

**Gillian da Silva Crespo**

**Influência do tratamento térmico superficial realizado  
com laser Nd:YAG pulsado no ganho de propriedades  
mecânicas superficiais no aço ferramenta VP 100**

Ilha Solteira  
2018

**Gillian da Silva Crespo**

**Influência do tratamento térmico superficial realizado  
com laser Nd:YAG pulsado no ganho de propriedades  
mecânicas superficiais no aço ferramenta VP 100**

Tese apresentada à Faculdade de  
Engenharia - UNESP – Campus de Ilha  
Solteira, para obtenção do título de Doutor  
em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e  
Processos de Fabricação

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

**Orientador**

Prof. Dr. Aparecido Carlos Gonçalves

**Coorientador**

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

C921i Crespo, Gillian da Silva.  
Influência do tratamento térmico superficial realizado com laser Nd:YAG pulsado no ganho de propriedades mecânicas superficiais no aço ferramenta VP 100 / Gillian da Silva Crespo. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2018  
116 f. : il.

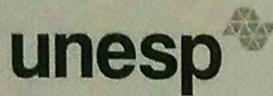
Tese (doutorado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2018

Orientador: Vicente Afonso Ventrella  
Co-orientador: Aparecido Carlos Gonçalves  
Inclui bibliografia

1. Têmpera. 2. Dureza. 3. Réplica. 4. Desgaste. 5. Nitrogênio.

*Raiane da Silva Santos*  
Raiane da Silva Santos

Supervisora Técnica de Seção  
Seção Técnica de Referência, Atendimento ao usuário e Documentação  
Divisão Técnica de Biblioteca e Documentação  
CRB8/9 - 9999



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA TESE: Influência do tratamento térmico superficial realizado com laser Nd: YAG pulsado no ganho de propriedades mecânicas superficiais no aço ferramenta VP 100

AUTOR: GILLIAN DA SILVA CRESPO

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

COORIENTADOR: APARECIDO CARLOS GONCALVES

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Doutor em ENGENHARIA MECÂNICA, área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO pela Comissão Examinadora:

Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA  
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU  
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. WYSER JOSE YAMAKAMI  
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. WARLEY AUGUSTO PEREIRA  
Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de Rio Verde

Prof. Dr. BACUS DE OLIVEIRA NAHIME  
Departamento de Engenharia Civil / Universidade de Rio Verde

Ilha Solteira, 03 de agosto de 2018

Dedico esse trabalho,

À minha Mãe Iracema, uma grande guerreira e minha heroína, pela educação e apoio incondicional ao longo desse trabalho e de toda minha vida.

À minha Irmã Laís pelo apoio, incentivo e companheirismo constantes em toda minha vida acadêmica e pessoal.

Ao meu Pai Claudinê pelo apoio e incentivo.

À minha namorada Josiane e a todos os meus Amigos(as) pelo apoio e torcida.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu Orientador Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella pela orientação, dedicação, ensinamentos e apoio no decorrer desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Aparecido Carlos Gonçalves pela orientação e, posterior coorientação, no decorrer do desenvolvimento desse trabalho e ao longo de todas as etapas desse Doutorado.

Ao Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu pela ajuda no decorrer do desenvolvimento desse trabalho.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Capes – pela concessão de bolsa de estudos.

Ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNESP-Campus de Ilha Solteira pela estrutura e recursos disponibilizados ao longo da execução do trabalho.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP-Campus de Ilha Solteira, especialmente ao técnico Diego de Alcântara, pelos serviços, consultorias e auxílios prestados no decorrer do trabalho.

“Se você estiver atravessando o Inferno,  
continue indo”.

Winston Churchill

## RESUMO

Dentre os diversos aços ferramenta disponíveis atualmente, encontra-se o aço VP 100, aço ferramenta de estrutura bainítica empregado no setor de fabricação de moldes e matrizes. A literatura traz diversos estudos acerca desse aço frente à processos de usinagem. Entretanto, poucos estudos tratam do comportamento desse aço frente a utilização, direta ou indireta, de processos de soldagem. Desse modo, esse trabalho analisou a influência na estrutura e, nas propriedades mecânicas (dureza e taxa de desgaste) superficiais, do aço VP 100 quando submetido a um processo de tratamento térmico superficial. O processo de tratamento térmico superficial foi realizado através da execução de sucessivos cordões de solda, autógenos, na superfície do material, por meio de um sistema de laser de estado sólido Nd:YAG na condição pulsado. O aço VP 100 foi inicialmente investigado quanto a presença de isotropia em sua estrutura, visando excluir a direção adotada para tratamento térmico como fator influenciador nos resultados. Com uma estrutura visualmente semelhante em todas as direções e, com valores de dureza médios muito próximos entre direções, a direção adotada foi excluída como fator de influência no processo. Em seguida, realizou-se cordões de solda, autógenos, em seis condições distintas (SG, AR, N, N1, N2 e N3), analisados posteriormente através de ensaios de microdureza Vickers, para determinação da melhor condição para execução do tratamento térmico. As condições N1, N2 e N3 (todas com utilização de gás nitrogênio), apresentaram os melhores resultados de dureza (superficialmente e na faixa de profundidade de 0,30 mm), sendo escolhidas para a execução do tratamento térmico. Os corpos de prova tratados termicamente foram analisados através de difratogramas de raios-x e réplica por extração de carbono. Em nenhuma das duas análises houve a detecção da formação de nitretos no metal pós-tratamento. Ainda acerca dos difratogramas de raios-x, os dados obtidos mostraram a mudança da estrutura do material, de bainítica para martensítica, e a redução do tamanho dos cristalitos nas três condições. Os ensaios de taxa de desgaste mostraram melhores resultados para as condições de maior dureza, com melhores resultados na condição N3. Por fim, a condição N3 foi estipulada como a melhor condição, dentre as analisadas, para realização de tratamento térmico superficial no aço VP 100, apresentando além de uma elevação na dureza, uma baixa taxa de desgaste, fatores atribuídos à formação de uma estrutura martensítica, redução do tamanho dos cristalitos e intersticialização de nitrogênio no metal pós-tratamento térmico.

**Palavras-chave:** Têmpera. Dureza. Réplica. Desgaste. Nitrogênio.



## ABSTRACT

Among the steels currently available, is steel VP 100, a tool steel used in the mold and matrix manufacturing sector. There are many research on the machining process forward in this steel. However, few studies deal with work from this steel versus a direct or indirect use of welding processes. In this way, this work analyzed the influence on the structure and, under the mechanical conditions (hardness and wear rate), of the VP 100 steel when subjected to a superficial thermal treatment process. The surface heat treatment process was performed through the execution of successive weld beads, autogenous, on the surface of the material by means of a Nd: YAG solid state laser system in pulsed condition. The VP 100 steel was first investigated for the presence of isotropy in its structure, aiming the analysis if the direction took adopted for the heat treatment as an influencing factor in the results. With a visually similar structure in all directions and, with the average hardness values very close between the directions, the adopted direction was excluded as a factor of influence in the process. In the next step, weld beads, autogenous, were produced in six different condition (SG, AR, N1, N2 and N3), posterior analyzed by means of Vickers microhardness tests to determine the best condition for heat treatment. The N1, N2 and N3 conditions (all using nitrogen gas) presented the best hardness results (superficially and in the depth range of 0.30 mm), being chosen for the execution of the thermal treatment. The thermally treated specimens were analyzed by x-ray diffraction and replication by carbon extraction. In none of the two analyzes was the detection of nitride formation in the metal after treatment. Still about the x-ray diffractograms, the data obtained showed the change in the structure of the material, from bainitic to martensitic, and the reduction of the size of the crystallites in the three conditions. The wear rate tests showed better results for the best hardness conditions, with better results in the N3 condition. Finally, the condition N3 was stipulated as the best parameters, among the analyzed ones, for the accomplishment of superficial thermal treatment in the steel VP 100, presenting a rise in the hardness besides a low rate of wear, factors attributed to the formation of a martensitic structure, crystallite size reduction and nitrogen interstitialization in the post-heat treatment metal.

**Keywords:** Tempering. Toughness. Replica. Wear. Nitrogen.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1-</b>	Mapa dos diferentes processos de materiais a laser em função da densidade de potência e do tempo.....	23
<b>Figura 2-</b>	Cristais de Nd:YAG utilizados em lasers de estado sólido.....	28
<b>Figura 3-</b>	Intensidade da potência e, geometria dos cordões de solda obtidos nas respectivas intensidades, para soldagem com fontes de calor tradicionais.....	30
<b>Figura 4-</b>	Coefficiente de absorção da energia do laser no metal, tal como aço ou ligas de alumínio, como uma função da temperatura.....	32
<b>Figura 5-</b>	Ilustração esquemática do fenômeno de ponto e cordão de solda com laser pulsado e contínuo, mostrando a condução de calor em penetração rasa e profunda dependendo da intensidade da potência do laser.....	32
<b>Figura 6-</b>	Ilustração das definições de soldagem por modo de condução de calor e modo “keyhole”.....	33
<b>Figura 7-</b>	Diagrama esquemático do sistema Fe-C.....	37
<b>Figura 8-</b>	Distribuição da energia do feixe de laser na peça tratada.....	38
<b>Figura 9-</b>	Diagramas pseudobinário Fe-Cr-C: (a) 5% de cromo (I) e (b) 13% de cromo (II).....	41
<b>Figura 10-</b>	Diagrama de tempo-temperatura de austenitização, aquecimento contínuo para um aço hipereutetóide.....	42
<b>Figura 11-</b>	Efeito da taxa de aquecimento e da temperatura de austenitização na dureza do aço hipereutetóide após têmpera.....	43
<b>Figura 12-</b>	Dureza do aço ferramenta AISI D2 em função da temperatura de austenitização e do tempo de encharque.....	44

<b>Figura 13-</b>	Micrografia por transmissão de elétrons mostrando a estrutura da bainita. Um grão de bainita passando do canto esquerdo inferior para o canto direito superior. Consiste de partículas alongadas de Fe <sub>3</sub> C em forma de agulhas com uma matriz ferrítica, com uma fase martensítica circundando a bainita.....	47
<b>Figura 14-</b>	Representação esquemática das estruturas da bainita inferior e superior.....	47
<b>Figura 15-</b>	Diagrama de transformação isothermal para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide, incluindo as transformações austenita para perlita (A-P) e austenita para bainita (A-B).....	48
<b>Figura 16-</b>	Posições intersticiais para a ferrita. (Esquerda) Interstícios tetraédricos e (Direita) Interstícios Octaédricos.....	50
<b>Figura 17-</b>	Posições intersticiais para a austenita. (Esquerda) Interstícios Octaédricos e (Direita) Interstícios Tetraédricos.....	50
<b>Figura 18-</b>	Representação esquemática, com ordem de execução, das etapas de realização do procedimento de réplica por extração de carbono.....	52
<b>Figura 19-</b>	Amostras confeccionadas à partir do metal base para investigação micrográfica da estrutura do metal base: (A) prisma do qual se originaram as amostras de cada direção e (B) amostras obtidas de acordo com a direção estabelecida no prisma original.....	54
<b>Figura 20-</b>	Câmera de ampliação digital USB modelo TL011.....	55
<b>Figura 21-</b>	Sistema de laser de estado sólido de Nd:YAG, modelo UW 150A. (Esquerda) visão geral do sistema laser e (Direita) ampliação do detalhe destacado.....	56
<b>Figura 22-</b>	Esquema representativo do processo de soldagem empregado nos corpos de prova SG, AR e N.....	57
<b>Figura 23-</b>	Corte transversal realizado nas amostras após o processo de soldagem: (A) vista superior indicando o corte A-A realizado na peça e (B) peça seccionada transversalmente após o corte.....	57
<b>Figura 24-</b>	Durômetro, modelo DUH-211S.....	58

<b>Figura 25-</b>	Esquema de pontos de medição de dureza Vickers em cada direção do metal base.....	59
<b>Figura 26-</b>	Detalhamento da configuração de medição de dureza em cada cordão de solda produzido.....	59
<b>Figura 27-</b>	Corpos de prova produzidos para realização de análise de difração de raios-x: (MB) metal base e T1, T2 e T3 (corpos de prova submetidos a têmpera superficial nas condições de soldagem N1, N2 e N3, respectivamente).....	61
<b>Figura 28-</b>	Esquema representativo, do processo de têmpera superficial com laser, realizado em um dos corpos de prova submetidos às análises de raios-x.....	62
<b>Figura 29-</b>	Corpo de prova submetido ao processo de têmpera superficial com feixe laser: (Esquerda) antes do processo e (Direita) após o processo.....	62
<b>Figura 30-</b>	Corpo de prova nas duas condições analisadas no ensaio de raios-x: (Esquerda) Diretamente oriundo do processo de têmpera superficial com laser e (Direita) Preparado por processo de preparação metalográfica convencional.....	63
<b>Figura 31-</b>	Corpos de prova T1, T2 e T3 após a revelação da estrutura superficial. Ataque: Nital 5%.....	64
<b>Figura 32-</b>	Corpo de prova utilizado no procedimento de extração por réplica de carbono. (Esquerda) Corpo de prova após recobrimento com camadas sucessivas de carbono e (Direita) Corpo de prova após processo de filetagem da camada de carbono depositada em sua superfície.....	65
<b>Figura 33-</b>	Corpo de prova utilizado no procedimento de extração por réplica de carbono. (Esquerda) Corpo de prova submerso em ataque Nital 5%, para desprendimento da camada de carbono depositada na superfície do corpo de prova e (Direita) Camada de carbono após desprendimento da superfície do corpo de prova.....	65

