para diferentes posições na ZAC; (b) microdureza da ZAC em função da taxa de resfriamento.

A evolução microestrutural está ilustrada nas Figuras 31 a 34. Na Figura 31 acima da ZAC está o MB inalterado; no centro, originalmente perlitas, agora sítios (S), cujo significado foi anteriormente comentado e na parte inferior da imagem, esses sítios começam a esferoidizar

(E). A Figura 32 mostra os sítios anteriormente perlitas na sua origem e braços de ferrita (F), mesmo estando na ZAC. Na Figura 33, os sítios com teor de carbono do eutetóide começam a solubilizar esse elemento para seus arredores de ferrita (F), aumentando o seu teor nessa fase. Isso proporciona a ocorrência de martensita (M), porque, a ferrita (0,02% C) não tem teor suficiente de carbono para formá-la. Na Figura 34 aparece uma provável estrutura martensítica na superfície, a qual possui 0,48% C para esse aço (conforme Tabela 10), pois foi fundida, solubilizando todo o carbono presente no material deixando-o mais homogêneo, a provável estrutura martensítica está caracterizada pelas “agulhas” e alta dureza verificada.

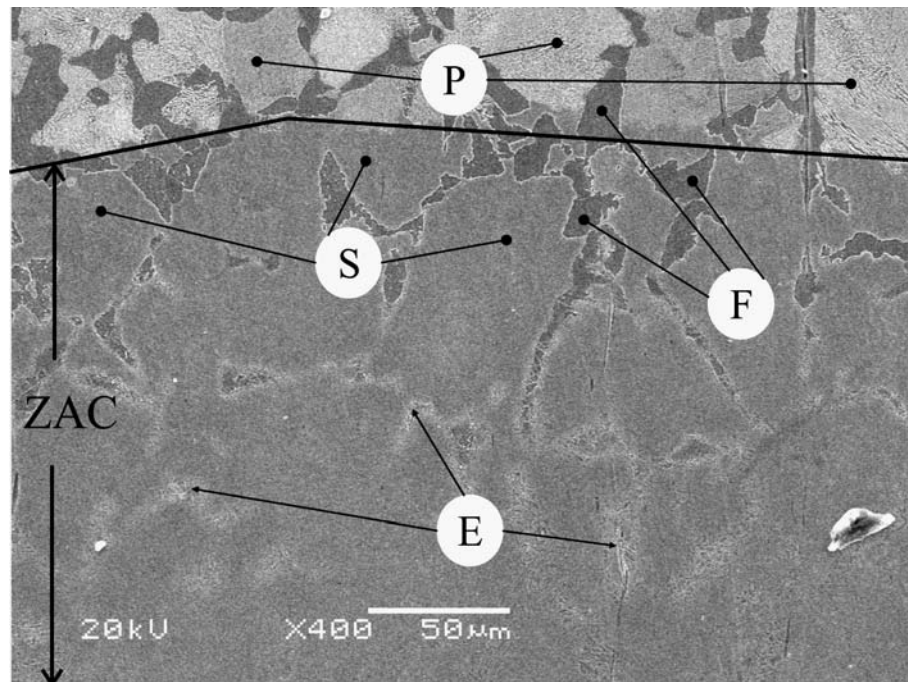


Figura 31 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região da ZAC e metal base inalterado (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlitas).

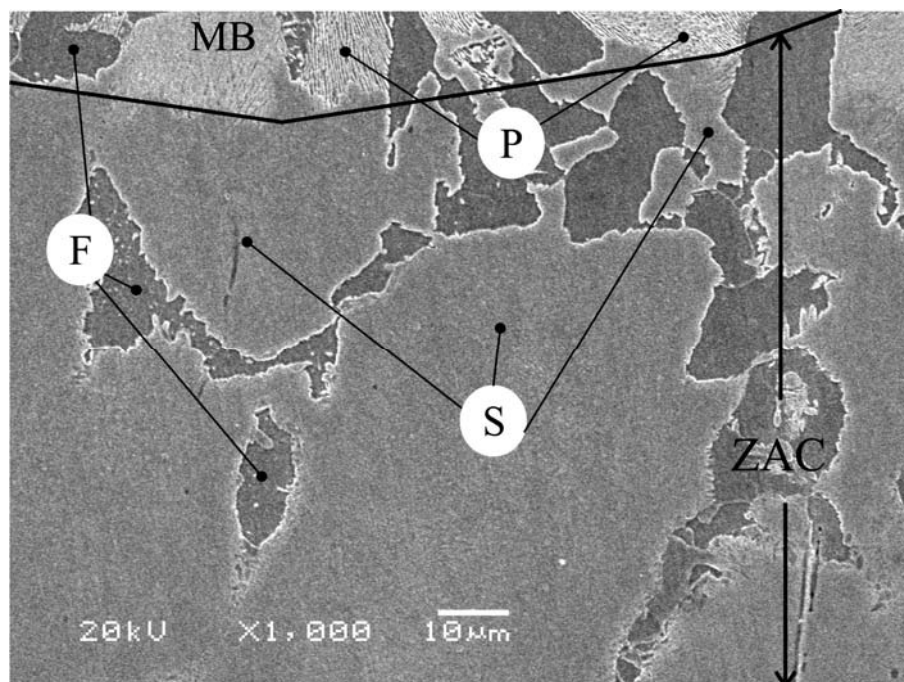


Figura 32 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado (F: ferrita; M: martensita; P: perlita; S: sítios anteriormente perlita).

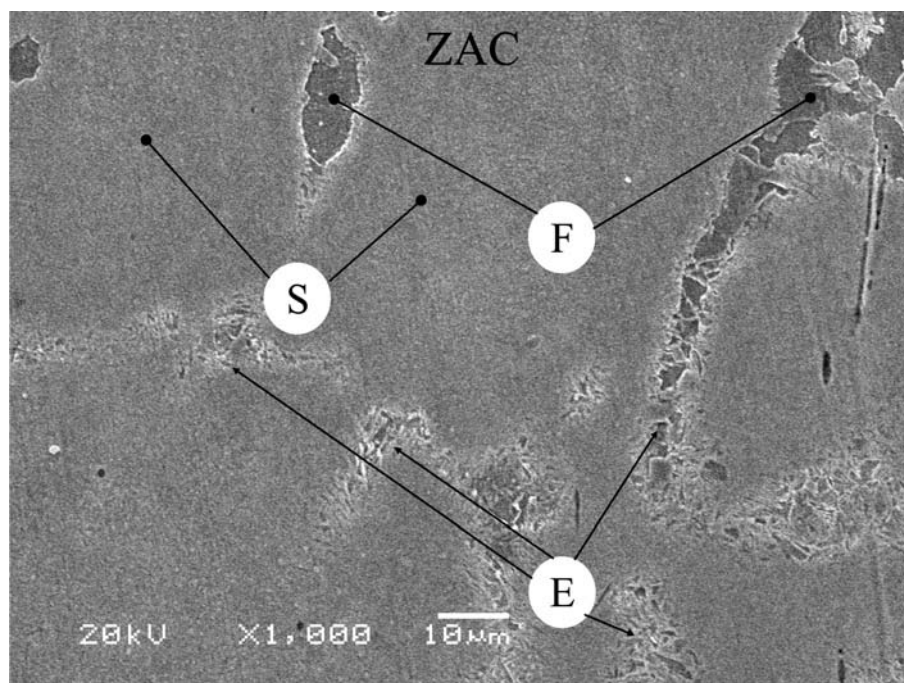


Figura 33 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região da ZAC mais próxima ao metal fundido (E: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; S: sítios anteriormente perlitas).

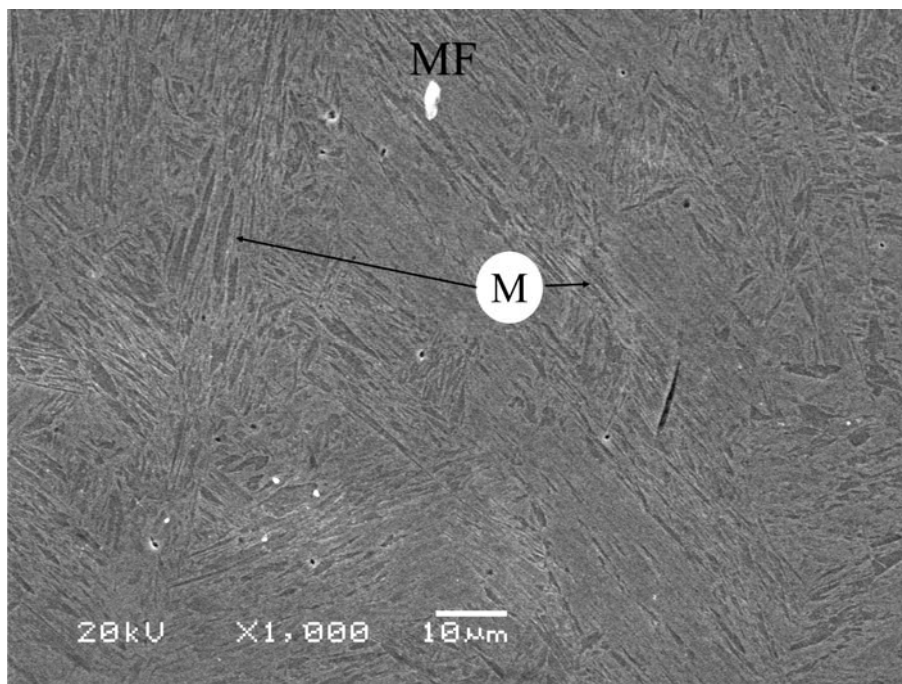


Figura 34 - Microfotografias (MEV) do aço SAE 1045, região fundida, com, provavelmente, martensita caracterizada pelas “agulhas”.(M: martensita).

#### 4.1.3 - Aço SAE 52100

O aço AISI 52100, ao ser trabalhado, apresentava-se no estado esferoidizado, assim apresentava-se com estrutura melhor distribuída do que a dos aços normalizados. As microdurezas verificadas e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas para a ZAC estão nas Figuras 35 a 37. Para todos os casos foram atingidos valores geralmente desejáveis de microdureza para tratamentos térmicos superficiais, além de ser pequeno o gradiente da microdureza na região endurecida. Houve, também, uma grande diferença de dureza entre a região endurecida e o MB inalterado.

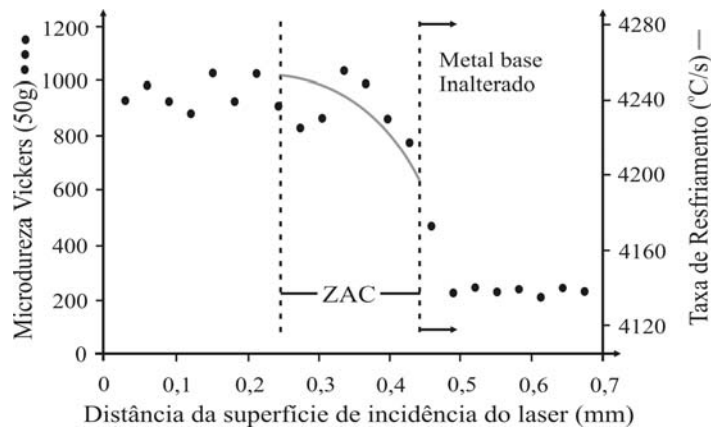


Figura 35 - Aço AISI 52100, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 200 J.

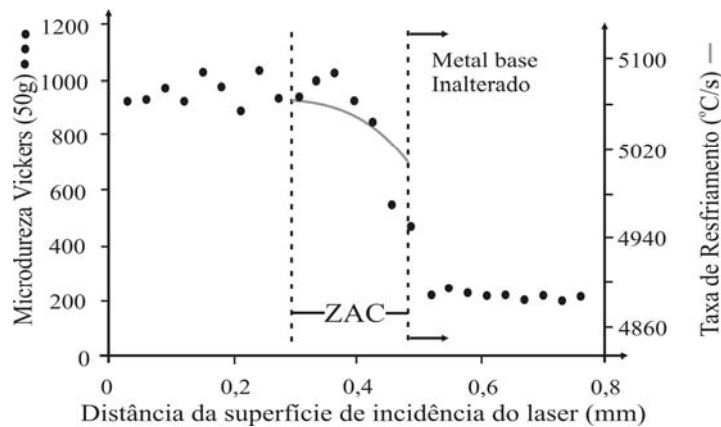


Figura 36 - Aço AISI 52100, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energias de 150 J.