<b>Figura 34-</b>	Porta amostra de vidro fabricado para acomodação da camada de carbono coletada após a realização de ataque para desprendimento à partir da superfície do corpo de prova. (Esquerda) Corpo de prova confeccionado e (Direita) Corpo de prova confeccionado, após usinagem do rebaixo côncavo para acomodação da camada de carbono coletada.....	66
<b>Figura 35-</b>	Porta amostra após alocação da camada de carbono desprendida da superfície do corpo de prova. (Esquerda) Porta amostra com camada de carbono desprendida depositada e (Direita) Detalhe do ressalto contendo a camada de carbono desprendida depositada.....	66
<b>Figura 36-</b>	Ensaio de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa, com destaque para interação esfera x corpo de prova.....	68
<b>Figura 37-</b>	Corpos de prova D1, D2 e D3. (Esquerda) Após processo de têmpera superficial com feixe laser e (Direita) após processo de lixamento com lixa d'água de granulometria #120.....	69
<b>Figura 38-</b>	Imagens obtidas em regiões distintas do corpo de prova da direção Azul do metal base. Aumento: 36X. Ataque: reagente Villela.....	70
<b>Figura 39-</b>	Imagens obtidas em regiões distintas do corpo de prova da direção Vermelha do metal base. Aumento: 43X. Ataque: reagente Villela.....	70
<b>Figura 40-</b>	Imagens obtidas em regiões distintas do corpo de prova na direção Verde do metal base. Aumento: 36X. Ataque: reagente Villela.....	71
<b>Figura 41-</b>	(Esquerda) Prima de metal base apresentando as direções Azul, Vermelha e Verde analisadas. (Direita) Elemento cúbico representativo da estrutura micrográfica do metal base.....	71
<b>Figura 42-</b>	Micrografias das 3 direções do metal base. De cima para baixo: Azul, Vermelha e Verde. Aumento 250X. Ataque: Nital 5%.....	72

<b>Figura 43-</b>	Micrografias eletrônicas do metal base, com acompanhamento da região destacada, conforme aumento da ampliação. Ampliação das imagens: (A) 200X (B) 1000X (C) 2500X (D) 5000X. Ataque: reagente Villela. Imagem gerada por detecção de elétrons secundários.....	73
<b>Figura 44-</b>	Valores de dureza x medição para cada direção analisada no metal base.....	75
<b>Figura 45-</b>	Valores de dureza x medição para cada direção analisada no metal base, juntamente com uma curva representando a média de dureza, ponto a ponto, entre as três direções (azul, vermelha e verde).....	75
<b>Figura 46-</b>	Cordões de solda realizados na condição SG, AR e N. Da esquerda para direita: cordão 1, 2 e 3. Ataque: reagente Villela.....	76
<b>Figura 47-</b>	Valor de dureza média global para o metal base e valores de dureza superficial média global para as condições de soldagem SG, AR e N.....	79
<b>Figura 48-</b>	Valores de dureza central média para cada cordão de solda realizado nas condições SG, AR e N.....	82
<b>Figura 49-</b>	Valor de dureza média global para o metal base e valores de dureza central média global para as condições de soldagem SG, AR e N.....	82
<b>Figura 50-</b>	Secções de medição dos cordões realizados nas condições de soldagem N1, N2 e N3. Linhas (de cima para baixo): condição N1, N2 e N3. Colunas (da esquerda para direita): secção 1, 2 e 3. Ataque: Nital 5%.....	85
<b>Figura 51-</b>	Valor de dureza superficial média global para as condições de soldagem N, N1, N2 e N3.....	88
<b>Figura 52-</b>	Dureza descendente central para as 6 primeiras medidas de profundidade para os 3 cordões de solda realizados na condição N e para cada secção dos cordões realizados nas condições N1, N2 e N3.....	91

<b>Figura 53-</b>	Valores de dureza central descendente média global para as 6 primeiras medidas dos metais de solda nas condições N, N1, N2 e N3.....	92
<b>Figura 54-</b>	Valores de dureza média global para o metal base e dureza superficial média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3.....	93
<b>Figura 55-</b>	Valores de dureza média global para o metal base e dureza descendente central média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3. As durezas descendentes referem-se à uma profundidade de aproximadamente 0,30 mm à partir da superfície dos cordões de solda.....	94
<b>Figura 56-</b>	Difratogramas de raios-x para o metal base (após processo de preparação metalográfica convencional) e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo de têmpera superficial).....	96
<b>Figura 57-</b>	Difratogramas de raios-x identificando Ferrita, Martensita e Austenita.....	97
<b>Figura 58-</b>	Difratogramas de raios-x para o metal base e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (todas superfícies após processo de preparação metalográfica convencional).....	98
<b>Figura 59-</b>	Difratogramas de raios-x para o porta amostra de vidro e, para as camadas de carbono referentes às condições de têmpera superficial N1, N2 e N3.....	99
<b>Figura 60-</b>	Difratogramas de raios-x do metal base e das condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo de têmpera), sobrepostos em um único eixo. (Detalhe) Ampliação da região do primeiro pico (~ 44,55°), mostrando a região com maior variação entre as condições analisadas.....	100

<b>Figura 61-</b>	Difratogramas de raios-x do metal base e das condições de temperatura superficial N1, N2 e N3 (superfícies após processo de preparação metalográfica convencional), sobrepostos em um único eixo. (Detalhe) Ampliação da região do primeiro pico ( $\sim 44,56^\circ$ ), mostrando a região com maior variação entre as condições analisadas.....	103
<b>Figura 62-</b>	Imagens das crateras de desgaste obtidas para o metal base: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.....	105
<b>Figura 63-</b>	Imagens das crateras de desgaste obtidas para a condição de temperatura superficial N1: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.....	106
<b>Figura 64-</b>	Imagens das crateras de desgaste obtidas para a condição de temperatura superficial N2: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.....	106
<b>Figura 65-</b>	Imagens das crateras de desgaste obtidas para a condição de temperatura superficial N3: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.....	107
<b>Figura 66-</b>	Valores médios de V, para o metal base e para as condições de temperatura superficial N1, N2 e N3, para cada condição de ensaio de desgaste realizado.....	108
<b>Figura 67-</b>	Valores médios de Q, para o metal base e para as condições de temperatura superficial N1, N2 e N3, para cada condição de ensaio de desgaste realizado.....	109



## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1-</b>	Algumas propriedades do cristal de YAG.....	27
<b>Tabela 2-</b>	Tipos e características de diferentes tipos de lasers utilizados em soldagem.....	29
<b>Tabela 3-</b>	Tamanho das maiores esferas que podem ser alojadas nos interstícios de estruturas c.c.c. e c.f.c. sem distorcê-las. "r" é o raio atômico do Fe.....	51
<b>Tabela 4-</b>	Composição do aço VP 100 como recebido de fábrica (% em peso).....	54
<b>Tabela 5-</b>	Características operacionais do sistema laser de estado sólido de Nd:YAG modelo UW 150 A.....	56
<b>Tabela 6-</b>	Parâmetros utilizados na soldagem dos corpos de prova SG, AR e N.....	57
<b>Tabela 7-</b>	Parâmetros de soldagem utilizados nos corpos de prova N1, N2 e N3, comparados aos parâmetros utilizados no corpo de prova N....	60
<b>Tabela 8-</b>	Parâmetros utilizados nas duas condições de ensaios de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa conduzidos nas condições de soldagem N1, N2 e N3.....	68
<b>Tabela 9-</b>	Valores de dureza Vickers em cada direção (azul, vermelha, verde) do metal base. Valores em HV.....	74
<b>Tabela 10-</b>	Valores de dureza média ( $\pm$ desvio padrão) para cada direção do metal base. Valores em HV.....	74
<b>Tabela 11-</b>	Valores de dureza médios (M), ponto a ponto de medição, junto com os valores de desvio padrão (D), considerando-se os valores obtidos para as três direções analisadas. Valores medidos em HV.....	75
<b>Tabela 12-</b>	Valores de dureza para a superfície dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem SG. Valores em HV.....	77
<b>Tabela 13-</b>	Valores de dureza para a superfície dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem AR. Valores em HV.....	77

<b>Tabela 14-</b>	Valores de dureza para a superfície dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem N. Valores em HV.....	78
<b>Tabela 15-</b>	Valores de durezas médias globais para o metal base e para as superfícies dos metais de solda nas condições SG, AR e N. Valores em HV.....	78
<b>Tabela 16-</b>	Valores de ganho de dureza superficial, em relação à dureza global média do metal base, das condições de soldagem SG, AR e N.....	80
<b>Tabela 17-</b>	Valores de dureza no centro dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem SG. Valores em HV. Valores medidos da esquerda para a direita nas imagens.....	81
<b>Tabela 18-</b>	Valores de dureza no centro dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem AR. Valores em HV. Valores medidos da esquerda para a direita nas imagens.....	81
<b>Tabela 19-</b>	Valores de dureza no centro dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem N. Valores em HV. Valores medidos da esquerda para a direita nas imagens.....	81
<b>Tabela 20-</b>	Valores de dureza média global para o metal base e para as regiões centrais dos metais de solda nas condições SG, AR e N. Valores em HV.....	82
<b>Tabela 21-</b>	Valores de ganho de dureza central, em relação à dureza global média do metal base, das condições de soldagem SG, AR e N.....	83
<b>Tabela 22-</b>	Valores de dureza descendente central dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem SG. Valores em HV.....	83
<b>Tabela 23-</b>	Valores de dureza descendente central dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem AR. Valores em HV.....	84
<b>Tabela 24-</b>	Valores de dureza descendente central dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem N. Valores em HV.....	84
<b>Tabela 25-</b>	Valores de dureza na superfície nas 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N1. Valores em HV.....	86
<b>Tabela 26-</b>	Valores de dureza na superfície nas 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N2. Valores em HV.....	86

<b>Tabela 27-</b>	Valores de dureza na superfície nas 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N3. Valores em HV.....	87
<b>Tabela 28-</b>	Valores de dureza superficial média global para as condições N, N1, N2 e N3. Valores em HV.....	88
<b>Tabela 29-</b>	Ganhos percentuais das durezas superficiais das condições N1, N2 e N3, quando tomadas por base as durezas médias globais do metal base e superficial da condição N.....	89
<b>Tabela 30-</b>	Valores de dureza descendente central das 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N1. Valores em HV.....	89
<b>Tabela 31-</b>	Valores de dureza descendente central das 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N2. Valores em HV.....	90
<b>Tabela 32-</b>	Valores de dureza descendente central das 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N3. Valores em HV.....	90
<b>Tabela 33-</b>	Valores de dureza descendente central média global para as 6 primeiras medidas das condições N, N1, N2 e N3. Valores em HV.....	92
<b>Tabela 34-</b>	Valores de ganhos percentuais da dureza descendente central média global para as 6 primeiras medidas dos metais de solda nas condições N1, N2 e N3, quando tomadas por base os valores da dureza média global do metal base e da dureza descendente central média global das 6 primeiras medidas da condição N.....	92
<b>Tabela 35-</b>	Valores de ganhos percentuais da dureza superficial média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3, quando tomada por base o valor de dureza média global do metal base.....	93
<b>Tabela 36-</b>	Valores de ganhos percentuais da dureza descendente central média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3, quando tomada por base o valor de dureza média global do metal base. As durezas descendentes referem-se à uma profundidade de aproximadamente 0,30 mm à partir da superfície dos cordões de solda.....	94

<b>Tabela 37-</b>	Parâmetros utilizados na execução do cálculo, juntamente com valor calculado, para o tamanho do cristalito, através da equação de Scherrer e, a taxa de redução em relação ao valor obtido para o metal base, para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo de têmpera superficial).....	101
<b>Tabela 38-</b>	Parâmetros utilizados na execução do cálculo, juntamente com valor calculado, para o tamanho do cristalito, através da equação de Scherrer e, a taxa de redução em relação ao valor obtido para o metal base, para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies após processo de preparação metalográfica convencional).....	104
<b>Tabela 39-</b>	Valores de d, para cada medição, de cada repetição, para cada condição de ensaio de desgaste realizado, no metal base e nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3. Valores em mm....	107
<b>Tabela 40-</b>	Valores de V, para cada medição, de cada repetição, para cada condição de ensaio de desgaste realizado, no metal base e nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3. Valores em [mm <sup>3</sup> x 10 <sup>-4</sup> ].....	107
<b>Tabela 41-</b>	Valores de Q, para cada medição, de cada repetição, para cada condição de ensaio de desgaste realizado, no metal base e nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3. Valores em [mm <sup>3</sup> /m x 10 <sup>-7</sup> ].....	108
<b>Tabela 42-</b>	Valores médios (média ± desvio padrão) de d, V e Q, para cada condição de ensaio de desgaste realizado no metal base e nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3.....	108
<b>Tabela 43-</b>	Valores comparativos, de redução percentual, entre os valores de Q nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, quando tomada como base o valor de Q para o metal base.....	110