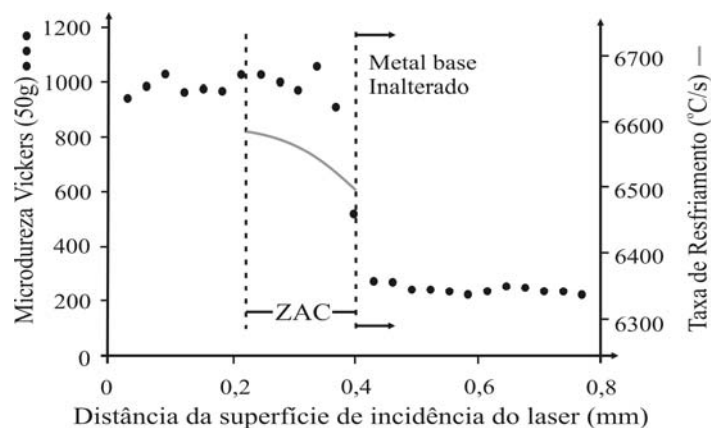


Figura 37 - Aço AISI 52100, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energias de 100 J.

As endentações da pirâmide do microdurômetro sobre o aço AISI 52100 indicaram distribuição geralmente desejável de microdureza para tratamentos térmicos superficiais, com durezas maiores na superfície do material e menores na região do MB inalterado. Em relação

à máxima microdureza na ZAC e superfície fundida, todos os valores foram similares, diferentemente dos aços normalizados, os quais podiam ter valores mascarados devido a microestruturas que apresentavam maior dureza do que outras na ZAC.

A evolução microestrutural está ilustrada nas Figuras 38 a 41. A Figura 38 mostra, na parte inferior, metal sem variação microestrutural; no centro, esferas ricas em carbono (C) começam a se dissolver (C') na matriz ferrítica, aumentando o teor desse elemento. A Figura 39 mostra com maior aumento esta região, sendo que essa microestrutura C' indica os carbonetos C com, teoricamente, 6,67% de carbono diminuindo de tamanho, pois dissolvem-se na matriz ferrítica, enriquecendo-a com soluto, desta forma, endurecendo-a. Como o aquecimento é extremamente breve e localizado, não há possibilidade de dissolução total dos carbonetos. Na ZAC os carbonetos são, inicialmente, dissolvidos, permanecendo assim posteriormente, porém, com menor tamanho. O enriquecimento com carbono e a maior temperatura induzem a formação martensítica (M), como indicado na Figura 40. Na Figura 41 está ilustrada a microestrutura, provavelmente, martensítica na superfície, a qual possui 0,93% C para esse aço (conforme Tabela 10), pois ao ser fundido, homogeneizou todo o carbono presente no material, estando caracterizada pelas “agulhas” e alta dureza verificada.

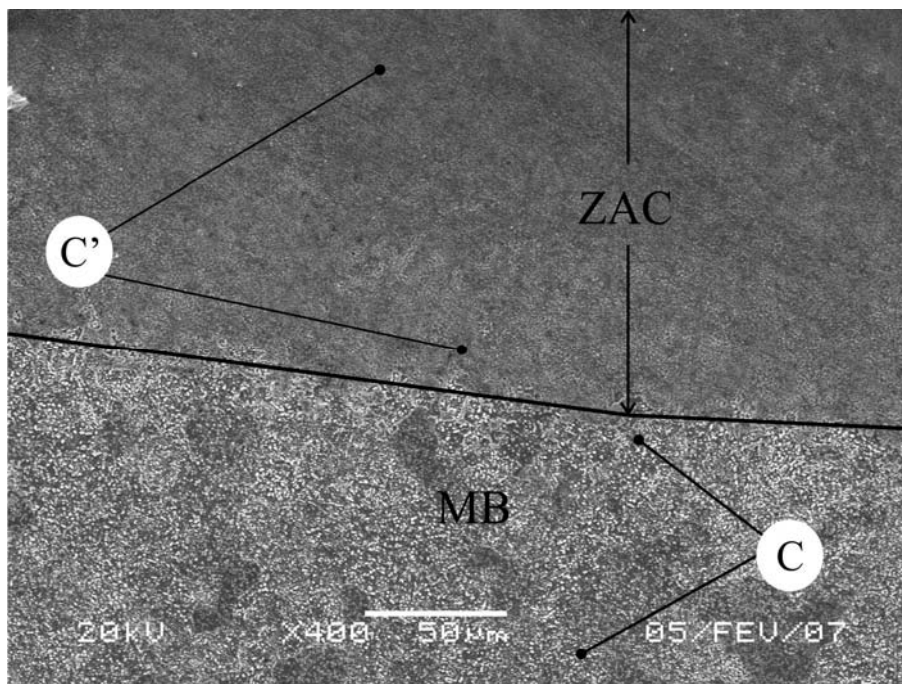


Figura 38 - Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região da ZAC e metal base inalterado (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto)

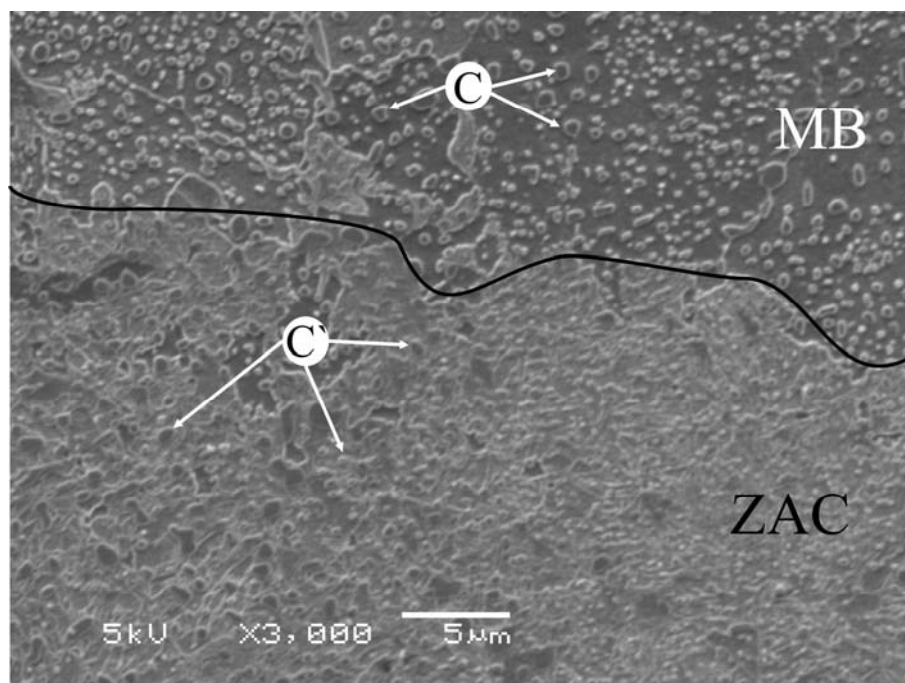


Figura 39 - Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado, parte inferior.(C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto).



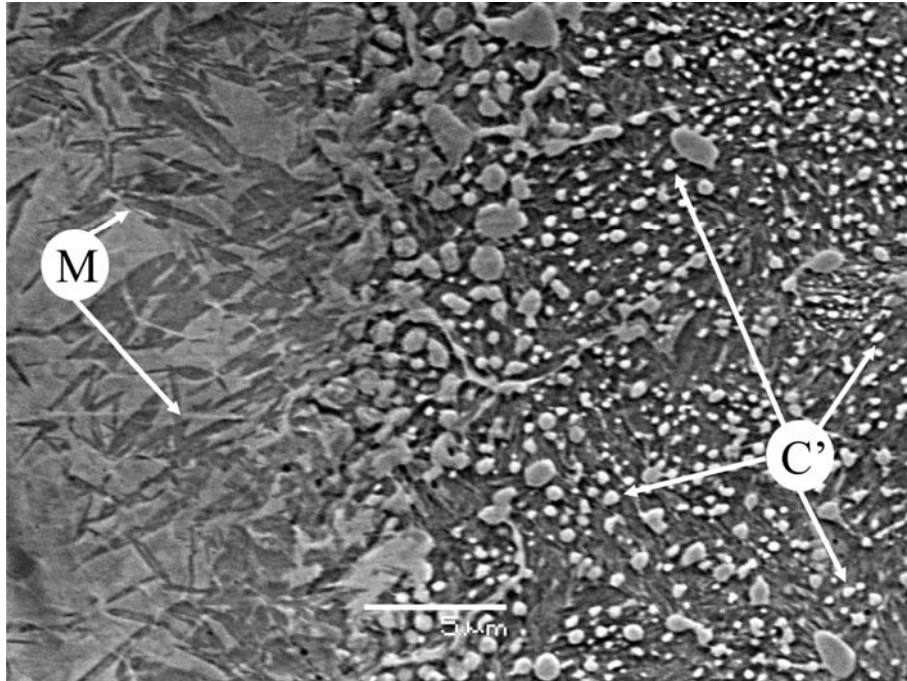


Figura 40 - Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região da ZAC mais próxima ao metal fundido com martensita na área à esquerda (C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).

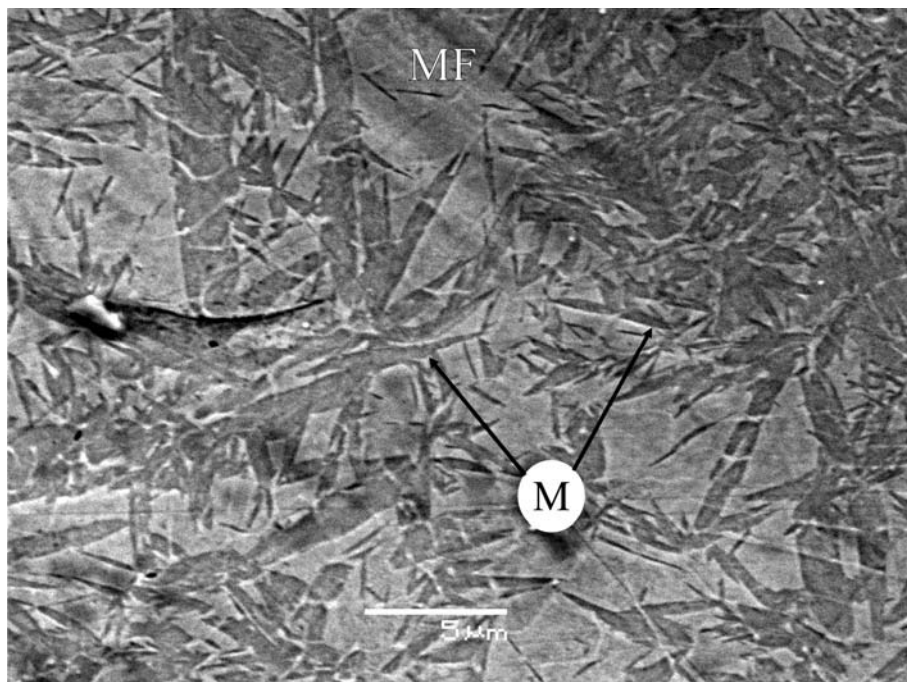


Figura 41 - Microfotografias (MEV) do aço AISI 52100, região fundida caracterizando agulhas de martensita. (M: martensita).

As Figuras 39 e 40 indicam MB com ZAC e ZAC com MF, respectivamente. As imagens das ZAC apresentam-se diferentes, isto devido aos parâmetros (contraste, brilho spot size e voltagem) utilizados no MEV serem distintos.

Na Figura 42 observa-se o efeito da taxa de resfriamento sobre a microdureza da ZAC (considerando-se todas as condições). Nota-se que com o valor mais elevado da taxa de resfriamento a microdureza fica com valores mais homogêneos.

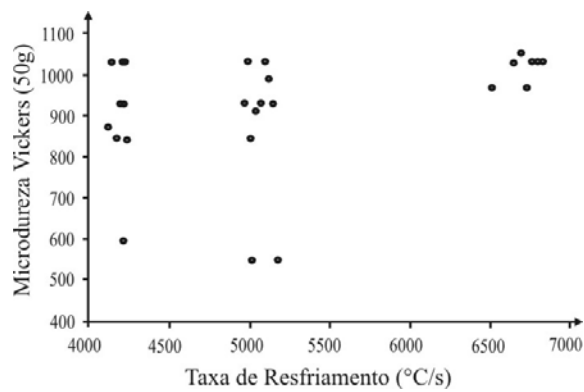


Figura 42 – Microdureza da ZAC em função da taxa de resfriamento para o aço AISI 52100

#### 4.2 – Cordão Produzido por Refusão Superficial Realizado com Laser

Em todos os aços, verificou-se que as variações produzidas com as diferentes energias empregadas na fusão dos pontos ocorreram nos aspectos da microdureza, extensões da ZAC e da zona fundida, assim como a geometria da região endurecida.

Em cada corpo de prova produzido, a extensão da ZAC e a microdureza foram avaliadas na seção transversal (após polida). Na Tabela 14, observam-se as variações da extensão da ZAC, da extensão da zona refundida e da largura do cordão, considerando-se as diferentes distribuições de energias do laser. Porém, essa questão deve ser analisada com muita cautela, pois envolve diversos e complexos aspectos, entre os quais a possibilidade de o feixe laser não ter tido idêntico acoplamento com o metal base (MB) em todos os casos.

Tabela 14 – Extensão da ZAC e geometria do cordão em função da energia de soldagem (Potência(W)/Velocidade(mm/s)) do laser e do metal base.