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	21
1.1	OBJETIVOS	22
<b>2</b>	<b>REVISÃO DA LITERATURA</b>	23
2.1	ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES A LASER	23
2.2	LASER	25
<b>2.2.1</b>	<b>Histórico</b>	25
<b>2.2.2</b>	<b>Fundamentos do laser</b>	26
<b>2.2.3</b>	<b>Evolução industrial do laser</b>	26
<b>2.2.4</b>	<b>Laser Nd:YAG</b>	27
2.3	SOLDAGEM A LASER	29
<b>2.3.1</b>	<b>Modos de soldagem a laser</b>	31
<b>2.3.2</b>	<b>Modo “keyhole”</b>	33
2.4	METALURGIA DA TÊMPERA	34
<b>2.4.1</b>	<b>Têmpera superficial a laser</b>	36
<b>2.4.2</b>	<b>Têmpera superficial a laser em aços ferramenta</b>	40
2.5	AÇO VP 100	45
<b>2.5.1</b>	<b>Histórico</b>	45
<b>2.5.2</b>	<b>Estrutura bainítica</b>	46
2.6	NITROGÊNIO – SOLUÇÃO SÓLIDA INTERSTICIAL	49
2.7	RÉPLICA POR EXTRAÇÃO DE CARBONO	51
2.8	CRISTALITO	52
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	54
3.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO METAL BASE	54
3.2	CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO SUPERFICIAL: SG, AR E N	55
3.3	DUREZA	58
<b>3.3.1</b>	<b>Dureza – metal base</b>	58
<b>3.3.2</b>	<b>Dureza do metal de solda – condições SG, AR e N</b>	59
3.4	CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO SUPERFICIAL: N1, N2 E N3	60
<b>3.4.1</b>	<b>Dureza do metal de solda – condições N1, N2 e N3</b>	60
3.5	SÍNTESE DOS DADOS DE DUREZA	61
3.6	ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	61
3.7	RÉPLICA POR EXTRAÇÃO DE CARBONO	64
3.8	CÁLCULO DO TAMANHO DO CRISTALITO	67
3.9	CÁLCULO DA TAXA DE DESGASTE	68
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	70
4.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO VP 100	70
4.2	DUREZA	74
<b>4.2.1</b>	<b>Dureza – metal base</b>	74
<b>4.2.2</b>	<b>Dureza – metal de solda – condições SG, AR e N</b>	76
<b>4.2.2.1</b>	<b><i>Superfície</i></b>	77

4.2.2.2	<i>Centro horizontal</i>	80
4.2.2.3	<i>Descendente central</i>	83
4.2.3	<b>Dureza – metal de solda – condições N1, N2 e N3</b>	85
4.2.3.1	<i>Superfície</i>	86
4.2.3.2	<i>Descendente central</i>	89
4.2.4	<b>Síntese dos resultados de dureza</b>	92
4.3	<b>ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X</b>	95
4.3.1	<b>Corpos de prova diretamente oriundos do processo de têmpera</b>	95
4.3.2	<b>Corpos de prova após processo de preparação metalográfica convencional</b>	98
4.4	<b>RÉPLICA POR EXTRAÇÃO DE CARBONO</b>	99
4.5	<b>CÁLCULO DO TAMANHO DO CRISTALITO</b>	100
4.5.1	<b>Corpos de prova diretamente oriundos do processo de têmpera</b>	100
4.5.2	<b>Corpos de prova após processo de preparação metalográfica convencional</b>	102
4.6	<b>TAXA DE DESGASTE</b>	105
5	<b>CONCLUSÕES</b>	111
5.1	<b>SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	112
	<b>REFERÊNCIAS</b>	113

## 1 INTRODUÇÃO

A indústria de moldes para injeção de plásticos constitui um setor crescente devido ao fato da grande difusão do uso de partes plásticas em outros setores da indústria. Tais moldes são manufaturados a partir de barras de aço, fundidas e laminadas, cujas cavidades são geradas por operações de usinagem, que representam grande parte do tempo de manufatura e do preço final do molde, de modo que o aço possui mais influência no preço final do molde devido a sua usinabilidade do que devido ao preço do material bruto. A obtenção de boas peças está ligado diretamente à bons moldes, uma vez que qualquer imperfeição será replicada na peça<sup>1</sup>. Moldes para plástico devem possuir resistência mecânica aliada à temperabilidade, usinabilidade, polibilidade, resposta à texturização, soldabilidade, condutividade térmica, resposta à tratamentos de superfície e facilidade de recepção de eletroerosão. Resposta à nitretação, reparo por solda e resistência à corrosão também são fatores importantes<sup>2</sup>. Nesse cenário, o aço ferramenta VP 100 desenvolvido pela Villares Metals, vem ganhando grande destaque mercadológico.

Esse aço, desenvolvido com elementos microligantes como titânio e vanádio, oferece propriedades diferenciadas quando comparado à outros aços nas aplicações de moldes, porta moldes e, outros dispositivos que necessitam de alta resistência, com aproximadamente 32 HRC (Rockwell C) de dureza e a uma boa qualidade superficial. A comparação de propriedades é um fator importante quando da seleção de um material para ser utilizado na fabricação de um molde, sendo a dureza do material uma propriedade importante a ser considerada na hora da escolha de um aço. Aços com dureza entre 38 – 42 HRC são utilizados em moldes que requerem mais força, além de a dureza implicar em um maior aumento na polibilidade do aço, permitindo obter moldes para partes plásticas que requeiram aspectos translúcidos, tais como máscaras de faróis de carros, que necessitam possuir transparência tão alta como a obtida com vidro<sup>1</sup>.

Entretanto, a indústria atual não pode se prender apenas às propriedades dos materiais oriundas de sua fabricação, de modo que, a busca por melhoria nas propriedades físico-químicas dos materiais é algo de grande destaque no cenário de pesquisa atual. Dentre as diversas formas de alteração de propriedades, uma que vem ganhando grande destaque é a utilização de sistemas laser, como no caso de Writzl<sup>4</sup>, que estudou parâmetros de têmpera superficial a laser por diodo na microestrutura de aços ferramenta para trabalho a frio.

Essa opção pelos sistemas lasers decorre de fatores tais como: velocidade de processamento em dimensões pequenas e possibilidade de concentração do processo em apenas

regiões específicas das peças tratadas, sendo ambos os fatores atrelados à uma deformação térmica quase ínfima, quando comparada à outros processos, permitindo assim sua aplicação nas peças já em seu estágio final, sem prejuízo nas dimensões finais do produto.

Embora o aço ferramenta VP 100 apresente diversos trabalhos na literatura<sup>1,27,38</sup> relativos às suas características e comportamento frente à processos de usinagem, esse mesmo material sofre uma carência de estudos relativos às suas características e comportamento frente à processos de soldagem (ou que se utilizem dela). Um exemplo de pioneirismo nessa frente de é o estudo de Franco et al.<sup>3</sup> que desenvolveram um trabalho onde avaliam o aço VP 100 quando submetido à soldagem TIG na condição “*bead on plate*”.

## 1.1 OBJETIVOS

Desse modo, esse trabalho teve por objetivo geral a análise da influência decorrente da realização de tratamento térmico superficial, através da utilização de um feixe laser de estado sólido (Nd:YAG), na condição pulsado, no aço ferramenta VP 100.

Dentro desse escopo, os objetivos específicos do trabalho englobaram:

- análise da variação de dureza, superficial e em uma faixa de profundidade de 0,30 mm à partir da superfície, no aço VP 100, após o tratamento térmico superficial empregado.
- análise da alteração de estrutura do aço VP 100, por meio de realização de difratograma de raios-x, após o tratamento térmico superficial empregado.
- análise da formação de nitretos no aço VP 100, por meio de realização de difratograma de raios-x e réplica por extração de carbono, após o tratamento térmico superficial empregado.
- análise da variação do tamanho médio do cristalito no aço VP 100, por meio de realização de difratograma de raios-x, após o tratamento térmico superficial empregado.
- análise da variação da taxa de desgaste do aço VP 100, por meio de ensaio de desgaste por esfera rotativa fixa, após o tratamento térmico superficial empregado.



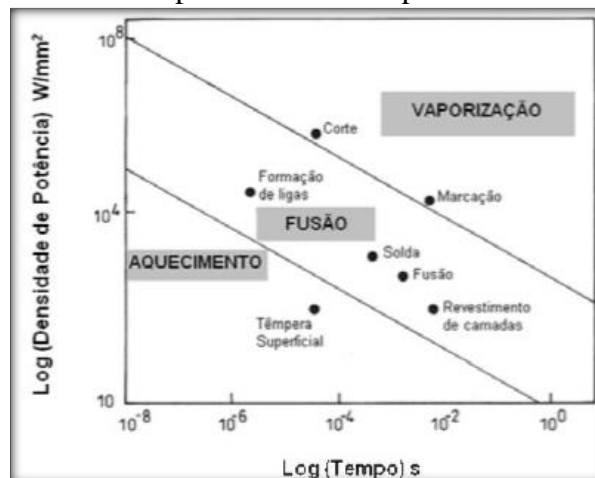
## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES A LASER

Os tratamentos superficiais por laser são hoje uma realidade industrial, com diversas aplicações, mas com o mesmo objetivo de melhorar certas propriedades superficiais dos materiais tais como: mecânica (dureza, resistência a fadiga); tribológica (atrito, desgaste) e química (corrosão). A percepção destes benefícios levou a criação de mais um ramo dentro da engenharia, a engenharia de superfície.<sup>4</sup>

Os processos da engenharia de superfície a laser são divididos em dois grandes grupos: o primeiro sendo de aplicações que requerem energia/potência limitadas e que não causam mudança significativa de fase e/ou estado físico, e, o segundo que engloba aplicações que requerem uma quantidade substancial de energia para induzir as transformações de fase e/ou estado físico. O primeiro grupo inclui o recozimento e gravura de semicondutores, a cura de polímeros, a marcação de componentes de circuitos integrados, etc. O segundo grupo abrange corte, soldagem, fusão, tratamentos térmicos, etc. Para o segundo grupo, a potência/eficiência do laser e o tempo de interação são cruciais, pois os processos envolvem mudanças de fase única ou múltipla dentro de muito pouco tempo. Devido ao elevado requisito de energia, para este grupo de operações, os lasers de CO<sub>2</sub> e Nd:YAG se tornam a melhor escolha. O domínio dos diferentes processos de materiais a laser está em função da aplicação adequada da densidade de potência (energia por área) e sua interação com o tempo (Fig. 1).<sup>5</sup>

Figura 1- Mapa dos diferentes processos de materiais a laser em função da densidade de potência e do tempo.



Fonte: Maillet (1987).

Da análise da Fig. 1 pode-se concluir que é possível obter processos de aquecimento, fusão e vaporização por meio do ajuste da densidade de potência e do tempo, de acordo com o objetivo do tratamento desejado. Os processos que envolvem vaporização, que se encontram na região direita superior da Fig. 1 como o corte e a marcação a laser, determinam um aquecimento do material muito acima do ponto de fusão, removendo material no estado de vapor. Processos de vaporização necessitam de uma densidade de potência e de um ciclo de tempo maiores do que os processos de fusão e aquecimento. Já os processos de fusão, na região intermediária da Fig. 1, como formação de ligas, solda e revestimento de camadas determinam um aquecimento à temperaturas um pouco acima do ponto de fusão do material e requerem maiores densidades de potência do que nos processos de aquecimento. Na região esquerda inferior da Fig. 1, processos de aquecimento, como a têmpera superficial, requerem menor densidade de potência e menor tempo de interação do feixe com o material do que os processos de fusão e vaporização, sem chegar à fusão<sup>6</sup>. A densidade de potência utilizada para o processo de têmpera a laser é muito menor do que a densidade de potência utilizada para corte e solda, podendo variar de 1000 a 2000 W/cm<sup>2</sup>, e ocasionalmente potências bem maiores como 5000 W/cm<sup>2</sup> e bem menores como 500 W/cm<sup>2</sup>.<sup>7</sup>

Processos como a galvanização, revestimento por difusão, a carburação, a nitretação e a têmpera a chama/por indução possuem várias limitações, como o alto consumo de energia e material, baixa precisão e flexibilidade, falta de alcance de automatização/improvisação e exigência de um esquema de tratamento térmico complexo<sup>5</sup>. Ainda na têmpera a chama é difícil o controle da temperatura, podendo ocorrer superaquecimento do material quando um ciclo de aquecimento lento é empregado ou ainda, não obtenção da dureza e uniformidade desejados na superfície, quando da aplicação de um ciclo de aquecimento muito rápido<sup>7</sup>. O feixe do laser utilizado nos processos da engenharia de superfícies tem capacidade de modificar a camada dos materiais em uma profundidade de 0,01 a 5 mm, dependendo dos parâmetros do processo, embora profundidades de 0,05 mm a 1 mm sejam as mais comuns de serem produzidas<sup>8</sup>. O aumento da demanda no processamento de materiais a laser pode ser atribuído às suas vantagens exclusivas de alta produtividade, eliminação de grande parte da operação de acabamento, custo reduzido, possibilidade de automação do processo, produtos com maior qualidade e a geração de uma mínima zona termicamente afetada (ZTA).