<b>Energia</b>	<b>Dimensão</b>	<b>ASTM A633</b>	<b>SAE L6</b>	<b>SAE H13</b>	<b>Tipo II - VMO</b>
<b>9 J/mm</b> <i>(Pot-1500 W, Vel-167 mm/s)</i>	<b>Extensão da ZAC (mm)</b>	0,08	0,09	0,05	0,05
	<b>Penetração (mm)</b>	0,18	0,08	0,07	0,08
	<b>Largura (mm)</b>	0,71	0,64	0,55	0,57
<b>18 J/mm</b> <i>(Pot-1500 W, Vel-83 mm/s)</i>	<b>Extensão da ZAC (mm)</b>	0,13	0,13	0,08	0,07
	<b>Penetração (mm)</b>	0,25	0,12	0,12	0,13
	<b>Largura (mm)</b>	0,81	0,73	0,65	0,68
<b>36 J/mm</b> <i>(Pot-1500 W, Vel-42 mm/s)</i>	<b>Extensão da ZAC (mm)</b>	0,19	0,18	0,11	0,10
	<b>Penetração (mm)</b>	0,32	0,17	0,18	0,17
	<b>Largura (mm)</b>	0,87	0,82	0,7	0,77
<b>47 J/mm</b> <i>(Pot-2000 W, Vel-42 mm/s)</i>	<b>Extensão da ZAC (mm)</b>	0,20	0,22	0,15	0,15
	<b>Penetração (mm)</b>	0,45	0,26	0,28	0,29
	<b>Largura (mm)</b>	1,07	0,96	0,75	0,90
<b>12 J/mm</b> <i>(Pot-500 W, Vel-42 mm/s)</i>	<b>Extensão da ZAC (mm)</b>	0,07	0,06	0,04	0,05
	<b>Penetração (mm)</b>	0,06	0,05	0,05	0,05
	<b>Largura (mm)</b>	0,60	0,58	0,56	0,55

Os valores de energia de soldagem, para o processo laser, não indicam similaridade, pois para uma mesma energia podemos ter dimensões do cordão diferentes, isto pode ser explicado pela densidade de energia: no laser a área do feixe focado é independente da potência e da velocidade, desta forma para diferentes potências pode-se ter uma mesma energia de soldagem, porém, com densidade de energia diferente, desta forma modificando as dimensões dos cordões realizados.

O equipamento utilizado neste experimento é específico para o corte a laser; portanto, seu uso para refusão é um processo experimental. Neste estudo, a distância focal foi medida manualmente e provavelmente a distância focal não seja exata, podendo ocorrer pequeno erro. Outros estudos [5,8], também relatam que uma pequena variação da distância focal (da ordem de 0,2 mm) faz com que as dimensões do cordão variem consideravelmente. Desta forma, os valores da Tabela 14 servem apenas para comparação entre as energias utilizadas, não sendo

referência exata; entretanto, a distância focal utilizada foi a mesma para todos os experimentos.

Nota-se que a penetração não variou significativamente com o tipo de aço, com exceção do aço ASTM A633, no qual ocorreram maiores valores do que nos demais. Isto deve-se à preparação dos aços SAE L6, SAE H13 e tipo II VMO, os quais foram usinados para as dimensões determinadas. Já, o aço ASTM-A633 apresentava-se no estado laminado com a espessura exata; desta forma, não foi possível usinar os corpos de prova, sendo possível apenas lixá-los, o que os deixou com um acabamento opaco. Isto, aparentemente, foi responsável pela maior penetração de energia do feixe de laser, devido à absorção [5].

#### **4.2.1 - Aço ASTM A633**

O aço ASTM A633 encontrava-se no estado normalizado durante o experimento. Esse tipo de aço estrutural tem como principal elemento o manganês, que aumenta a resistência mecânica (devido ao seu efeito de fortalecer a ferrita). O teor de manganês elevado (1,32%) faz com que os outros elementos de liga tenham a finalidade de controlar o crescimento do grão. [1] Nas Figuras 43 a 47, estão as microdurezas verificadas nas regiões do metal fundido (MF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal base inalterado (MB), e as taxas de resfriamento na ZAC calculadas na temperatura de 650 °C. As verificações de microdureza foram realizadas em cinco corpos de prova diferentes, em que cada valor corresponde à média de três verificações, com exceção das ocorridas na ZAC e no metal base (MB), em que a microestrutura apresenta-se heterogênea, o que impossibilita um cálculo confiável da média.

A taxa de resfriamento variou, consideravelmente, do experimento com, “9 J/mm” (aproximadamente 950°C/s) ao experimento com “47,6 J/mm” (aproximadamente 200°C/s). Porém, não se verificou considerável modificação no valor da microdureza entre os dois

experimentos. Apesar do experimento em que foi utilizado a energia de 47,6 J/mm, apresentar um valor menor da taxa de resfriamento, os valores de microdureza máximos verificados foram semelhantes (entre 650 e 750 HV). Este fato pode ser explicado pelo seguinte argumento: a menor taxa de resfriamento alcançada foi suficiente para se obter o mesmo valor de microdureza da maior taxa de resfriamento.

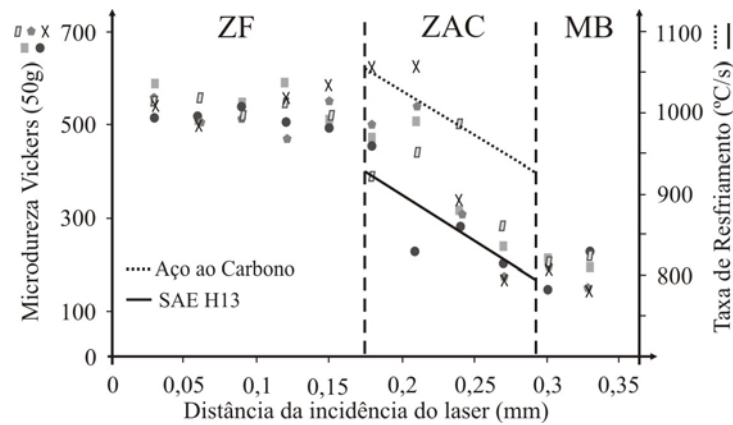


Figura 43 - Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.

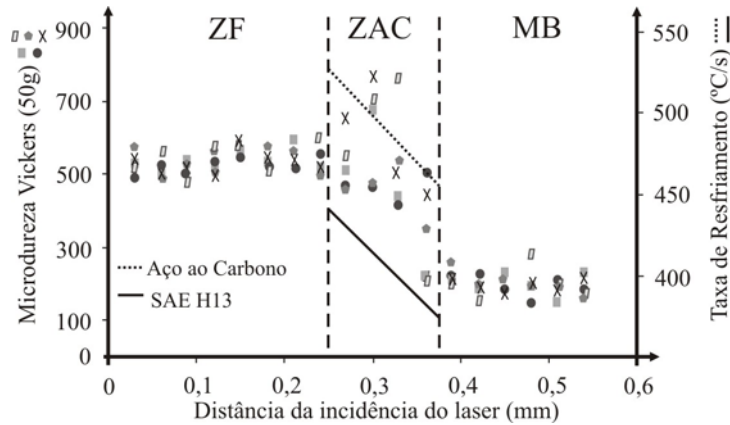


Figura 44 - Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.

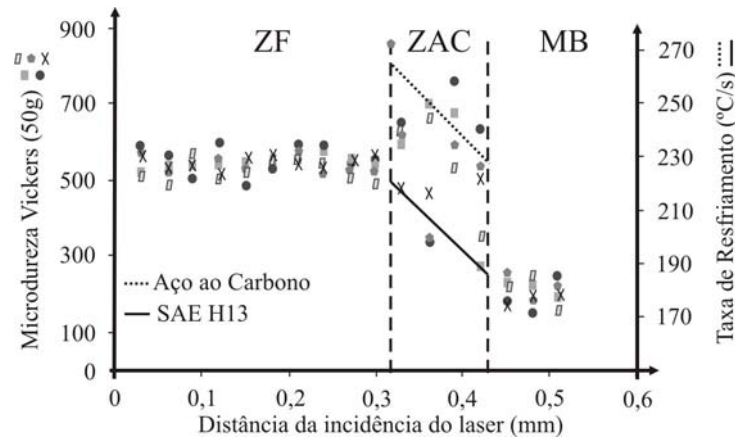


Figura 45 - Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.

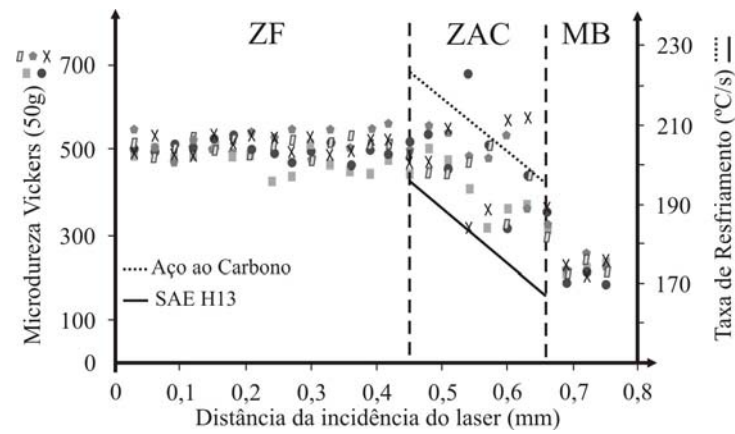


Figura 46 - Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.

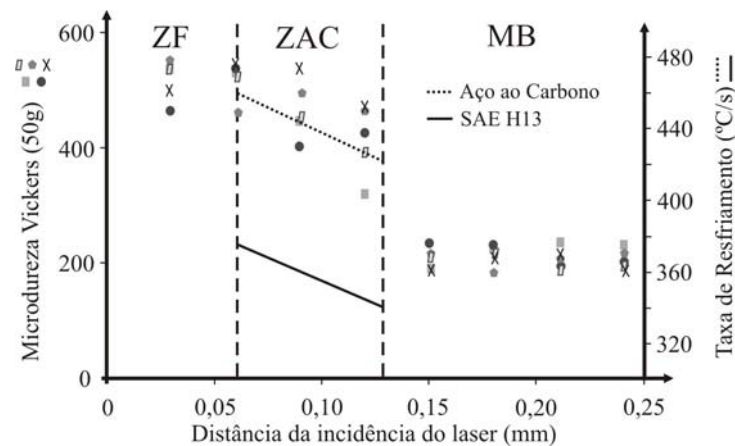


Figura 47 - Aço ASTM A633, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.

Nesse caso, para todas as energias, o maior valor, pontual, de microdureza verificada não foi na superfície fundida, mas na ZAC. Isso ocorreu devido à microdureza na superfície resultar, provavelmente, de martensita com baixo teor de carbono, pois essa região sofreu fusão e o carbono foi solubilizado, resultando em um metal mais homogêneo com aproximadamente 0,18% C (conforme Tabela 11). Nos pontos que apresentaram elevada microdureza, devido às altas taxas de condução do calor na ZAC, a perlita não se diluiu na ferrita que a circundava durante o aquecimento, mas formou sítio de material solubilizado com a mesma composição do eutetóide (teoricamente 0,77% de C) [15]. No resfriamento, este sítio transformou-se, provavelmente, em martensita (com alto teor de carbono), formando-se, assim, uma região mais dura do que em todo o material restante.

Por outro lado, principalmente nas Figuras 44, 45 e 46, existem “picos” de microdureza na ZAC; isto ocorre somente nestes casos devido à extensão da ZAC, a qual apresenta maior tamanho nesses corpos de prova. As microdurezas foram verificadas nos sítios anteriormente perlitas (teoricamente com 0,77%), ou em parte deles, sendo que para as menores durezas os pontos de verificação foram posicionados em regiões ferríticas ou esferoidizadas.

A evolução microestrutural está mostrada nas Figuras 48 a 51. Na Figura 48, a região à esquerda da ZAC mostra o MB; no centro (ZAC), com antigas perlitas, agora sítios (S), teoricamente com 0,77% de carbono, e na região à direita da imagem, mais próxima da fonte de energia, o MF com, possivelmente, martensita (M). A Figura 49 mostra a interface MB e ZAC, destacando-se os sítios (S) e ‘braços’ ricos em teor de carbono (B), onde é aumentado o teor de carbono da matriz ferrítica, permitindo que ocorra formação de ‘braços’(ramificações) com elevado teor de carbono oriundo dos sítios anteriormente perlitas que, devido à maior temperatura na região mais próxima ao metal refundido (MF) permite que ocorra um enriquecimento de soluto na matriz ferrítica. Na figura 50 está indicada a interface ZAC e MF, mostrando o enriquecimento da matriz ferrítica pela esferoidização da perlita, visualizada

através de ‘braços’ ricos em teor de carbono (B), até atingir um teor de carbono capaz de formar martensita, porque a ferrita original (0,02% C) [15] não possui teor suficiente desse elemento químico para formar essa fase. A Figura 51 ilustra os sítios anteriormente perlitas (S) enriquecendo a matriz ferrítica (F) com ‘braços’ de elevado teor de carbono (B) de forma a propiciar uma possível formação da estrutura martensítica (M), estando caracterizada pela formação com “agulhas” e pela dureza verificada.