## 2.2 LASER

### 2.2.1 Histórico

No começo do século 20, Albert Einstein revolucionou o mundo com o estudo e desenvolvimento de teorias acerca da explicação dos fenômenos físicos e sua natureza. Em 1917, ele introduziu o conceito de emissão estimulada, a qual se refere ao fato de que um fóton de luz pode produzir outro fóton de luz com a mesma fase, frequência, polarização e direção de viagem pela perturbação de um elétron que já esteja em um estado de energia excitado. O fóton perturbado não é destruído e, além disso, o processo pode servir como um tipo de amplificação óptica. Esse conceito serviu como a base de desenvolvimento do LASER (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation – Amplificação de Luz por Emissão de Radiação Estimulada).<sup>9</sup>

Em 1958, um trabalho publicado por Arthur Schawlow and Charles Townes descreveu o potencial da construção de aparelhos para produção de luz coerente e monocromática a partir de emissão estimulada nos comprimentos de onda ultravioleta, visível e infravermelha. Essa publicação, e uma subsequente patente registrada em 1960 cimentaram o status desses dois cientistas como os inventores do laser<sup>9</sup>. Entretanto, foi apenas em 1960 que Theodore Maiman construiu e demonstrou o primeiro sistema de laser operacional baseado em um cristal de rubi<sup>9</sup>. Logo em seguida a introdução do primeiro laser por Maiman, em 1960, ocorreu uma evolução muito rápida dessa nova tecnologia caracterizada pela constante progressão de técnicas e aplicações, dispositivos cada vez mais eficientes, menores e mais baratos, e a introdução de novos comprimentos de ondas.<sup>10</sup>

Diversos outros tipos de lasers foram investigados logo em seguida, com o primeiro laser de fibra sendo demonstrado por Elias Snitzer em 1961, e o primeiro laser de diodo direto sendo demonstrado por Robert Hall, Gunther Fenner e parceiros em 1962. Foi apenas em 1964 que as tecnologias dominantes hoje foram inventadas. O laser de Nd:YAG, com emissão de energia luminosa em um comprimento de onda de 1064 nm foi descrito por J. E. Geusic, H. M. Marcos e L. G. Van Uitert. O laser de CO<sub>2</sub>, com emissão em um comprimento de onda de 10.6 μm, foi descrito por C. K. N. Patel.<sup>9</sup>

### 2.2.2 Fundamentos do laser

A emissão estimulada é o princípio físico que permitiu a invasão dos lasers. Albert Einstein, por meio do estudo iniciado por Planck sobre distribuição espectral da radiação do corpo negro e da concepção do efeito fotoelétrico, afirmou que a quantização da energia dos osciladores harmônicos poderia também ser estabelecida como se a luz consistisse de quanta de energia. Desta forma, a luz abordada como fenômeno ondulatório passou a ser descrita como constituída de pequenas partículas de energia eletromagnética-fótons. Novamente, Einstein estudou a interação dos átomos com a luz e introduziu o conceito de emissão estimulada, além do já existentes, absorção (estimulada) e decaimento espontâneo.

Para obter a ação laser é necessário manter uma taxa de emissão estimulada maior que as taxas de absorção e emissão espontânea, ou seja, o número de fótons deve ser grande, como também, garantir um maior número de átomos no estado excitado ( $Z_2 > Z_1$ ). O elétron no nível 2 (excitado) apresenta uma forte tendência a retornar ao nível 1 (fundamental) e quando exposto a um agente (fóton) externo produzirá outro fóton (luz) idêntico com a mesma energia e em fase. Portanto, a luz que é propiciada pela emissão, em virtude dos elétrons excitados decaírem dos seus maiores níveis energéticos de forma estimulada, será um feixe laser ao amplificar este fenômeno, por meio do uso de espelhos para realimentar os fótons neste meio e provocar a interação com os átomos. Basicamente, a geração do laser necessita de um meio ativo, um sistema de bombeamento e um ressonador óptico.<sup>11-13</sup>

### 2.2.3 Evolução industrial do laser

Ao longo de três décadas, após seu descobrimento, a tecnologia laser era restrita a aplicações em laboratórios de pesquisa e pouco apropriada à rotina industrial pela baixa confiabilidade e durabilidade do equipamento da época. A partir dos anos 90, com a evolução da eletrônica e o desenvolvimento da engenharia, direcionada especificamente a construção de lasers, estes equipamentos tornaram-se mais confiáveis e conquistaram espaço em diversos setores de aplicação, com grande destaque e aplicação nos setores médico/odontológico. A estabilidade alcançada em virtude do avanço tecnológico proporcionou um amadurecimento da indústria ótico-eletrônica e laser, mas ainda é prematuro afirmar que suas bases mercadológicas estão consolidadas, particularmente quando comparada a história comercial automobilística e aeronáutica. Segundo especialistas do mercado financeiro, o setor está em fase inicial e

conforme adquire um maior papel no mercado global, torna-se sujeito aos fatores macroeconômicos, podendo ser afetado pelas taxas e juros, taxas de câmbio, balanços comerciais da bolsa, preços do petróleo, entre outros.

Atualmente, o laser é causa de uma profunda revolução no setor de manufatura. Um de seus grandes usos atuais se encontra em sua utilização para cortes, que exijam elevada precisão, em diversos ramos industriais. Sua versatilidade o torna uma alternativa atraente para diversos problemas de difícil solução, apresentando ainda qualidade custos e produtividade bastante compensadores. O cenário global da produção e aquisição dos sistemas a laser está concentrado na maior parte entre América do Norte e Europa, já mais recente, a China começa a conquistar boa projeção mundial. Os tipos de lasers, na área industrial de processamento de materiais, com maior projeção no momento são o laser de Nd:YAG e o laser de CO<sub>2</sub>.

#### 2.2.4 Laser Nd:YAG

O laser de Nd:YAG está inserido dentre os lasers considerados de estado sólido. O termo YAG, do inglês yttrium aluminium garnet (Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>), é um material (Tabela 1) do grupo das granadas comumente utilizado como base em vários lasers de estado sólido.

Tabela 1- Algumas propriedades do cristal de YAG.

Fórmula	Y <sub>3</sub> Al <sub>5</sub> O <sub>12</sub>
Peso Molecular	596,7
Estrutura do Cristal	Cúbica
Dureza	8 – 8,5 (Mohs)
Ponto de Fusão	1950°C
Densidade	4,55 g/cm <sup>3</sup>

Fonte: Wikipédia (2014).

Esse cristal sintético pode ser dopado com elementos do grupo dos lantanídeos, também conhecidos como terras raras, tais como neodímio (Nd) e érbio (Er), resultando em íons laser ativos chamados Nd:YAG e Er:YAG, respectivamente. O Nd:YAG ou Nd<sup>3+</sup>:Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub> (YAG dopado com neodímio) foi desenvolvido na década de 60, sendo atualmente o meio de laser ativo mais amplamente utilizado em lasers de estado sólido (Fig. 2).

Figura 2- Cristais de Nd:YAG utilizados em lasers de estado sólido.



Fonte: Cryslaser (2008).

O dopante neodímio triplamente ionizado substitui uma pequena fração de íons ítrio na estrutura cristalina hospedeira, uma vez que seus tamanhos são semelhantes. São os íons de neodímio que fornecem a atividade de laser no cristal<sup>14,15</sup>. As concentrações típicas de dopagem de neodímio são da ordem de 1%. Altas concentrações de dopagem podem ser vantajosas, reduzindo a absorção de comprimento de bomba, mas também conduzir a elevadas concentrações de temperatura, do tempo de vida de estado, superiores por meio de processos de conversão ascendente. Além disso, a densidade de potência dissipada pode tornar-se demasiadamente elevada em lasers de alta potência. Convém notar que a densidade de dopagem do neodímio não tem necessariamente de ser a mesma em todas as partes, havendo cristais de laser compostos com partes dopadas e não dopadas, ou ainda peças que têm diferentes densidades dopantes.<sup>16</sup>

Os primeiros sistemas comerciais de laser Nd:YAG disponíveis eram sistemas de baixa energia de pulso<sup>9</sup>. O recente advento da nova geração de lasers de estado sólido baseados em Nd:YAG, com emissão próxima à região infravermelha (de 1,03 à 1,07  $\mu\text{m}$ ), renovou e fortaleceu amplamente o interesse do uso dessa tecnologia nos processos de soldagem<sup>17</sup>. Nos últimos anos, lasers de Nd:YAG estão comercialmente disponíveis com operação por ondas contínuas podendo entregar uma potência de até 8 kW.<sup>9</sup>

Esses lasers também possuem alto nível de confiança, com alta eficiência e alcance de ondas contínuas da ordem de kW com uma impressionante qualidade de feixe, quase atingindo o limite de difração. Comparados aos lasers de CO<sub>2</sub>, a grande habilidade dos lasers baseados em Nd:YAG reside na característica de transportar esse comprimento de onda através de fibras ópticas, oferecendo uma vantagem incomparável para aplicações industriais, particularmente quando da utilização de automação robótica. Por isso, têm-se tornado uma ferramenta bastante

popular na tecnologia de união, aonde alta performance e alta qualidade com boa flexibilidade são requerimentos para a soldagem de diversos materiais distintos.<sup>17</sup>

### 2.3 SOLDAGEM A LASER

A soldagem a laser, inicialmente proposta por volta da década de 60, foi primeiramente introduzida no ramo de jóias durante os anos 70 e, logo após, foi utilizada com sucesso também por dentistas (Maddox, 1970). Shinoda et al. e Yamagishi et al., citados por Fornaini<sup>10</sup>, trazem que inicialmente eram utilizados lasers de CO<sub>2</sub> e Nd:YAG, mas finalmente o laser de Nd:YAG conquistou rapidamente o mercado devido aos resultados obtidos. Os tipos e as características dos principais lasers utilizados para soldagem são apresentados, resumidamente, na Tabela 2.

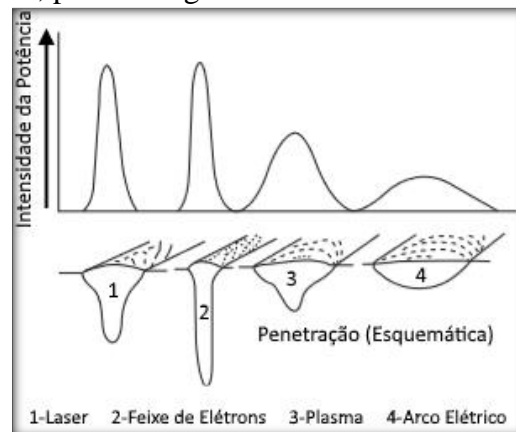
Tabela 2- Tipos e características de diferentes tipos de lasers utilizados em soldagem.

Tipos de Laser	Características
<b>CO<sub>2</sub></b>	Comprimento de onda: 10,6 μm; infravermelho alto Meio: mistura gasosa de CO <sub>2</sub> -N <sub>2</sub> -He (gasoso) Potência média [onda contínua]: 50 kW (Máximo) (Normal): 1-15 kW
<b>Lâmpada de YAG pulsado</b>	Comprimento de onda: 1,06 μm; infravermelho baixo Meio: cristal Nd <sup>3+</sup> :Y <sub>3</sub> Al <sub>5</sub> O <sub>12</sub> (sólido) Potência média [onda contínua]: 10 kW (Máximo) (Normal): 50 W-7 kW (eficiência de 1-4%)
<b>Diodo</b>	Comprimento de onda: 0,8-1,1 μm; infravermelho baixo Meio: InGaAsP, etc. (sólido) Potência média [onda contínua]: 10 kW-15kW (Máximo) (eficiência de 20-60%)
<b>Diodo em estado sólido pulsado</b>	Comprimento de onda: cerca de 1,0 μm; infravermelho baixo Meio: cristal Nd <sup>3+</sup> :Y <sub>3</sub> Al <sub>5</sub> O <sub>12</sub> (sólido) Potência média [onda contínua]: 13,5 kW Potência média [onda pulsada]: 6,0 kW
<b>Disco</b>	Comprimento de onda: cerca de 1,03 μm; infravermelho baixo Meio: Yb <sup>3+</sup> :YAG ou YVO <sub>4</sub> (sólido) Potência média [onda contínua]: 16,0 kW (eficiência de 15-25%)
<b>Fibra</b>	Comprimento de onda: cerca de 1,07 μm; infravermelho baixo Meio: cristal Yb <sup>3+</sup> :SiO <sub>2</sub> (sólido) Potência média [onda contínua]: 100 kW (eficiência de 20-30%)

Fonte: Katayama (2013).

Após isso, especialmente nas últimas duas décadas, a soldagem laser tem sido crescentemente utilizada em vários setores industriais, tais como automotivo, naval, petrolífero, etc., sendo conhecida como um avançado processo de união de materiais com um feixe laser de alta potência e alta densidade de energia. A força de um feixe laser, que pode ser equiparado à de um feixe de elétrons, é muito maior que aquela obtida através de um arco elétrico e/ou plasma, o que conseqüentemente, durante a soldagem com um feixe laser produz uma perfuração muito mais profunda, o que leva a uma penetração de soldagem muito mais eficaz. Uma comparação entre a energia aplicada e a geometria de cordão de solda obtida em diversos processos de soldagem distintos é mostrada na Fig. 3.<sup>18</sup>

Figura 3- Intensidade da potência e, geometria dos cordões de solda obtidos nas respectivas intensidades, para soldagem com fontes de calor tradicionais.



Fonte: Katayama (2013).

Uma aplicação interessante dessa nova tecnologia foi a possibilidade de soldagem de vários tipos de metais. No campo industrial, esse procedimento tem se espalhado em muito pouco tempo. Walter et al., citado por Fornaini<sup>10</sup>, diz que essa técnica de soldagem pode ser utilizada em todo tipo de metal mas a propriedade de ser ativa em titânio faz dela muito interessante e específica para próteses sobre implantes endósseos. Dentre todos os processos de soldagem, a soldagem a laser oferece uma grande aplicabilidade na união de uma ampla gama de materiais, como metais e plásticos, podendo atuar de placas de espessura de 0,01 mm até 50 mm, dependendo do gás de proteção utilizado. Dentre as principais características da soldagem a laser pode-se destacar a união de alta tecnologia à: alta qualidade, alta precisão, alta performance, alta velocidade de soldagem, boa flexibilidade, baixa distorção, possibilidade de automação e utilização robótica em linhas de produção.<sup>18</sup>



Além disso, a soldagem a laser ainda traz consigo um enorme leque de vantagens quando comparada aos processos tradicionais de soldagem. Primeiramente, aparelhos de laser economizam tempo em laboratórios comerciais devido ao fato de a soldagem ser completamente realizada diretamente no modelo mestre. Berg et al., citados por Fornaini<sup>10</sup>, traz que as imprecisões de união causadas pela transferência do modelo mestre juntamente com o “investimento” são reduzidos. Também, a fonte de calor é um feixe de luz concentrada de alta potência capaz de minimizar problemas de distorção em peças protéticas, segundo Santos et al., citados por Fornaini<sup>10</sup>. Outro aspecto interessante é a possibilidade de realização de soldas muito próximas à partes constituídas de resina acrílica ou cerâmica sem danos de coloração ou físicos (trincamento), trazido por Bertrand et al., citados por Fornaini<sup>10</sup>. Isso significa economizar tempo e dinheiro durante a restauração de próteses (ortodônticas ou não) por causa da possibilidade de evitar refazer partes não metálicas<sup>10</sup>. Muitos testes laboratoriais têm demonstrado que juntas soldadas por laser têm uma grande força de reprodução para todos os metais, consistente com aquela da liga do substrato, segundo Bertrand et al, citados por Fornaini<sup>10</sup>.

Todas essas vantagens dão a esse procedimento uma grande difusão em laboratórios técnicos e estimulam as companhias a colocar no mercado mais e mais melhoramentos nas aplicações. Alguns aspectos, tais como grandes dimensões, altos custos e sistemas de entrega por lentes fixas ainda hoje são características dessas máquinas, limitando seu uso estritamente a laboratórios técnicos. Além do que, o manuseio dessa aplicação é muito difícil, devido ao número de parâmetros envolvidos e os fatores relacionados ao processo de soldagem. Por essas razões, de acordo com Bertrand & Poulon-Quintin, citados por Fornaini<sup>10</sup>, resultados são estritamente dependentes do operador e influenciados pela duração do tempo de treinamento deste.

### **2.3.1 Modos de soldagem a laser**

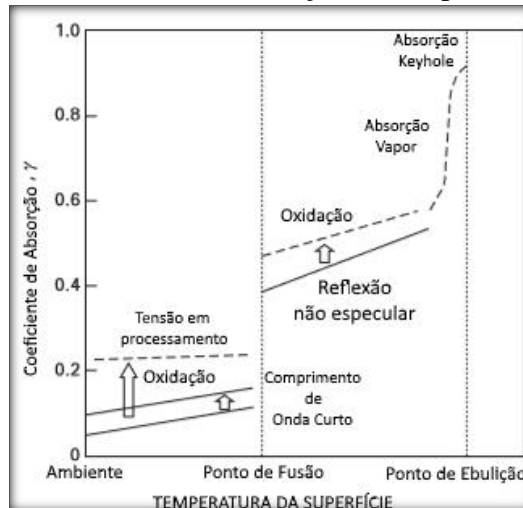
Quando um feixe de laser é disparado contra uma chapa metálica, a temperatura da superfície da chapa aumenta pela transformação da energia do laser em energia termal. A absorção da energia do laser é causada por:

- interação contra os elétrons livres presentes nos metais;
- transferência de elétrons dentro das fronteiras;

- interação do movimento dos elétrons contra a rede metálica, defeitos, imperfeições e potenciais perturbações.

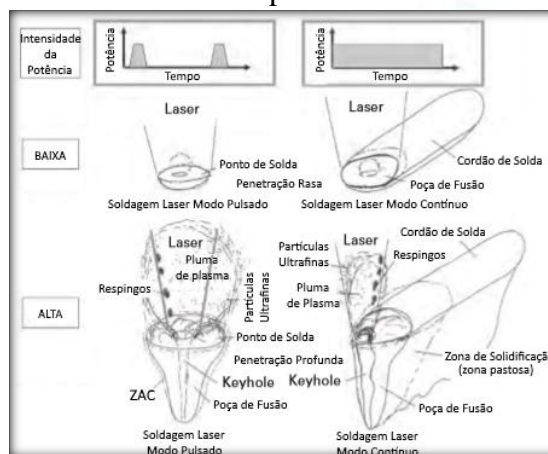
A absorção do laser aumenta razoavelmente com um aumento na temperatura do sólido e consideravelmente acima da temperatura de fusão, e a temperatura da área irradiada pelo laser aumenta acima da temperatura de ebulição. Um coeficiente de absorção da energia do laser no metal é mostrado na Fig. 4. Esse coeficiente aumenta de acordo com as condições da temperatura e da superfície<sup>18</sup>. Dependendo do tempo de exposição ao laser e de sua potência, a solda é formada em dois tipos de morfologia: “*condução de calor*” ou “*keyhole*” (Fig. 5)<sup>18</sup>.

Figura 4- Coeficiente de absorção da energia do laser no metal, tal como aço ou ligas de alumínio, como uma função da temperatura.



Fonte: Katayama (2013).

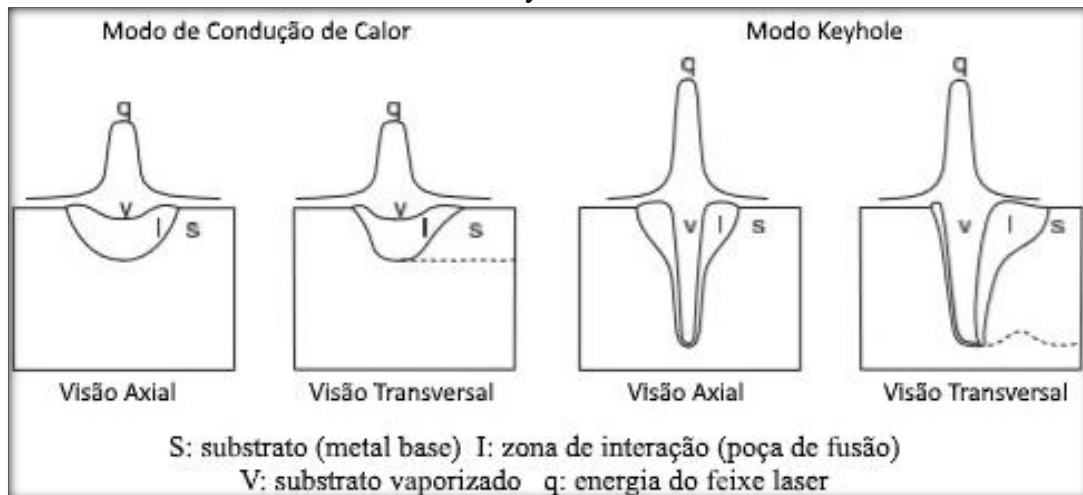
Figura 5- Ilustração esquemática do fenômeno de ponto e cordão de solda com laser pulsado e contínuo, mostrando a condução de calor em penetração rasa e profunda dependendo da intensidade da potência do laser.



Fonte: Katayama (2013).

De acordo com Martukanitz, citado por Reutzel<sup>9</sup>, historicamente a literatura tem descrito uma fina distinção entre esses dois modos, quando na realidade existe um contínuo entre o modo de soldagem por condução e o modo de soldagem por “keyhole”. Devido à variação de processos físicos ocorrendo nas duas pontas desse contínuo, existe uma distinção conveniente (Fig. 6).<sup>9</sup>

Figura 6- Ilustração das definições de soldagem por modo de condução de calor e modo “keyhole”.



Fonte: Olsen (2013).

No modo de condução, a intensidade absorvida é menor do que a intensidade fornecida, e que depende, entre outros fatores:

- do material
- da velocidade de soldagem

Nesse modo de soldagem, a evaporação dentro do local de focalização não é suficientemente intenso para gerar uma “cavidade” (*keyhole*). O tamanho da poça de fusão correspondente é controlada principalmente pela condução de calor da posição de focalização e da velocidade de soldagem<sup>17</sup>. Frequentemente é observado que a soldagem pelo modo de *condução de calor* tende a ser um processo mais estável, uma vez que sem um “*keyhole*” a solda é menos suscetível ao aprisionamento de gás e formação de porosidade.<sup>9</sup>

### 2.3.2 Modo “keyhole”

Chamado de soldagem “*keyhole*” ou soldagem “*de penetração profunda*”, é considerado como um eficiente processo de união de juntas<sup>18</sup>. Ocorre quando a intensidade do laser dentro da posição de focalização é alta o suficiente para a geração de uma alta taxa de

evaporação. Com isso, a pressão de recuo desconstrói a poça de fusão permitindo ao feixe laser penetrar mais profundamente o material.<sup>17</sup>

A geração do “*keyhole*” é caracterizada pela combinação de complexos fenômenos físicos tais como<sup>17</sup>:

- absorção do laser;
- transferências de calor por condução e convecção;
- um complexo fluxo hidrodinâmico em torno da cavidade (*keyhole*) e dentro da poça de metal fundido;
- um forte relacionamento da pluma de vapor com a poça de metal derretido.

Instabilidades no fluxo do metal derretido no modo “*keyhole*” podem resultar na criação de bolhas de vapor na raiz da fenda à medida que a fenda colapsa. Essas bolhas podem ficar aprisionadas durante o processo de solidificação resultando em uma zona porosa. Em alguns casos, processos de alta temperatura manterão a poça de fusão tempo o bastante para bolhas formadas pela estabilização da fenda, ou por volatilização de elementos de liga, migrarem para a superfície da poça de fusão e escaparem para a atmosfera.<sup>9</sup>

No modo “*keyhole*”, uma vez que a energia usada na soldagem está contida em uma área muito limitada, o material ao redor não é apreciavelmente aquecido e as taxas de resfriamento são muito maiores quando comparadas a processos de soldagem convencionais devido às altas velocidades de transporte. Entre os benefícios desse uso eficiente de energia, tem-se<sup>(8)</sup>:

- uma limitação do tamanho da zona termicamente afetada;
- um leve decréscimo na geração de tensões plásticas residuais;
- menores distorções quando comparado a métodos de soldagem convencionais.

Entre os contras decorrentes da alta taxa de resfriamento, pode-se citar<sup>9</sup>:

- formação de rachaduras ao longo da linha central da solda;
- contaminação e elementos de liga que são empurrados ao longo da frente de solidificação para o centro da poça de fusão;
- formação de indesejadas microestruturas frágeis e de ductilidade limitada.

## 2.4 METALURGIA DA TÊMPERA

Têmpera é um tratamento térmico que envolve um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos materiais metálicos, sob condições

controladas de temperatura, velocidade de resfriamento e atmosfera conferindo ao material um aumento de dureza e, conseqüentemente, da resistência mecânica. O diagrama de equilíbrio de transformação isotérmica (TTT) ferro-carbono é, sem dúvida, de fundamental importância para o aproveitamento dos tratamentos térmicos. Entretanto, as condições usuais de processamento metalúrgico ocorrem em condições fora do equilíbrio, com transformações por resfriamento contínuo (TRC), especialmente processos a laser que possuem ciclos curtos de aquecimento e resfriamento, deslocando as linhas de transformação do diagrama de equilíbrio.