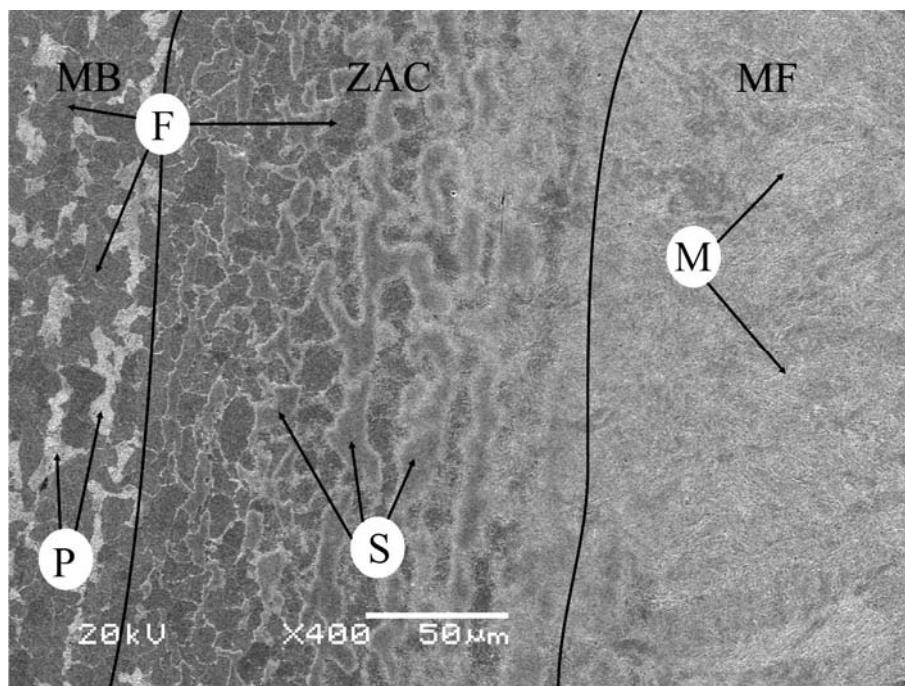


Figura 48 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, ZAC, MB inalterado e MF. (F: ferrita; M: martensita; P perlita; S: sítios anteriormente perlitas).



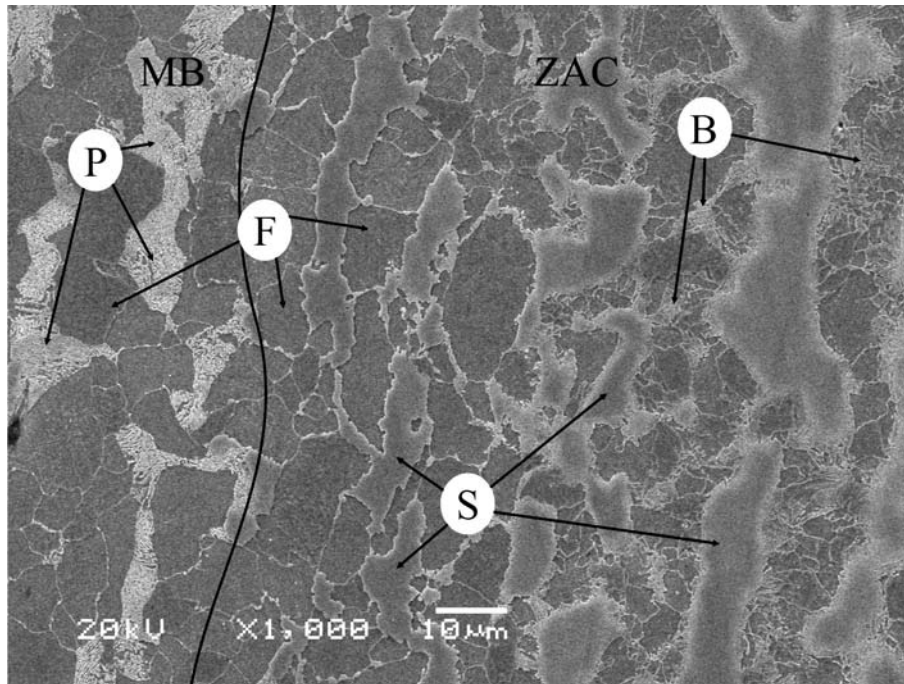


Figura 49 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, ZAC, MB inalterado região com maior aumento (B: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; P perlita; S: sítios anteriormente perlitas).

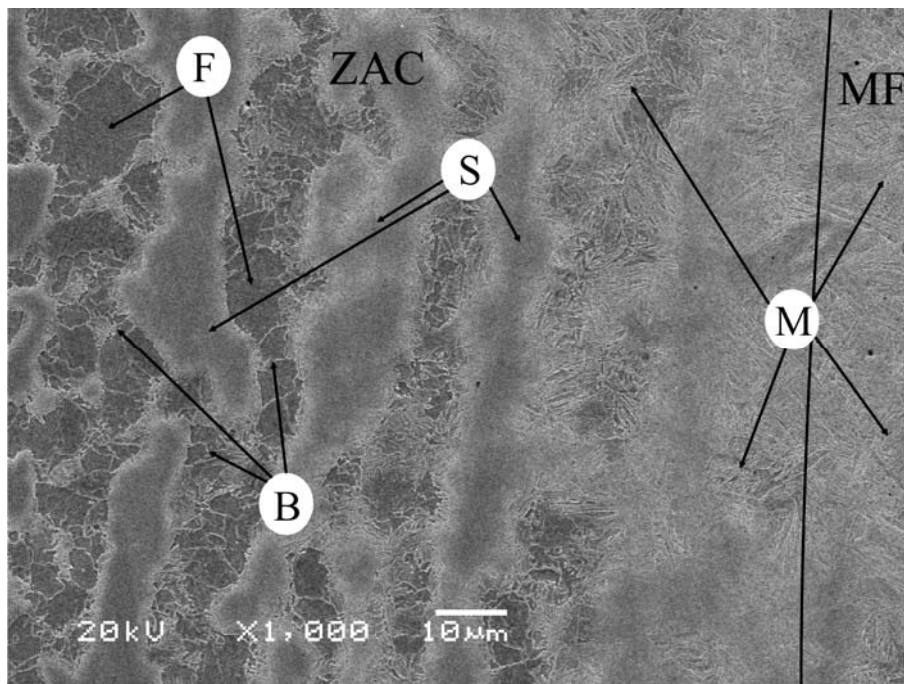


Figura 50 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, região da ZAC mais próxima ao MF. (B: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; M: martensita; S: sítios anteriormente perlitas).

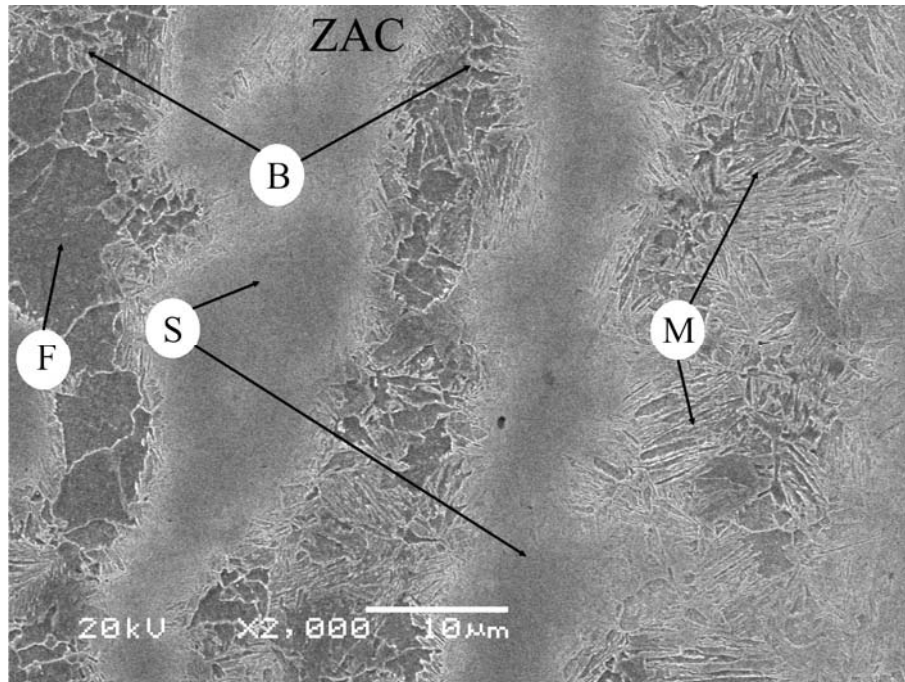


Figura 51 - Microfotografias (MEV) do aço ASTM A633, região em detalhe dos sítios anteriormente perlitas e “braços” ricos em teor de carbono se dissolvendo na ferrita. (B: carbono se dissolvendo na ferrita; F: ferrita; M: martensita; S: sítios com anteriormente perlitas).

A microestrutura simbolizada por “S” nas figuras acima representa sítios ricos em carbono, pois apresentam a composição do eutetóide (teoricamente 0,77% de Carbono). As taxas de aquecimento e de resfriamento alcançados com o processo a laser possibilitaram a criação de sítios com a concentração de carbono do eutetóide. O resfriamento é rápido o suficiente para a formação martensítica, não havendo tempo para difusão do carbono, formando-se, assim, martensita, verificada pela dureza e por metalografia.

#### 4.2.2 - Aço SAE L6

O aço SAE L6 encontrava-se no estado esferoidizado, estrutura melhor distribuída do que a normalizada. Nas Figuras 52 a 56 aparecem as microdurezas verificadas na região endurecida e parte do MB inalterado, bem como as taxas de resfriamento na ZAC calculadas na temperatura de 650 °C. Em todos os casos foram atingidos valores geralmente desejáveis de

microdureza para tratamentos térmicos superficiais, além de ser pequeno o gradiente da microdureza na região endurecida. Por outro lado, houve uma grande diferença de dureza entre a região endurecida e o MB inalterado.

O aço SAE L6, classificado como ferramenta, apresenta baixo teor de liga, por isso a designação L (do inglês “Low”). Possui como principais elementos de liga, o cromo, o níquel e o molibdênio, que têm a função de aumentar a temperabilidade, a resistência ao desgaste (Cr e Mo) e a profundidade de endurecimento (Ni) [1,16].

Mesmo os valores estimados das taxas de resfriamento variando de forma considerável nos experimentos, os valores máximos de microdureza mantiveram-se constantes nos, aproximadamente, 800 HV. Esse fato deve-se, provavelmente, ao fato que o menor valor da taxa de resfriamento já seja o suficiente para que se transforme a estrutura que apresenta microdureza de, aproximadamente, 800 HV.

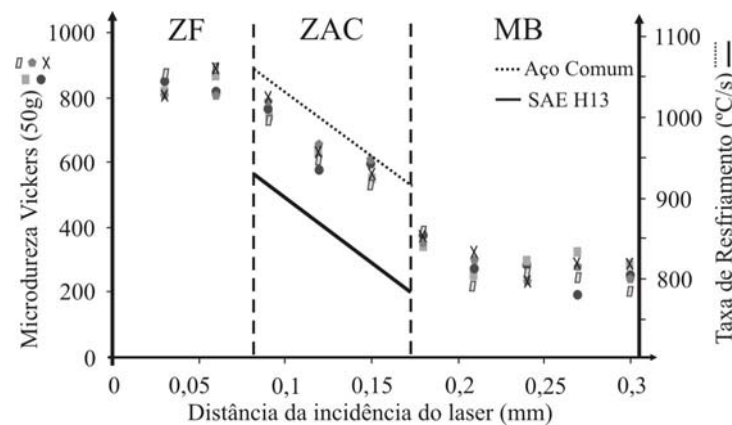


Figura 52 - Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.

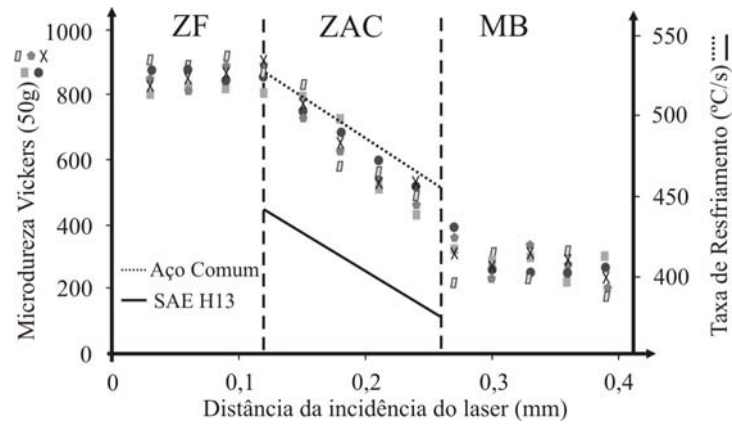


Figura 53 - Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.

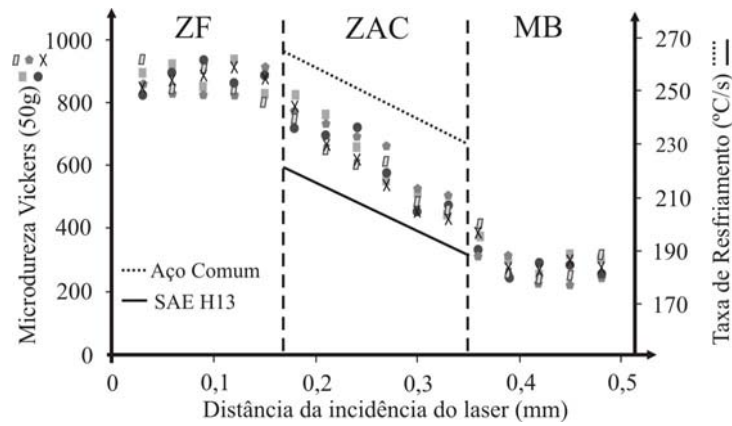


Figura 54 - Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.

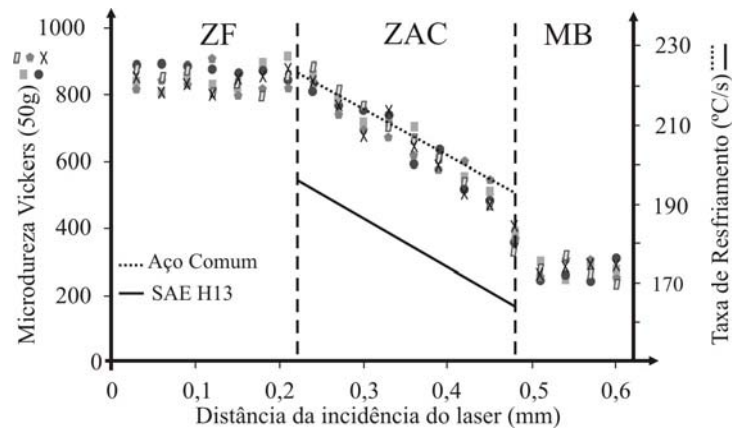


Figura 55 - Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.

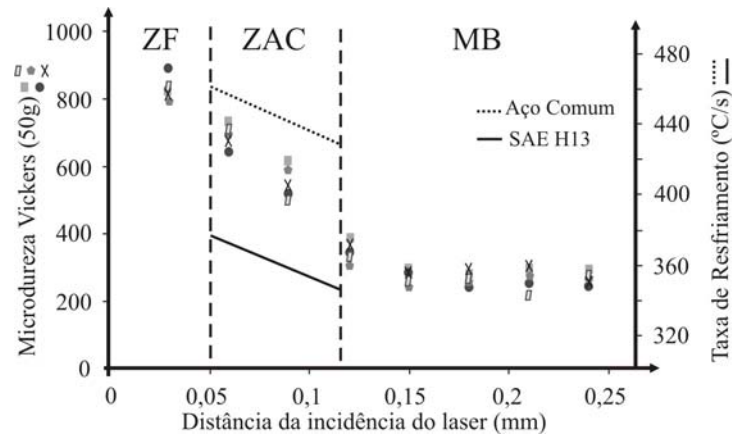


Figura 56 - Aço SAE L6, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.

A evolução microestrutural está ilustrada nas Figuras 57 a 60. Na Figura 57 está o MB. A Figura 58 mostra a intersecção entre a ZAC e o MB, indicando carbonetos (C) (na teoria com 6,67% de carbono) [15] em uma matriz ferrítica no MB, à direita, e carbonetos parcialmente dissolvidos (C') em uma matriz enriquecida de carbono na ZAC, à esquerda, como ilustra a Figura 59, com maior aumento. Na Figura 60 está indicando a ZAC com o MF com estrutura martensítica, estando caracterizada pelas “agulhas” e dureza verificada.

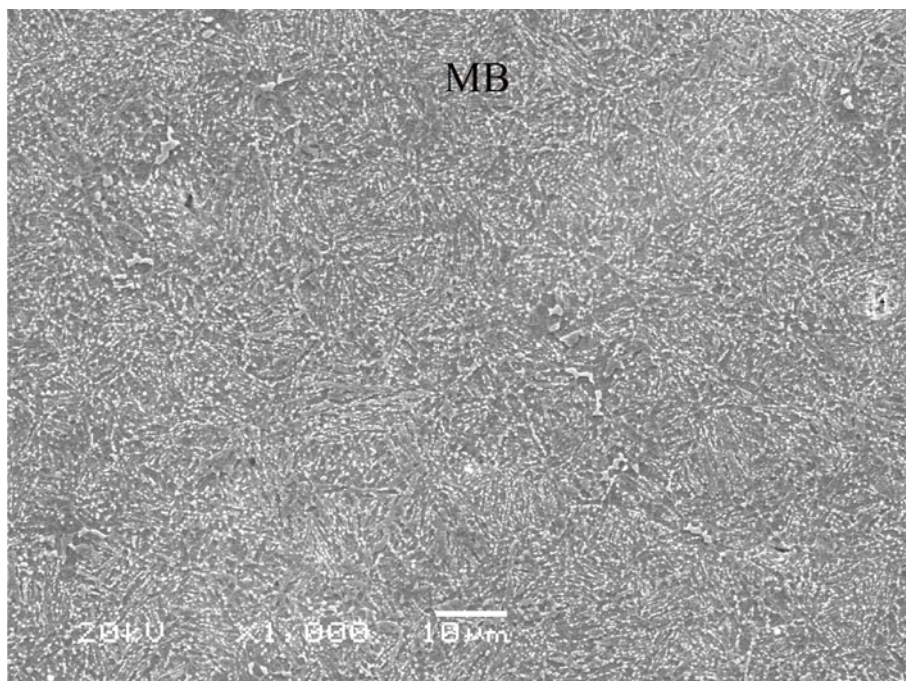


Figura 57 - Microfotografias (MEV) do aço SAE L6, metal base inalterado.

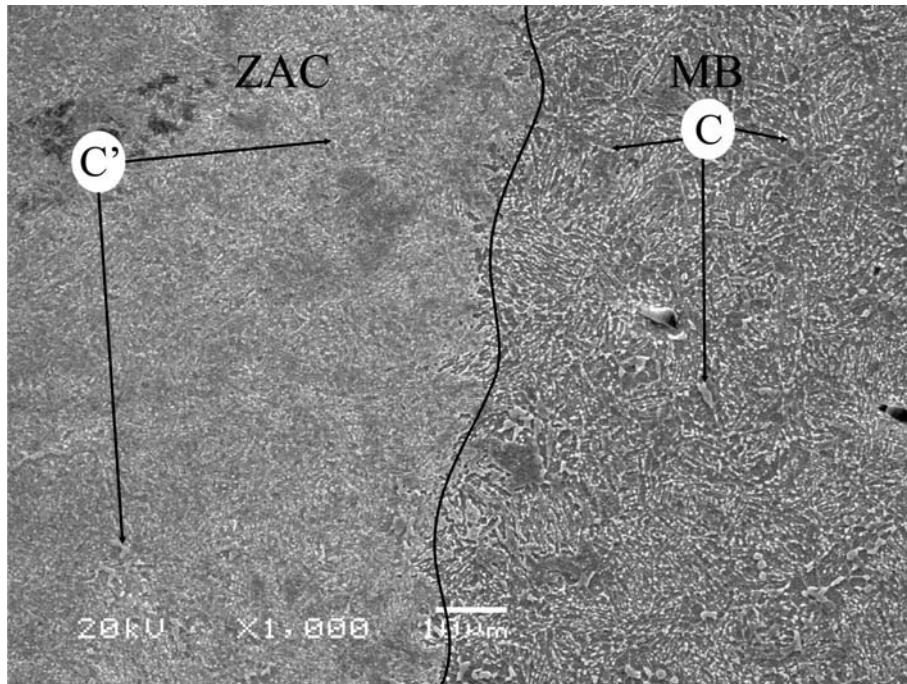


Figura 58 - Microfotografias (MEV) do aço SAE, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado. (C carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto).

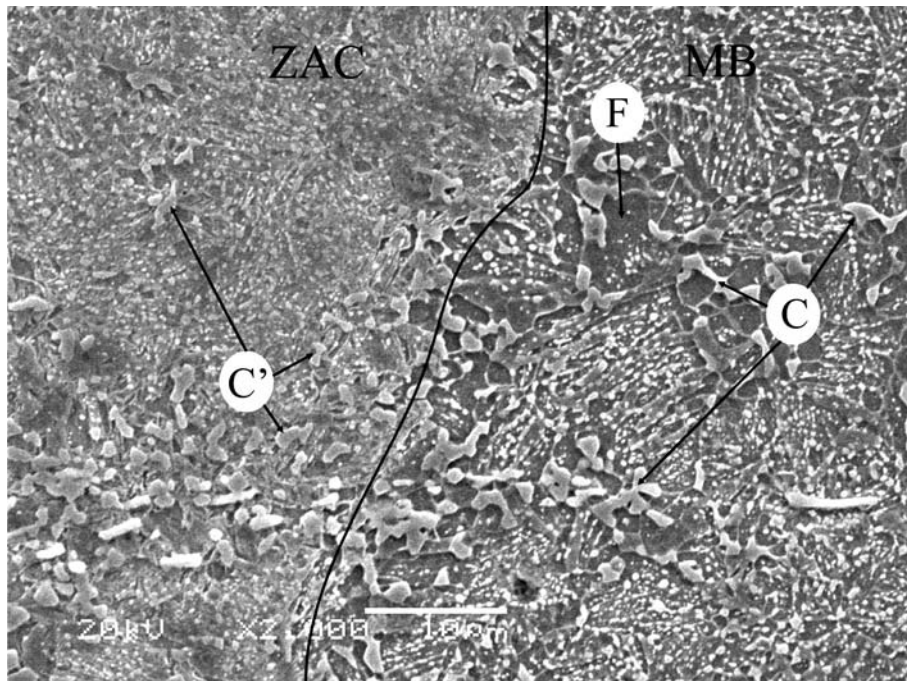


Figura 59 - Microfotografias (MEV) do aço SAE L6 região da ZAC mais próxima ao metal base inalterado, com maior aumento. (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; F: ferrita).

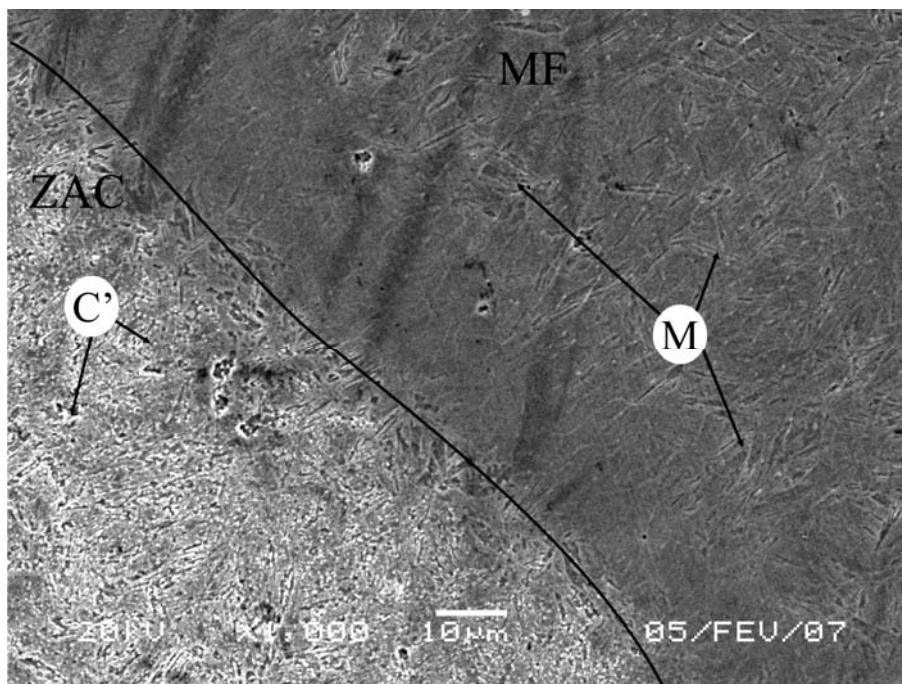


Figura 60 - Microfotografias (MEV) do aço SAE L6, região da ZAC próxima ao metal fundido com martensita caracterizada por “agulhas”. (C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).

#### 4.2.3 - Aço SAE H13

O aço SAE H13 inicialmente se apresentava no estado esferoidizado, desta forma, mais homogêneo do que a estrutura normalizada. Nas Figuras 61 a 65 estão indicadas as microdurezas verificadas e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas para a ZAC. Em todos os casos foram atingidos valores geralmente desejáveis de microdureza para tratamentos térmicos superficiais, além de ser pequeno o gradiente da microdureza na região endurecida. Por outro lado, houve grande diferença de dureza entre a região endurecida e o MB inalterado.