O objetivo da têmpera em ligas de ferro-carbono é atingido com a formação da estrutura martensítica (fase  $\alpha'$ ), por meio de uma alta taxa de resfriamento, reduzindo a ocorrência da transformação da austenita (fase  $\gamma$ ) em outros produtos, como a perlita ou bainita. Como o espaço disponível para os átomos de carbono é menor no ferro- $\alpha'$  do que o ferro- $\gamma$ , os átomos de carbono expandem a rede, gerando uma tensão interna e aumentando a dureza do aço. A nova microestrutura formada com esta transformação de fase sem difusão é chamada de martensita, uma solução sólida supersaturada de carbono, apresentando uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), resultante da distorção ocorrida na estrutura cúbica de corpo centrado (CCC)<sup>19</sup>. Esta transformação é associada a um aumento de aproximadamente 4% no volume da estrutura final<sup>20,21</sup>. A martensita é uma fase metaestável e, entre as várias microestruturas que podem ser produzidas para uma dada liga de aço, é a que possui maior dureza, entretanto a mais frágil.<sup>22</sup>

Como a têmpera resulta também em tensões internas e uma redução da ductilidade, o tratamento térmico de revenido geralmente é utilizado na sequência para eliminar tais inconvenientes e atingir um equilíbrio entre as propriedades mecânicas de dureza e ductilidade. Na têmpera superficial a laser, o revenido não é necessário, pois as alterações microestruturais se dão em uma camada superficial de aproximadamente 2 mm, mantendo o núcleo da peça com suas propriedades inalteradas.

A transformação da martensita ocorre quando o material passar por uma temperatura de equilíbrio que separa os intervalos de instabilidade das fases existentes. Abaixo desta temperatura, a energia livre do material diminui quando ele passa de uma fase estável em alta temperatura para outra estável em baixa temperatura. Essa variação de energia livre é a principal força motriz para a reação martensítica. A força motriz promove deslocamentos entre os átomos de carbono inferiores a uma distância interatômica<sup>20</sup>. Na nucleação martensítica, pequenos deslocamentos significam que a reação apresenta elevadas taxas de transformação, por sua vez

as altas taxas de transformação significam a ausência de difusão de longo alcance. Contudo, ainda hoje, não existe uma teoria totalmente aceita para explicar a nucleação da martensita.<sup>21</sup>

A nucleação da martensita é uma etapa importante para a resistência do aço, pois esta etapa influencia na forma e dimensão da ripa final. Em aços hipoeutetóides com teores de carbono inferior a 0,5% em peso, a martensita possui, forma de lamelas ou ripas, e aços eutetóides/hipereutetóides com médio/alto teor de carbono (acima de 0,77% de C) a morfologia é a de placas de martensita<sup>20</sup>. Quando os grãos de austenita são pequenos, o espaço para as agulhas de martensita se desenvolverem é menor, gerando uma estrutura mais refinada, caso que ocorre com a têmpera a laser. Grãos maiores de austenita facilitam a obtenção de martensita, pois a distância necessária para o deslocamento dos átomos de carbono no centro dos grãos de austenita para a formação de novas fases é maior. Porém, grãos maiores também facilitam a obtenção de austenita retida. Após o resfriamento de aços com mais de 0,4% de C, uma parte de austenita pode permanecer na estrutura em mensuráveis quantidades, e esta austenita que não é transformada em martensita chamamos de austenita retida.<sup>21</sup>

A austenita retida pode ser formada de duas maneiras. A primeira ocorre ao interromper o resfriamento antes de cruzar  $M_f$  (temperatura final de formação da martensita) e a segunda devido às tensões impostas pela variação de volume na formação das agulhas de martensita. Cada agulha/placa que se forma gera tensões compreensivas tanto na martensita quanto na austenita em sua volta e, em um dado instante, a compressão pode ser tão grande que a transformação da austenita em martensita fica impedida.<sup>21</sup>

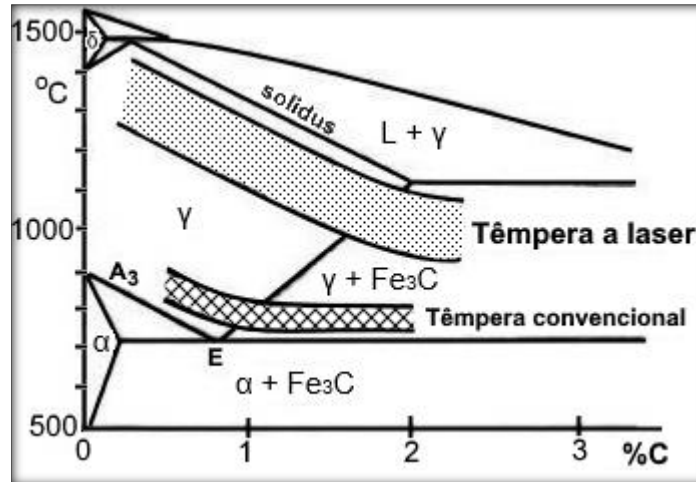
#### **2.4.1 Têmpera superficial a laser**

A têmpera superficial a laser é um processo útil para endurecer áreas localizadas e o calor gerado na peça através da absorção do laser é controlado para garantir a austenitização da microestrutura e posterior transformação desta camada em martensita, através da rápida dissipação do calor por toda a peça.<sup>8</sup>

Na têmpera superficial a laser o tempo de aquecimento é muito menor do que os métodos convencionais, particularmente as temperaturas de austenitização são alcançadas em segundos, ou em frações de segundos, sendo frequentemente o tempo de aquecimento muito menor que o tempo de resfriamento<sup>(6)</sup>. A etapa de aquecimento de um processo a laser pode ocorrer a elevadas taxas de até 1,0 a 1,5 x 10<sup>6</sup> °C/s e o resfriamento para um aço ferramenta ocorre também muito rapidamente, na faixa de 6 a 7 x 10<sup>3</sup> °C/s<sup>23</sup>. Um diagrama de fases

esquemático do sistema Fe-C é apresentado na Fig. 7. Neste diagrama estão indicadas as faixas da temperatura de austenitização e composições de partida para a têmpera convencional e para a têmpera a laser. A Fig. 7 mostra que as temperaturas de austenitização da têmpera a laser são mais elevadas do que na têmpera convencional, devido ao ciclo de aquecimento da têmpera a laser ser muito maior do que na têmpera convencional.

Figura 7- Diagrama esquemático do sistema Fe-C.



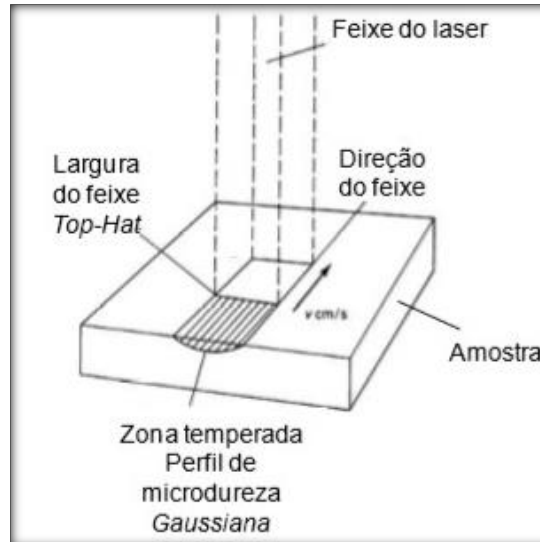
Fonte: Adaptado de Goia (2010).

Uma vez finalizada a austenitização, é preciso resfriar o material o mais rapidamente possível para a formação da martensita. Embora as duas faixas estejam delimitadas pela linha  $A_3$  e *solidus*, a temperatura de austenitização é muito maior para a têmpera a laser, aumentando assim a dissolução dos elementos de liga na matriz fazendo com que os grãos de austenita se tornem maiores, dificultando transformações difusionais. Com a temperatura maior para o processo a laser, o carbono se difunde mais rapidamente e diminui o tempo para que haja homogeneização e o grão se torne austenítico, o que é muito recomendável para um processo rápido como a têmpera a laser. O gradiente térmico elevado, no caso do laser, também assegura uma penetração térmica maior em tempo menor, gerando maior profundidade de endurecimento. A velocidade de aquecimento também é maior para o têmpera a laser, fazendo com que a temperatura eutetóide ( $E$ ) suba<sup>4</sup>. As altas taxas de aquecimento e de resfriamento promovem durezas consideravelmente maiores do que as atingidas em processos convencionais.<sup>7</sup>

A principal característica da têmpera superficial a laser por diodo é a sua capacidade de dirigir uma alta densidade de potência sobre uma região localizada na superfície a ser tratada.

A distribuição da energia (densidade de potência) do feixe do laser no material ocorre de duas formas, como mostra a Fig. 8.

Figura 8- Distribuição da energia do feixe de laser na peça tratada.



Fonte: ASM handbook (1994). Surface Engineering

A Fig. 8 mostra que a distribuição de energia na amostra ocorre: na dureza de topo (sentido transversal ao feixe) em forma de “top hat”, ou seja, se tem a formação de um gradiente de dureza onde no centro do feixe as durezas são mais elevadas do que nas bordas, e no perfil de dureza (profundidade de endurecimento) em forma “gaussiana”, de acordo com Kennedy et al., citados por Writzl<sup>4</sup>.

Quando o feixe atinge a superfície do material, parte desta energia é absorvida em forma de calor pela superfície. Se a densidade de potência do feixe do laser for suficientemente alta, o calor gerado na superfície será muito maior do que a taxa de calor conduzido para o restante do material, gerando um acréscimo rápido e localizado da temperatura na região do feixe. Conseqüentemente em um curto espaço de tempo uma fina camada superficial alcança temperaturas de austenitização, enquanto o interior do material ainda está frio. Com o movimento do feixe do laser sobre a superfície, outras regiões são rapidamente resfriadas através da dissipação do calor para o interior após a passagem do laser.<sup>8</sup>

Por meio da definição dos parâmetros do processo (potência, velocidade e temperatura) os materiais podem ser endurecidos a profundidades diferentes e, caso estes parâmetros não estejam adequados, a fusão poderá ocorrer, resultado indesejado no caso da têmpera superficial a laser<sup>8</sup>. A profundidade de endurecimento obtida é também uma resposta do material, mas raramente atingem-se profundidades superiores 2,5 mm (0,1 in). Para aços com baixa



temperabilidade a profundidade obtida é muito menor, variando de 0,25 mm (0,01 in) para aços ao baixo carbono à 1,2 mm (0,05 in) para os aços ao médio carbono.<sup>7</sup>

Assumpção<sup>23</sup> estudou o efeito dos parâmetros da têmpera superficial a laser CO<sub>2</sub> na microestrutura de um aço de boa usinabilidade e verificou que o parâmetro determinante para se obter têmpera superficial plena é a potência utilizada, sendo que potências menores que 1500 W a austenitização não se completa, e que alterações na velocidade e no foco do feixe implica em ajustes da potência. Pantelis et al., citados por Writzl<sup>4</sup>, analisaram as transformações geradas pela têmpera a laser CO<sub>2</sub> na microestrutura do aço estrutural CK60, aplicando sobreposições do feixe do laser. Parte da camada reaquecida é transformada em martensita revenida com uma queda da dureza e a austenita retida transformada em martensita. Pashby et al., citados por Writzl<sup>4</sup>, analisaram o efeito da potência da têmpera superficial a laser por diodo, entre 400 a 1000 W, na profundidade de endurecimento dos aços normalizados 080M40 e 817M40, com composições químicas similares de carbono ( $\pm 0,4\%$ ) e de Mn ( $\pm 0,8\%$ ). O aço 817M40 contém outros elementos de liga (Ni, Cr, Mo). Estes autores obtiveram um aumento da dureza do aço 817M40 de 250 para 800 HV a uma profundidade de 0,5 mm e, para o aço 080M40, uma dureza máxima de 500 HV a 0,15 mm de profundidade. Estes resultados mostraram que os aços-liga são temperáveis em combinações mais baixas de potência e de velocidade de processamento, gerando perfis de dureza maiores do que os aços carbono comuns.

A análise da influência dos parâmetros da têmpera superficial a laser por diodo no perfil de dureza do aço AISI 1045, verificou que com a potência constante e com o aumento da velocidade houve uma redução da profundidade tratada. Já com a velocidade constante e um aumento da potência, houve um aumento da profundidade tratada, tendo o aço atingido um ganho de dureza de 200 HV para aproximadamente 700 HV a uma profundidade de 0,6 mm<sup>24</sup>. Lusquinos et al., citados por Writzl<sup>4</sup>, também realizaram o mesmo estudo, entretanto utilizando a potência constante e variando as temperaturas de austenitização de 750 °C e 800 °C, obtendo um ganho de dureza 200 para 650 HV a uma profundidade de 0,3 mm com a maior temperatura.

Miralles, citado por Writzl<sup>4</sup>, relatou a comparação dos processos de têmpera superficial a laser por diodo e têmpera por indução, na resistência ao desgaste em ferramentas de corte, demonstrando que, em todos os parâmetros estudados, a têmpera a laser obteve resultados superiores a têmpera por indução. Miokovic et al., citados por Writzl<sup>4</sup>, utilizaram um laser por diodo para obter diferentes microestruturas no aço AISI 4140, verificando que a quantidade de austenita retida e da martensita pode ser controlada pelos ciclos térmicos, de modo que,

diferentes propriedades superficiais são obtidas pela modificação dos ciclos de potência do laser.