O aço SAE H13 é caracterizado pela utilização em trabalho a quente e tem como principal elemento de liga o cromo e, juntamente com vanádio, silício e molibdênio, esses elementos são responsáveis pelo aumento da temperabilidade, pela grande resistência à redução da dureza pelo calor, boa resistência à abrasão, excelente tenacidade e ótima usinabilidade.

[1,16]

O intervalo de variação da taxa de resfriamento estimada é da ordem dos 750°C/s, para os experimentos executados. Mesmo com esse grande intervalo não houve grande diferença entre os valores máximos de microdureza, perto dos 800 HV, indicando que a estrutura que atinge este valor de microdureza, está se formando tanto com a taxa de resfriamento mais elevada como com a menos elevada.

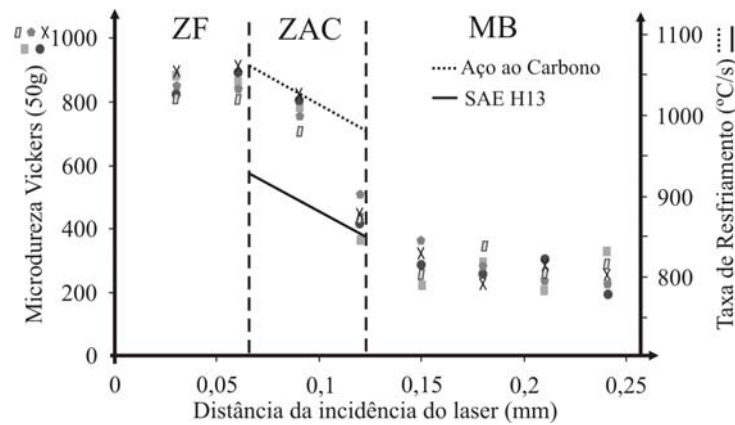


Figura 61 - Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.

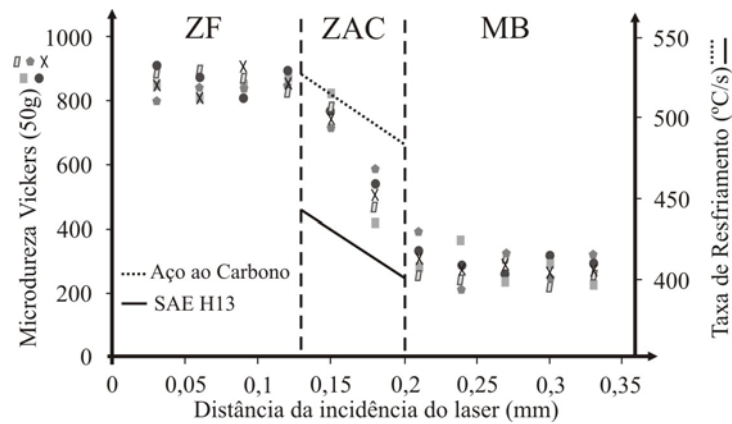


Figura 62 - Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.



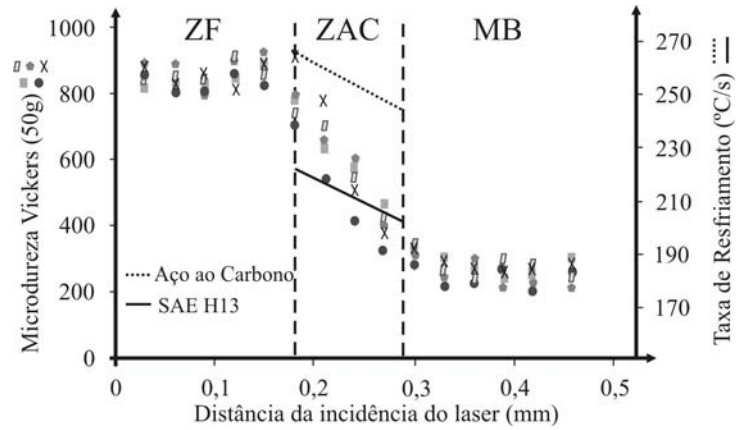


Figura 63 - Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.

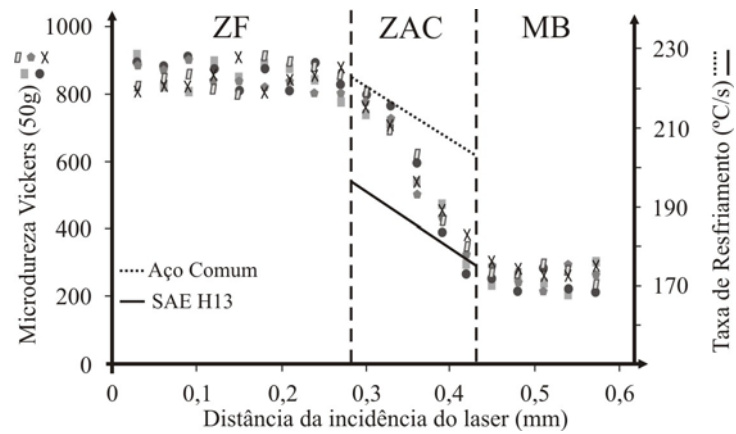


Figura 64 - Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.

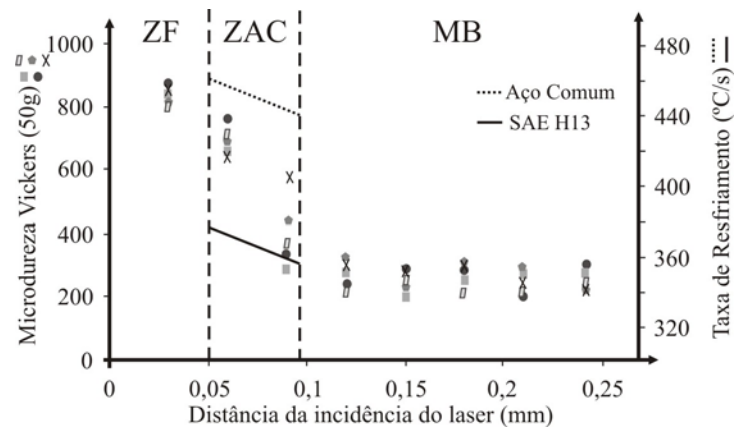


Figura 65 - Aço SAE H13, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.

As Figuras 66 a 69 mostram como ocorreu o desenvolvimento microestrutural da região endurecida. A Figura 66 mostra o metal base, MB, esferoidizado. A Figura 67 mostra, à esquerda, metal base sem variação microestrutural; ao centro, a ZAC e, à direita, o metal fundido MF. Na Figura 68 está indicada a intersecção do metal fundido MF com a ZAC, mostrando a microestrutura C' que indica os carbonetos, C, teoricamente com 6,67% de carbono em massa dissolvendo-se na matriz ferrítica, enriquecendo com soluto, a matriz e, assim, endurecendo-a. A Figura 69 mostra com maior aumento a Figura 68, destacando os carbonetos parcialmente dissolvidos, C'. Como o aquecimento é breve e localizado (se comparado aos processos comumente usados na soldagem), não há possibilidade de dissolução total dos carbonetos, existindo, assim, uma região em que os mesmos são inicialmente dissolvidos, permanecendo, posteriormente, assim, porém, com menor tamanho.

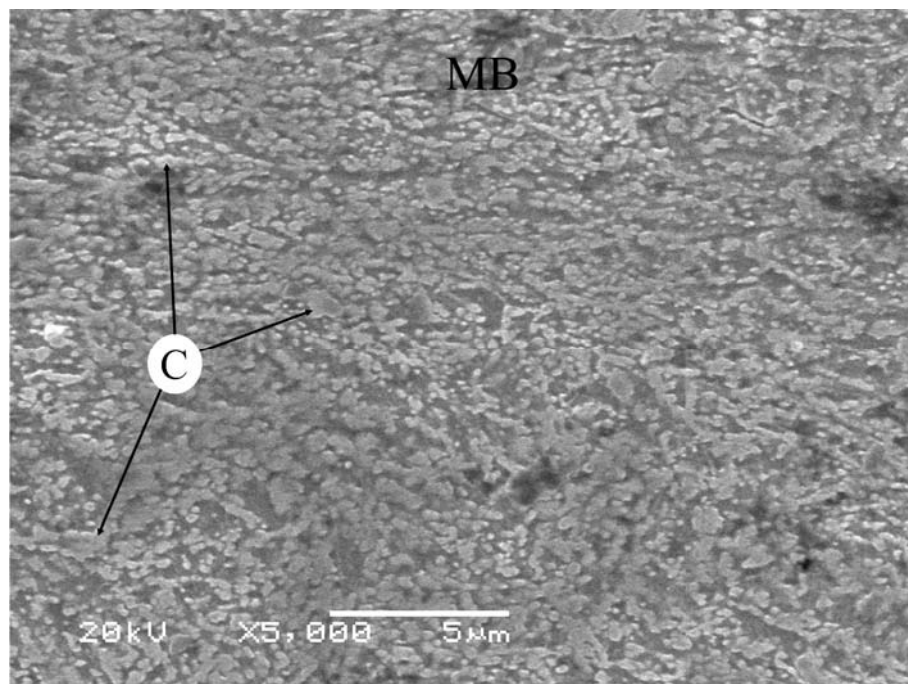


Figura 66 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13, metal base. (C: carbonetos).

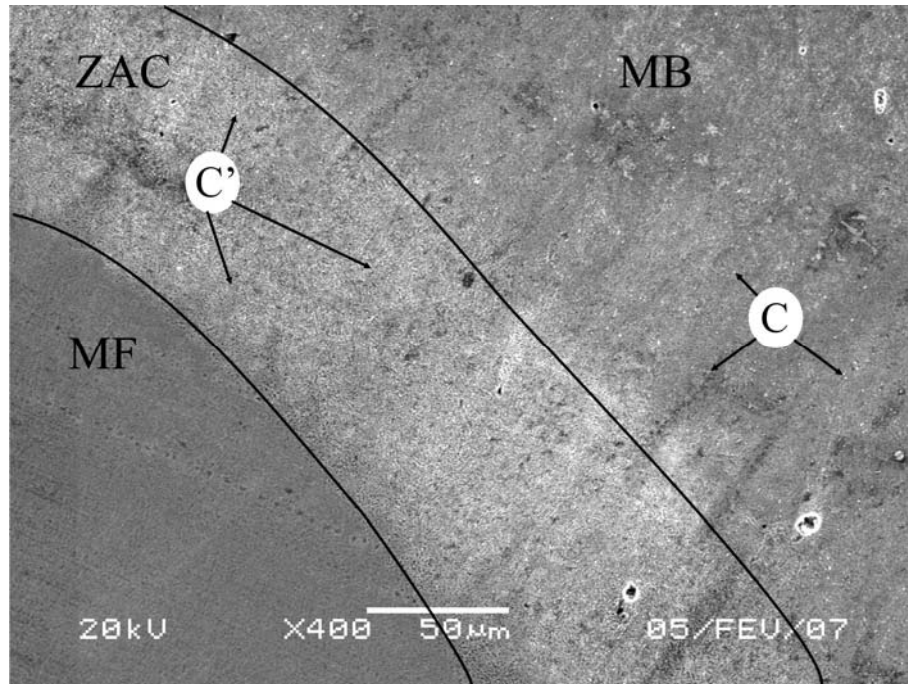


Figura 67 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13, MB inalterado, ZAC e metal fundido, parte inferior (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto).

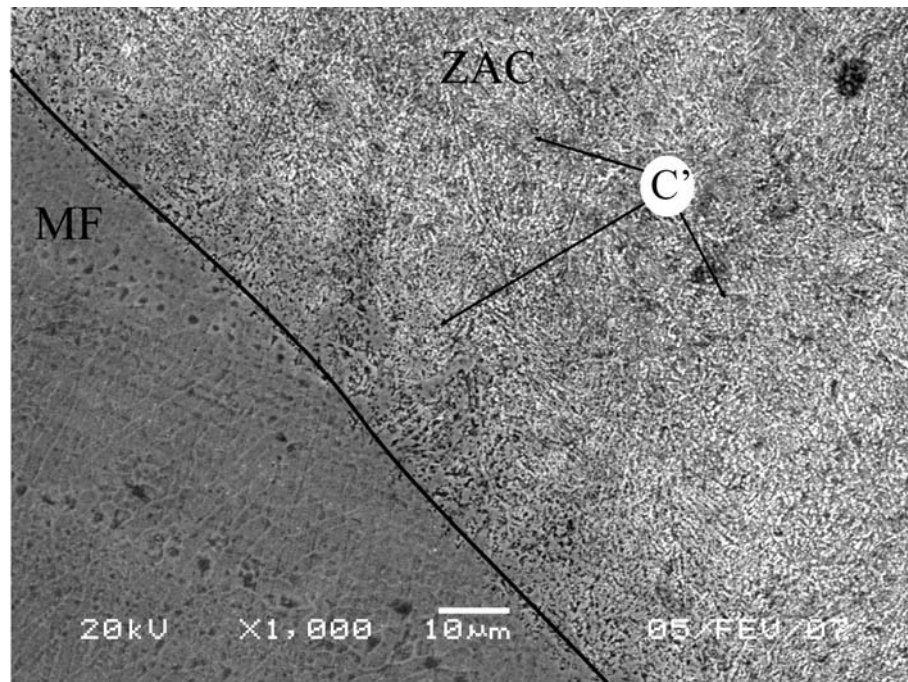


Figura 68 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13 região da ZAC mais próxima ao metal. (C': carbonetos, conforme explanado no texto).