#### **2.4.2 Têmpera superficial a laser em aços ferramenta**

Com base em características comuns os aços são classificados em grupos como: a composição química (ex: aços-carbono e aços-liga); o processo de fabricação (ex: aços laminados a quente ou a frio); a forma de produto (ex: acabado como barras, chapas, e outros). Dentro do grupo dos aços-liga tem-se os aços ferramenta, cuja fabricação exige maiores cuidados, desde a fundição, transformação mecânica até o tratamento térmico final. Suas propriedades mecânicas como tenacidade, resistência mecânica aliadas à possibilidade de otimização de algumas propriedades como a dureza e a resistência ao desgaste, favorecem sua utilização em uma variedade de aplicações industriais<sup>22</sup>. Os aços ferramenta representam uma pequena, entretanto, importante parte do segmento total da produção dos aços e são fabricados e processados seguindo todas as exigências de normas de qualidade para atingir as propriedades mecânicas que demandam suas aplicações, principalmente em ferramentas, matrizes e componentes mecânicos.<sup>25</sup>

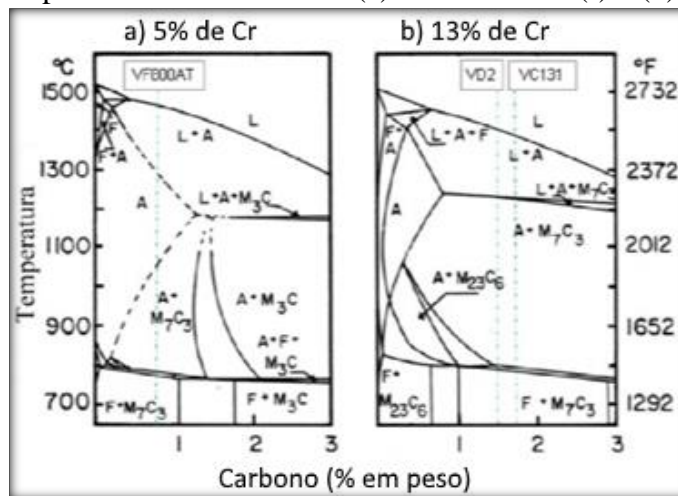
Estes aços são classificados pelo sistema AISI (The American Iron Steel Institute System), diferenciados por letras com base em características similares, como a composição química, o método de tratamento térmico, especificamente a têmpera, e pela aplicação de trabalho. Existem mais de 100 tipos de aços ferramenta dentre as designações: aços temperados a água (W); resistentes ao impacto (S); aços ferramenta para trabalho a frio temperado em óleo (O); aços ferramenta de média liga para trabalho a frio temperados ao ar (A); aços ferramenta para trabalho a frio (O e A), com altos teores de carbono e cromo (D); aços ferramenta para moldes (P); aços ferramenta para trabalho a quente com altos teores de cromo, tungstênio e molibdênio (H); aços ferramenta rápido com tungstênio (T) e aços ferramenta rápido com molibdênio (M).<sup>22</sup>

Há uma procura das indústrias automotivas em aços ferramenta que apresentam elevada dureza, boa resistência ao desgaste aliada a uma alta tenacidade, o que está associado diretamente à sua microestrutura. Para aplicações em matrizes de corte e estampagem, aços para trabalho a frio são comumente utilizados, adicionados tratamentos de superfície para atingir todas as propriedades mecânicas que demandam suas aplicações. Neste contexto, o processo de têmpera superficial a laser por diodo se apresenta como uma alternativa para

melhorar as propriedades mecânicas superficiais destes aços, transformando uma fina camada superficial (de aprox. 2 mm) em uma microestrutura martensítica, ou seja, com elevada dureza e resistência mecânica, contudo mantendo o núcleo tenaz. Muitos fatores influenciam nos resultados da têmpera em aços ferramenta, os quais são vistos a seguir em maiores detalhes.<sup>4</sup>

A composição química e os elementos de ligas adicionados nos aços ferramenta é um destes fatores, essencialmente com a adição do cromo (Cr). Esta influência fica mais clara visualizando a Fig. 9, que apresenta um diagrama pseudobinário Fe-Cr-C para um aço com 5% de Cr (a) para um aço com 13% de Cr (b).

Figura 9- Diagramas pseudobinário Fe-Cr-C: (a) 5% de cromo (I) e (b) 13% de cromo (II).



Fonte:

(I) Pereira (2006).

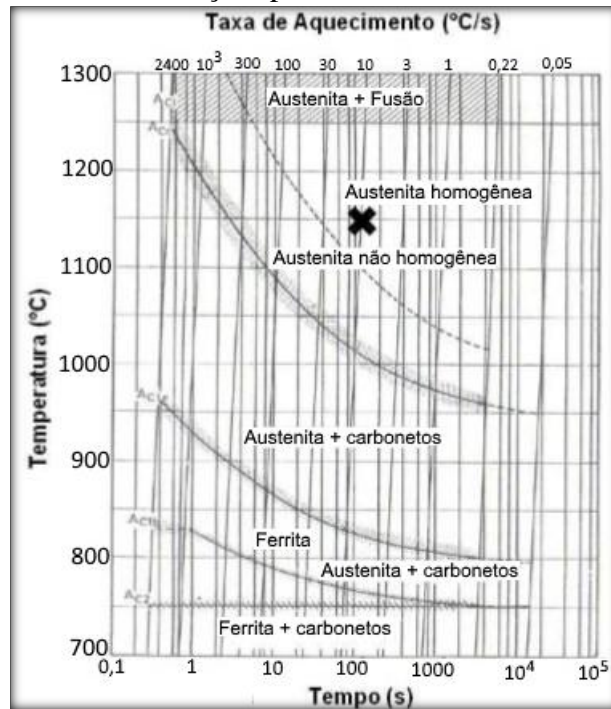
(II) Pereira (2006).

Este diagrama é limitado pelos três diagramas binários Fe-C, Cr-C e Fe-Cr e as fases austenita, ferrita e líquido são representados por A, F e L respectivamente. Na prática, as aplicações deste diagrama são limitadas, porque as condições de equilíbrio não são alcançadas e a adição de outros elementos de liga altera as fases observadas em ligas Fe-Cr-C puras. Por outro lado, o diagrama de equilíbrio fornece subsídios em relação aos tipos de carbonetos e fases metálicas que são estáveis para uma dada composição e temperatura, assim como informações qualitativas sobre o limite de solubilidade de carbono e do cromo na austenita com a variação de temperatura.<sup>26</sup>

A Fig. 9 (a) e (b) mostra comparativamente o efeito do aumento do teor de cromo na redução do campo austenítico (A), diminuindo a solubilidade do carbono na austenita. Cada tipo de aço tem estabelecido uma faixa de temperatura mínima para ocorrer as transformações

e a dissolução dos constituintes. Para a têmpera, essa faixa de temperatura é definida para atingir a máxima dureza e ao mesmo tempo manter uma estrutura de granulação fina<sup>19</sup>. Neste contexto, a taxa de aquecimento tem um efeito sobre a taxa de transformação e dissolução dos constituintes para um aço hipereutetóide, como mostra a Fig. 10.

Figura 10- Diagrama de tempo-temperatura de austenitização, aquecimento contínuo para um aço hipereutetóide.



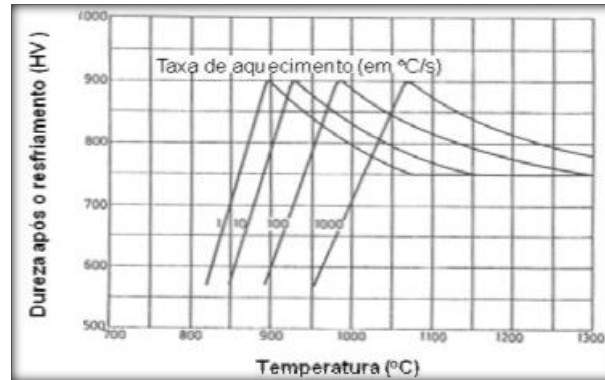
Fonte: Thelning (1984).

A Fig. 10 mostra que para se obter uma austenita homogênea e, a completa dissolução dos carbonetos, é necessário aliar a temperatura de austenitização com a taxa de aquecimento. Como exemplo para os aços hipereutetóides, é necessário uma taxa de aquecimento de 10 °C/s e uma temperatura de austenitização de aproximadamente 1100 °C para atingir uma austenita homogênea e a completa dissolução dos carbonetos (“X” indicado na Fig. 10). A aplicação de diferentes taxas de aquecimento e temperaturas de austenitização poderão resultar numa austenita não homogênea com carbonetos não dissolvidos, ou até ferrita com uma incompleta austenitização. Este efeito ocorre para os aços-liga, principalmente com elevado percentual de cromo, os quais necessitam de temperaturas elevadas e um maior tempo de encharque na temperatura de austenitização para a dissolução dos carbonetos.<sup>19</sup>

Os procedimentos aplicados na têmpera a laser ficam longe do diagrama de equilíbrio, pois as altas taxas de aquecimento tornam as temperaturas de austenitização mais elevadas,

assim como diminuem a temperatura de início de transformação da martensita. A obtenção da máxima dureza na temperatura ambiente também é influenciada pela taxa de aquecimento como mostra Fig. 11 para um aço com 1% C após o resfriamento.

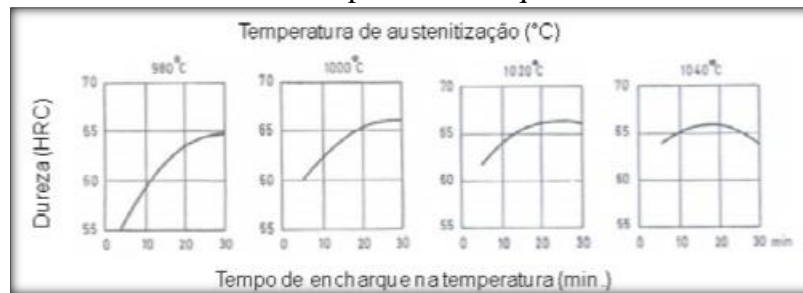
Figura 11- Efeito da taxa de aquecimento e da temperatura de austenitização na dureza do aço hipereutetóide após têmpera.



Fonte: Thelning (1984).

A Fig. 11 mostra que após o resfriamento a máxima dureza de 900 HV é atingida em uma faixa de temperatura de 900 a 1070 °C. Com uma taxa de aquecimento de 1 °C/s a temperatura de austenitização fica em torno de 900 °C, já com uma taxa de aquecimento de 1000 °C/s a temperatura de austenitização aumenta para aproximadamente 1070 °C, demonstrando que, taxas de aquecimento maiores elevam as temperaturas de austenitização para a obtenção da mesma dureza. A aplicação de temperaturas superiores a esta faixa, produz uma redução da dureza obtida após a têmpera, devido ao aumento da quantidade de austenita retida na microestrutura<sup>19</sup>. A temperabilidade dos aços é dependente de alguns fatores: da composição química do aço, como teor de carbono e dos elementos de liga e do tamanho e homogeneidade dos grãos austeníticos. Os elementos de liga aumentam a temperabilidade dos aços até o seu limite de solubilidade no ferro<sup>20</sup> e influenciam no resfriamento contínuo, sobre as temperaturas de início de formação da martensita ( $M_i$ ), reduzindo a taxa de têmpera crítica, abaixando-as consideravelmente, a ponto de evitar sua formação total<sup>22</sup>. A dureza dos aços-liga com alto teor de cromo, também é dependente da temperatura de austenitização e do tempo de encharque nesta temperatura, como mostra a Fig. 12.<sup>19</sup>

Figura 12- Dureza do aço ferramenta AISI D2 em função da temperatura de austenitização e do tempo de encharque.



Fonte: Thelning (1984).

A Fig. 12 mostra que menores tempos de encharque resultam em durezas menores devido à incompleta dissolução dos carbonetos e que tempos maiores de encharque podem resultar na redução de dureza devido ao aumento da quantidade de austenita retida. A quantidade de austenita retida também pode aumentar com elevadas temperaturas de austenitização, quanto maior for esta temperatura, mais baixa é a posição da linha  $M_i$  (linha de início de formação da martensita), em razão de se dissolver uma maior quantidade dos carbonetos na austenita, antes do resfriamento<sup>19</sup>. Apreciáveis quantidades de austenita retida podem estar presentes também a temperatura ambiente juntamente com a martensita, à medida que aumenta o teor de carbono.<sup>20</sup>

Pantsar, citado por Writzl<sup>4</sup>, demonstrou os resultados de dureza superficial em um aço ferramenta com aprox. 5% Cr após o processo de têmpera a laser por diodo, comparando amostras resfriadas ao ar e amostras resfriadas com nitrogênio líquido. O maior valor de dureza, 926 HV foi encontrado para a maior temperatura de austenitização e menor velocidade ( $T = 1426\text{ °C}$ ,  $V = 1,1\text{ mm/s}$ ) após o resfriamento com nitrogênio líquido. No resfriamento ao ar, o maior valor de dureza encontrado, 822 HV, foi obtido para a maior temperatura ( $T = 1422\text{ °C}$ ) e velocidade média de 3,3 mm/s. Nas micrografias das amostras austenitizadas em maiores temperaturas e maiores velocidades, verificou-se uma quantidade maior de carbonetos não dissolvidos na região temperada. A seleção dos parâmetros da têmpera a laser para os aços liga são mais complicados do que os aços carbono comuns, pois os carbonetos são estáveis até mesmo em elevadas temperaturas, e sua dissolução exige um tempo de encharque mais longo na temperatura de austenitização, conforme já comentado anteriormente na Fig. 9.