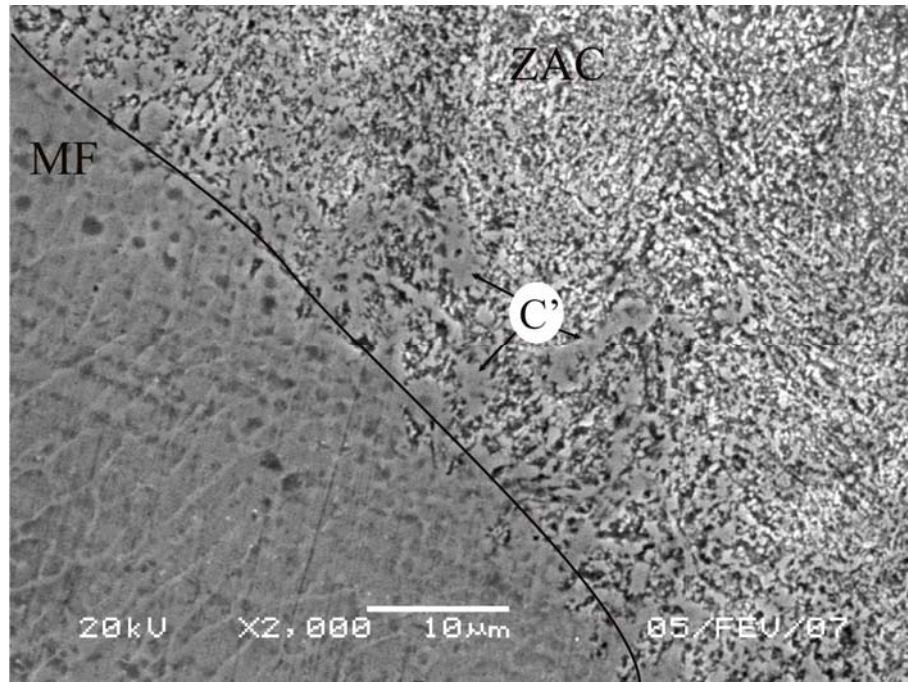


Figura 69 - Microfotografias (MEV) do aço SAE H13, ZAC e região fundida, com maior aumento. (C': carbonetos, conforme explanado no texto).

#### 4.2.4 - Aço Tipo II - VMO

O aço Tipo II - VMO apresentava-se no estado esferoidizado inicialmente. As microdurezas verificadas, e as taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas para a ZAC estão indicadas nas Figuras 70 a 74. Em todos os casos foram atingidos valores geralmente desejáveis de microdureza para tratamentos térmicos superficiais, pois, houve grande diferença de dureza entre a região endurecida e o MB inalterado além de ser pequeno o gradiente da microdureza na região endurecida.

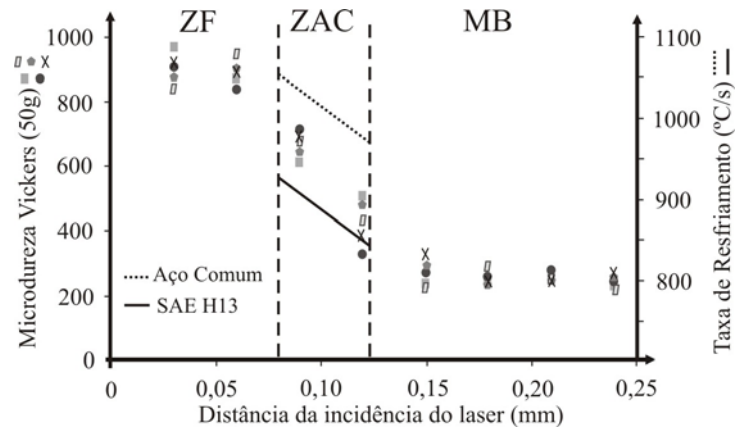


Figura 70- Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 9 J/mm.

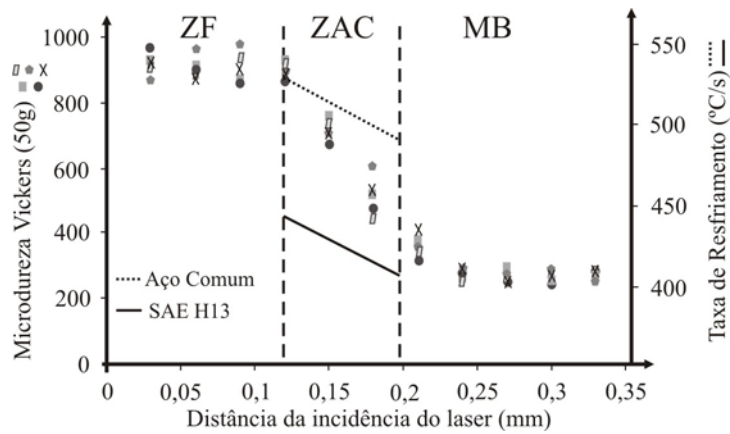


Figura 71 - Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 18 J/mm.

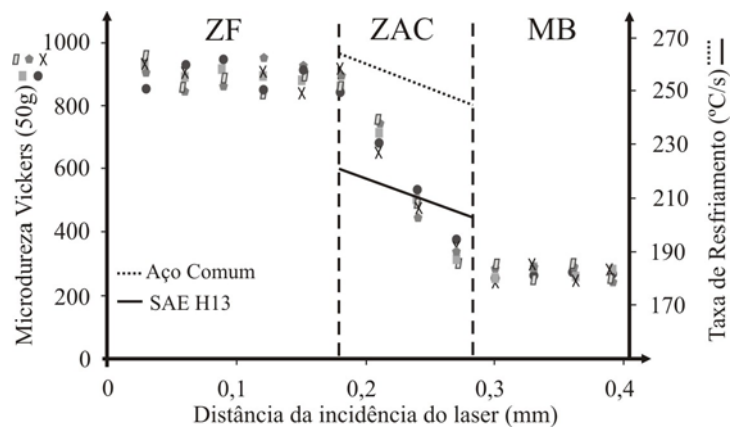


Figura 72 - Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 35,7 J/mm.

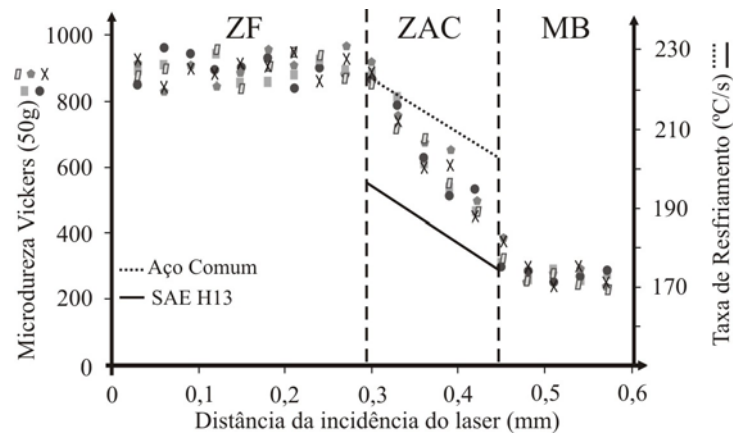


Figura 73 - Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 47,6 J/mm.

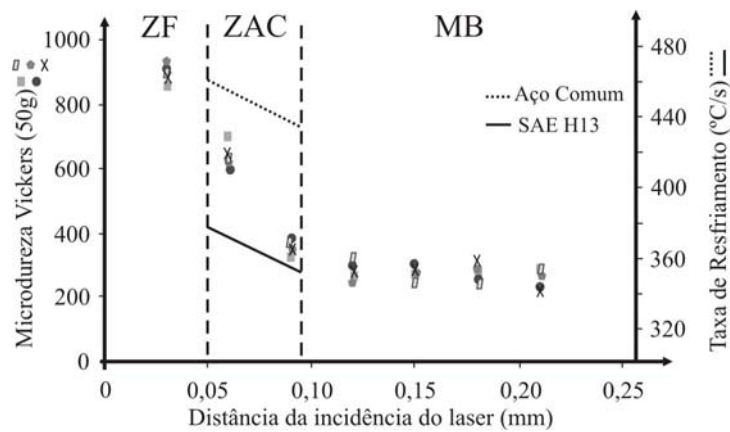


Figura 74 - Aço Tipo II VMO, taxas de resfriamento (a 650 °C) calculadas na ZAC e microdurezas verificadas em relação à distância da superfície de incidência do laser com energia de 11,9 J/mm.

O aço tipo II VMO não faz parte da classificação SAE dos aços ferramenta; é uma variação do aço para construção mecânica SAE 4340, porém, com maior teor de carbono. [16]

Os valores máximos de microdureza não variaram muito entre os experimentos, aproximadamente 900 HV. Já a taxa de resfriamento estimada variou consideravelmente do experimento que utilizou energia de 9 J/mm ao que utilizou 47,6 J/mm de energia. Esses experimentos apresentaram valores médios da taxa de resfriamento de 950 °C/s e 200 °C/s respectivamente. O fato dos valores máximos das microdurezas serem constantes (~900 HV), pode ser explicado pela microestrutura, que atinge a máxima microdureza, ser formada em

todos os experimentos tanto com os valores mais baixos da taxa de resfriamento, como com os valores mais elevados da taxa de resfriamento.

O desenvolvimento microestrutural da região endurecida está ilustrado nas Figuras 75 a 78. A Figura 75 mostra o metal base esferoidizado; na Figura 76, à esquerda (no MB), carbonetos (C) começam a se dissolver (C') na matriz ferrítica, aumentando, assim, o teor desse elemento (na ZAC) e à direita, o metal fundido. A Figura 77 mostra com maior aumento a região de intersecção MB e ZAC, sendo que essa microestrutura C' indica os carbonetos C com 6,67% de carbono em massa, dissolvendo-se na matriz ferrítica, enriquecendo com soluto, a matriz e, assim, endurecendo-a (na ZAC); porém, no MB os carbonetos (C) teoricamente com 6,67% de carbono, estão em equilíbrio com a ferrita (F). Como o aquecimento foi breve e localizado, não houve possibilidade de dissolução total dos carbonetos, existindo uma região onde os carbonetos são inicialmente dissolvidos, permanecendo, posteriormente, assim, porém com menor tamanho. O enriquecimento com carbono e a maior temperatura induzem à formação martensítica (M), o que não está indicado nessas figuras, porém, a alta dureza verificada indica a formação dessa microestrutura. Na Figura 78 está ilustrada a mesma região da Figura 76, mas, com maior aumento, em que fica caracterizado um aumento da concentração de soluto, do MB para ZAC, pela diminuição de contraste entre as regiões, devido à diminuição dos carbonetos (C) do MB para os carbonetos da ZAC (C') e maior homogeneidade na matriz dessa região afetada pelo calor.

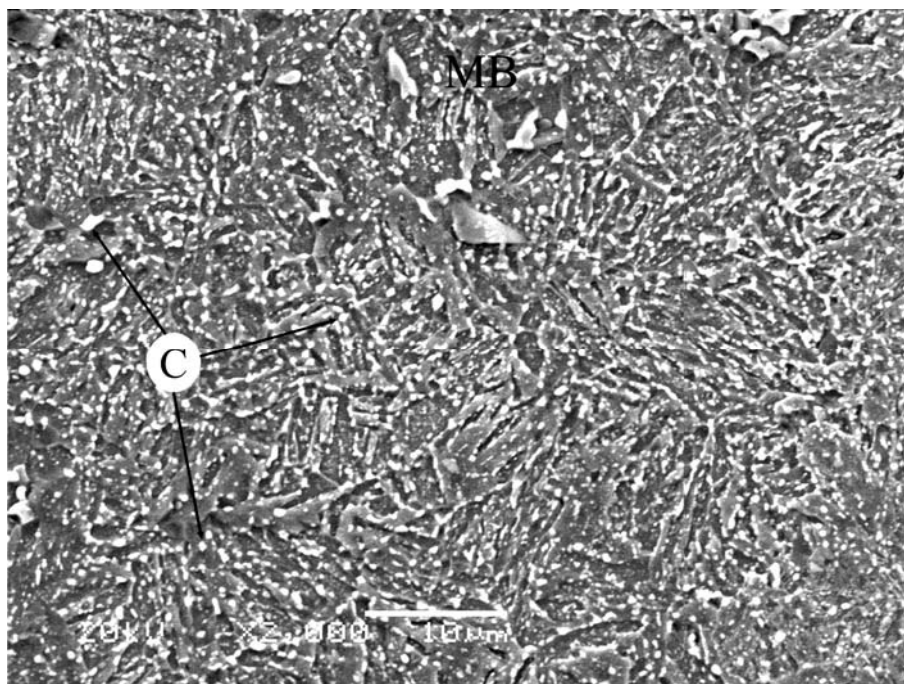


Figura 75 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO MB inalterado (C: carbonetos).

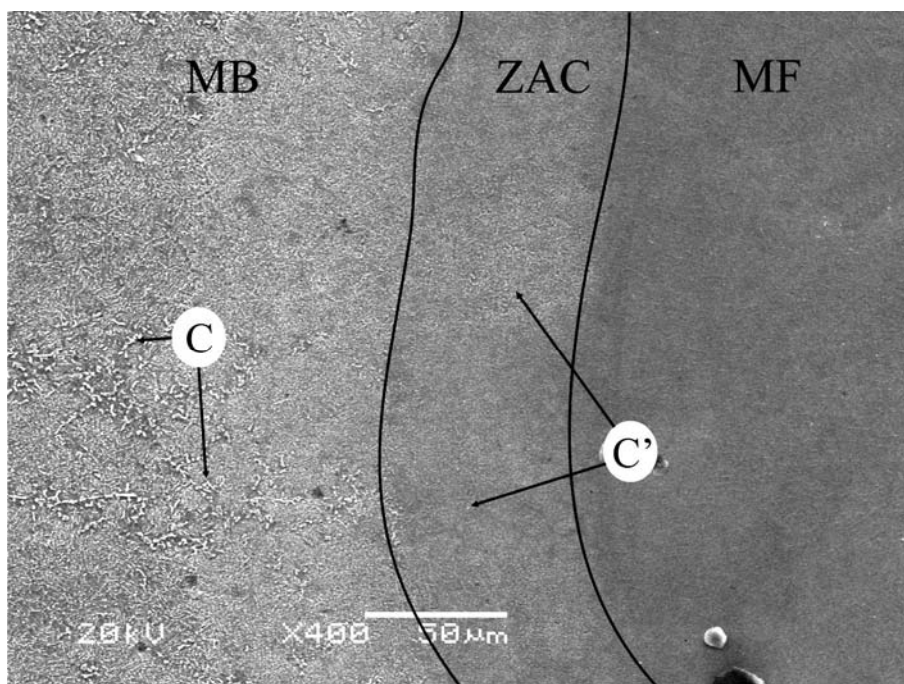


Figura 76 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO MB inalterado, ZAC e metal fundido (MF). (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).



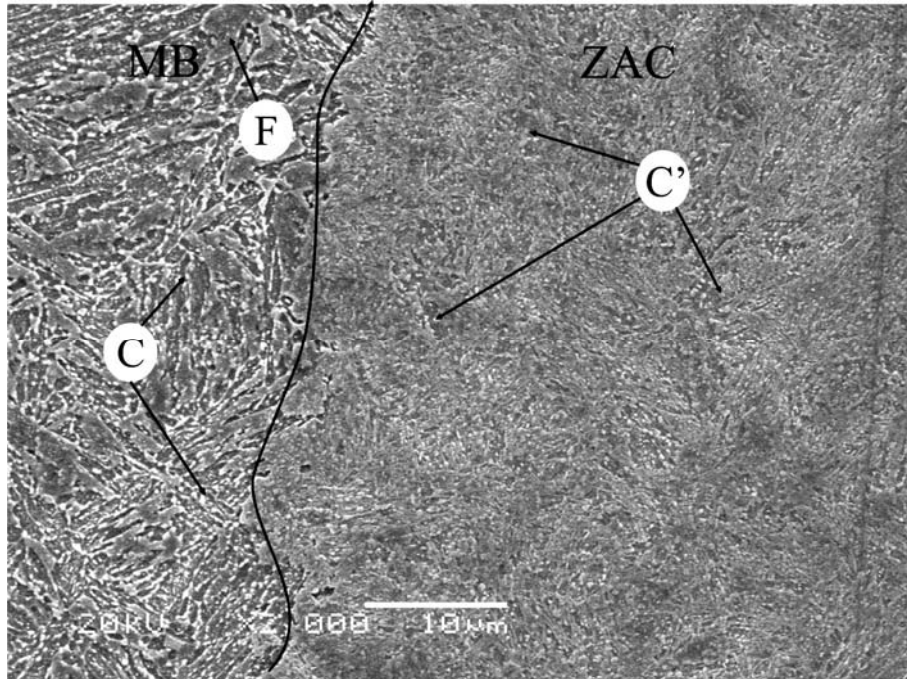


Figura 77 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO, região da ZAC mais próxima ao MB inalterado. (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; F: ferrita).

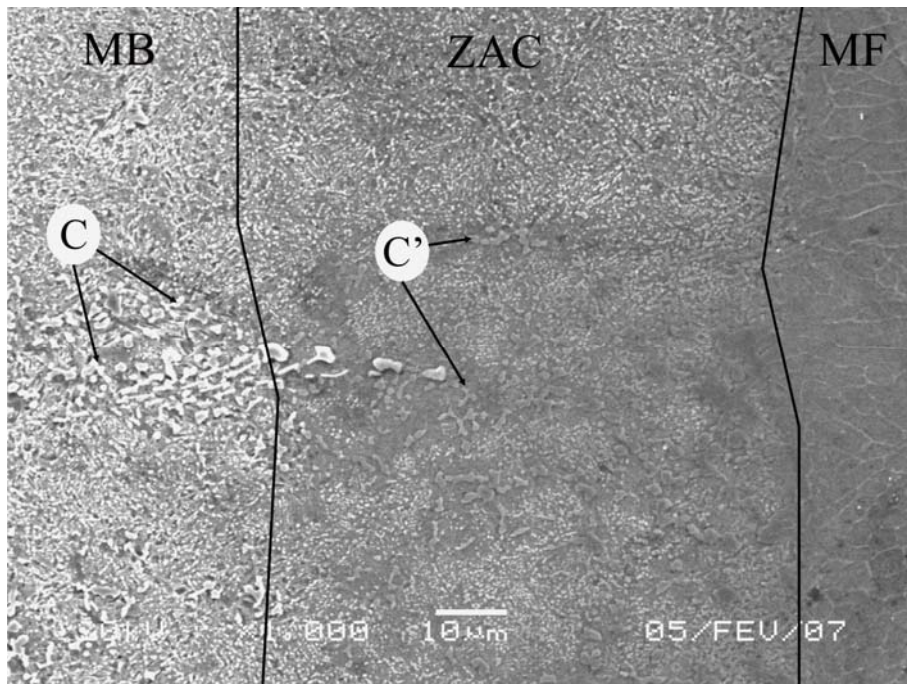


Figura 78 - Microfotografias (MEV) do aço Tipo II VMO, metal base inalterado, ZAC e região fundida. (C: carbonetos; C': carbonetos, conforme explanado no texto; M: martensita).

As relativamente pequenas elevações das máximas durezas do aço tipo II-VMO em relação aos aços esferoidizados, devem-se ao maior teor de carbono desse material, porque a dureza é diretamente proporcional ao teor desse elemento.

## 5. CONCLUSÕES

A partir dos resultados e das discussões apresentadas pode-se concluir o seguinte:

- As equações de condução de calor, para fontes instantâneas concentradas e para extração tridimensional de calor, de Rosenthal, são úteis para estimar as elevadas taxas de resfriamento e indicar suas pequenas variações para ZAC de curta extensão.
- Há a formação de um sítio anteriormente perlita (teoricamente com 0,77% de carbono) que apresenta microdureza elevada na ZAC, em aços SAE 1020, SAE 1045 e ASTM A633, com dureza superior àquela da superfície.
- É possível aumentar consideravelmente a microdureza na superfície dos aços SAE 1020, SAE 1045, AISI 52100, ASTM A633, SAE L6, SAE H13 e Tipo II-VMO, utilizando-se o processo laser.
- O acabamento superficial mais opaco fez com que aumentasse a penetração e a largura dos cordões, provavelmente devido à absorbância do feixe de laser aumentar.
- A medida da distância focal deve ser exata para estimativa do processo de tratamento térmico superficial a laser.
- Os aços ferramenta esferoidizados utilizados neste estudo, têm uma evolução microestrutural extremamente semelhante.
- Os aços AISI 52100, SAE L6, SAE H13 e Tipo II-VMO apresentaram menor gradiente de microdureza, a qual foi máxima na sua superfície, objetivo de um tratamento térmico

superficial. Provavelmente, isso se deve ao fato de o aço encontrar-se originalmente no estado esferoidizado.

## **6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Utilizar outros tipos de meios ativos de laser e verificar se há variações expressivas.
- Realizar os experimentos em outros tipos de aços, como por exemplo, aços microligados e aços média e alta liga.
- Fazer um estudo mais profundo dos sítios (S) encontrados na ZAC dos aços normalizados, caracterizando o tipo de microestrutura formada com auxílio de microscopia eletrônica de transmissão.
- Realizar experimentos com os mesmos tipos de aços utilizados neste estudo, em processos que atinjam elevadas taxas de resfriamento, como a soldagem por descarga capacitiva.
- Utilizar outros métodos para estimar a taxa de resfriamento de processos que alcancem altas taxas de resfriamento, como por exemplo, os cálculos utilizados por Arata. [22]
- Realizar estudos verificando tenacidade e resistência ao desgaste para se averiguar a possibilidade de aplicação de um tratamento superficial desses aços pelo processo laser CO<sub>2</sub>.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Chiverini, V. Aços e ferros fundidos. ABM – Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 7ª ed. (2002).
- [2] Krauss, G., Principles of Heat Treatment of Steels. ASM, Metals Park, Ohio, (1980).
- [3] METALS HANDBOOK. Heat Treating. American Society for Metals, 10ª ed., vol. 4 (1990).
- [4] Williams, Chris. CO<sub>2</sub> laser processing – an overview. Aircraft Engineering and Aerospace Technology. Vol. 69. Nº 1, (1997), 43-52.
- [5] Steen, William. M. Laser Material Processing. Springer-Verlag London, (1991).
- [6] WELDING HANDBOOK, 8th ed., Vol. 2, American Welding Society, Miami, FL, (1982).
- [7] Zhu. Lui, Ph.D Thesis, Liverpool University, (1991).
- [8] Chiag. Kwo-An, Chen. Yong-Chwang, Laser Surface Hardening of H13 steel in the melt case. Materials Letters 59, (2005), 1919–1923.
- [9] Zhang. Taohong, Li. Linxin, Liang. Fujun, Yang. Bingru. Parameter optimization of laser die-surface hardening using the particle swarm optimization technique, Springer-Verlag, London, (2007).
- [10] Sagaro. R, Ceballos J.S, Blanco A, Mascarell J., Tribological behaviour of line hardening of steel U13A with Nd:YAG laser. Wear 225–229, (1999), 575–580.
- [11] Komanduri. R, Hou Z.B., Thermal analysis of laser surface transformation hardening - optimization of process parameters. International Journal of Machine Tools & Manufacture 44, (2004) 991–1008.
- [12] Shi. G., Ding. P., Liu. J., Yin. H., Wang. J., Microstructure and properties of surface hardened M2 high speed steel. Acta metall. Mater, vol.44 Nº1, (1995), 217-223.
- [13] Haake. Jonh, Zediker. Mark, Laser Processing, Advanced Materials & Processes, (2000).

- [14] METALS HANDBOOK. Properties and Selection Iron, Steel and High Performance Alloys. American Society for Metals, 10<sup>a</sup> ed., vol. 1 (1990).
- [15] Cahn, R. W., Haasen, P. Physical Metallurgy. North-Holland. 4<sup>a</sup> ed. Vol 1 & 2 (1996).
- [16] Rauter, O. R. Aços Ferramentas. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. (1974).
- [17] Machado, I. G. Condução do Calor na Soldagem: fundamentos e aplicações. Imprensa Livre S.A. 1<sup>a</sup> Edição (2000).
- [18] CARSLAW, H. S., JAEGER, J.C. Conduction of Heat in Solids. Oxford University Press. 2<sup>nd</sup> Edition (1960).
- [19] MODEST, M. F. Radiative Heat Transfer. McGraw-Hill, NY, (1993).
- [20] Boyce, Willian. E., DiPrima, Richard. E. Equações Diferenciais Elementares e Problemas de Valores de Contorno. LTC-Livros Técnicos e Científicos S.A. 6<sup>a</sup> Edição (1999).
- [21] Rosenthal, Daniel. Mathematical theory of Heat distribution during welding and cutting. Welding Research Supplement. May (1941) 220-234.
- [22] Arata, Y., Maruo, H., Miyamoto, I. Application of laser for material processing – Heat flow in laser hardening. International Institute of Welding, Doc. IV-241-78 & Doc. 212-436-78 (1978).