Sendo uma fase instável e muito mole, a austenita retida reduz drasticamente os benefícios dos tratamentos superficiais a laser, pois esta pode se transformar em serviço causando alterações dimensionais e trincas. Colaço e Vilar, citados por Writzl<sup>4</sup>, estudaram os

efeitos dos parâmetros de refusão a laser CO<sub>2</sub> na quantidade de austenita retida no aço AISI 420, constatando que a quantidade de austenita retida é tanto maior, quanto maior for a velocidade e menor potência. Colaço e Vilar, citados por Writzl<sup>4</sup>, ainda analisaram a influência da quantidade de austenita retida na resistência ao desgaste, e verificaram que os melhores resultados em resistência ao desgaste são obtidos com quantidades menores de austenita retida.

## 2.5 AÇO VP 100

### 2.5.1 Histórico

O VP 100 trata-se de um aço desenvolvido com elementos microligantes como Ti e V e que, apresenta uma microestrutura de bainita inferior com a presença de partículas de carbonitretos de titânio. Um elemento químico é considerado microligante quando, em porcentagens menores que 0,1% em peso, exerce influência nas propriedades e microestrutura de um aço, como:

- controle do tamanho de grão austenítico no reaquecimento;
- retardo da recristalização da austenita;
- endurecimento por precipitação.

Elisei et al., citados por Medeiros<sup>27</sup>, citam que alguns dos principais microligantes conhecidos são o Nb, Ti, Al, Si, B e Mo. O titânio forma carbonitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do crescimento de grão austenítico anterior ao processamento termomecânico. O vanádio é o elemento cujos carbonitretos apresentam maior solubilidade, sendo normalmente adicionado para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação, segundo Gladman, citado por Medeiros.<sup>27</sup>

O aço VP 100 pode ser endurecido em condições de resfriamento diferentes da temperatura tradicional, apresentando dureza homogênea da superfície para o núcleo do bloco com dimensões de até 400 x 1200 mm<sup>2</sup> de secção, segundo Mesquita, Capuccio e Barbosa, citados por Medeiros<sup>27</sup>. Esse aço oferece propriedades diferenciadas quando comparado com outros aços nas aplicações de moldes, porta moldes e outros dispositivos que necessitam de alta resistência, com aproximadamente 32 HRC de dureza, além de uma boa qualidade superficial. Seu principal concorrente nessa faixa de resistência mecânica é o aço DIN 1.2738 da classe P20, cujo similar produzido pela Villares Metals é o aço VP20 ISO, com o qual deve ser

comparado em termos de uniformidade de dureza após tratamento térmico, usinabilidade, soldabilidade, condutividade térmica e tensões residuais.<sup>27</sup>

Nos aços tradicionais utilizados na fabricação de moldes, com dureza em torno de 35 HRC e resistência à tração de aproximadamente 1030 Mpa até a ruptura, são empregados elevados teores de elementos de liga tais como Cr, Ni e Mn, que conferem ao aço a capacidade de endurecimento por têmpera em grandes seções. Essa temperabilidade é fundamental nos moldes com cavidade profunda. Contudo, a adição de alguns desses elementos como o níquel, por exemplo, eleva o valor do produto final. Além disso, o fato do resfriamento não ocorrer de forma uniforme da superfície ao núcleo durante a têmpera, leva ao surgimento de tensões residuais promovendo um comportamento não uniforme durante a usinagem, segundo Mesquita, Capuccio e Barbosa, citados por Medeiros<sup>27</sup>.

De acordo com Mesquita, Capuccio e Barbosa, citados por Medeiros<sup>27</sup>, na busca por minimizar esses efeitos, o aço VP 100 foi desenvolvido para ser endurecido com velocidades de resfriamento mais lentas que o processo de têmpera tradicional, graças ao efeito dos elementos microligantes como Ti e V que induzem a formação de uma microestrutura de bainita inferior, cuja dureza é homogênea para resfriamentos rápidos e lentos.

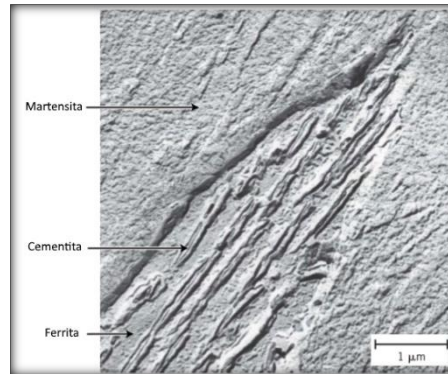
O menor uso de elementos de liga no aço VP 100, como por exemplo, o baixo teor de cromo, contribui para a diminuição dos custos de fabricação do mesmo, aumentando sua competitividade. A sua concepção não emprega altas taxas de resfriamento, levando a uma considerável redução das tensões residuais. Além destas características, o fato deste aço possuir teor de carbono menor que os aços tradicionais, faz com que, após aplicação de solda, ele apresente o ajuste por usinagem facilitado, devido à menor dureza gerada. O baixo teor de carbono torna o aço menos suscetível ao endurecimento causado pelo resfriamento rápido ao ar após a interrupção do calor gerado pela aplicação da solda. Para usina-lo, recomenda-se menores velocidades de corte e maiores avanços, sendo seu comportamento, nos processos de texturização e polimento, semelhante ao dos aços tradicionais como, por exemplo, o VP20 ISSO, de acordo com Mesquita, Capuccio e Barbosa, citados por Medeiros<sup>27</sup>.

### **2.5.2 Estrutura bainítica**

A microestrutura da bainita consiste de fases ferrita e cementita. A bainita forma agulhas ou placas, dependendo da temperatura de transformação. Em adição, a fase que circunda as agulhas é a martensita, não havendo fases proeutetóides formadas com a bainita (Fig. 13).



Figura 13- Micrografia por transmissão de elétrons mostrando a estrutura da bainita. Um grão de bainita passando do canto esquerdo inferior para o canto direito superior. Consiste de partículas alongadas de  $\text{Fe}_3\text{C}$  em forma de agulhas com uma matriz ferrítica, com uma fase martensítica circundando a bainita.



Fonte: Metals handbook (1973).

Segundo Bhadeshia, citado por Medeiros<sup>27</sup>, a bainita é uma estrutura formada a partir de um aço austenitizado e resfriado rapidamente, mantido a temperaturas menores que 500 °C, se constituindo de uma mistura de ferrita e carboneto, sendo que, para temperaturas entre 300 e 540 °C, a bainita se forma como uma série de ripas paralelas ou agulhas de ferrita que se encontram separadas por partículas alongadas da fase cementita, cuja denominação é conhecida por bainita superior. Para temperaturas entre aproximadamente 200 e 300 °C, tem-se a formação de bainita inferior (Fig. 14).

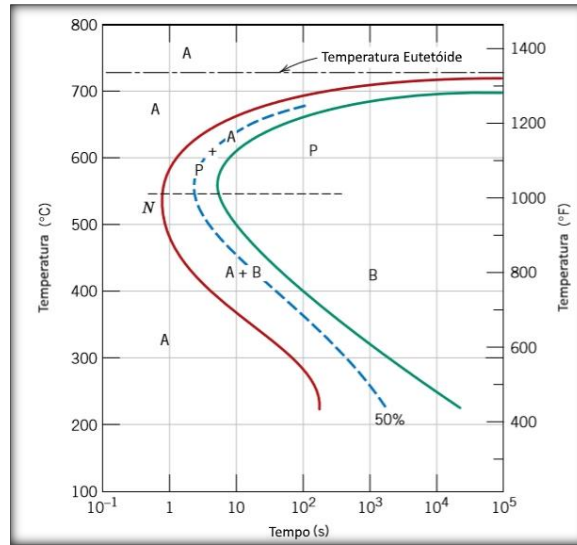
Figura 14- Representação esquemática das estruturas da bainita inferior e superior.



Fonte: Fernandes (2015).

A dependência tempo-temperatura da transformação da bainita pode ser representada em um diagrama de transformação isotermal (Fig. 15). Como pode ser notado na figura, a bainita se forma em temperaturas entre 215 °C e 540 °C.<sup>28</sup>

Figura 15- Diagrama de transformação isotermal para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide, incluindo as transformações austenita para perlita (A-P) e austenita para bainita (A-B).



Fonte: Adaptado de Boyer (1977).

O aço VP 100 possui estrutura bainítica inferior. A bainita inferior se apresenta na forma de plaquetas finas organizadas na forma de feixes separados por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono. A microestrutura de ambas as bainitas, inferior e superior apresentam semelhanças. Contudo, a bainita superior apresenta características que a diferem da bainita inferior. Nesta última, os precipitados de carbonetos estão tanto no interior das ripas de ferrita como entre elas, enquanto que na bainita superior os carbonetos encontram-se entre as ripas de ferrita. Existem dois tipos de precipitados de carbonetos: o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as plaquetas da ferrita bainítica, e um segundo carboneto, que precipita a partir da ferrita saturada, de acordo com Bhadeshia, citado por Medeiros.<sup>27</sup>

De acordo com Santos, citado por Medeiros<sup>27</sup>, a bainita inferior possui carbonetos extremamente finos, com espessura em escala nanométrica cuja ordem de grandeza gira em torno de 500 nm de comprimento. Esses carbonetos se precipitam no interior da ferrita, onde uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Nesse caso, pequenas quantidades de carbonetos finos são precipitados entre as ripas de ferrita. O resultado dessas interações levam a bainita inferior a apresentar maior tenacidade que a bainita superior. Por outro lado, os carbonetos grosseiros de cementita presentes na bainita superior apresentam tendência a serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem.

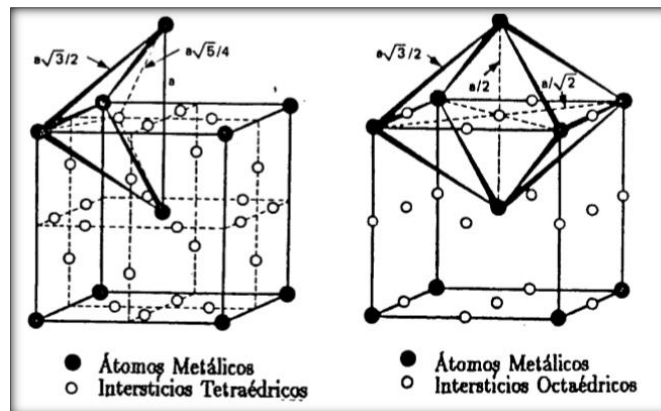
## 2.6 NITROGÊNIO – SOLUÇÃO SÓLIDA INTERSTICIAL

O nitrogênio, elemento fortemente austenitizante, é adicionado a aços comerciais, especialmente em aços com estrutura c.f.c. (cúbica de face centrada), para incremento das propriedades mecânicas. Quanto maior a concentração de nitrogênio, maior a resistência à tração. A solubilidade do nitrogênio em aços é uma função de diversos fatores, tais como: composição da liga, estrutura cristalina, bem como da temperatura e pressão de inserção do nitrogênio. A variação de solubilidade do nitrogênio também acompanha a variação na composição do aço. Manganês (Mn), Cromo (Cr) e Molibdênio (Mo) aumentam a solubilidade, enquanto que Níquel (Ni), Silício (Si) e Carbono (C) decrescem. Em adição a ser uma função da concentração dos elementos de liga, a solubilidade do nitrogênio é também, uma função da estrutura cristalina do aço. A solubilidade do nitrogênio na austenita (cúbica de face centrada) é significativamente maior que na ferrita, que possui estrutura c.c.c. (cúbica de corpo centrado).<sup>29</sup>

Durante a irradiação por laser em metais, na presença de gases ativos quimicamente, pode haver a formação de camadas superficiais compostas, como óxidos ou nitretos, que aumentam as propriedades mecânicas dos materiais. As principais vantagens do método são a boa aderência da camada formada e, a velocidade de reação, que é considerada alta quando comparada com as demais técnicas convencionais. Dentre as desvantagens mais frequentes citam-se: irregularidades superficiais, formação de trinca e alta rugosidade das camadas obtidas<sup>30</sup>. Alguns elementos absorvidos da atmosfera do arco também podem permanecer em solução sólida, no cordão de solda, após sua solidificação. É o caso, por exemplo, do hidrogênio, carbono e nitrogênio no aço. Com a redução de temperatura, a solubilidade desses elementos tende a cair fortemente, podendo ocorrer a formação de precipitados ou a sua permanência como solução sólida supersaturada intersticial.<sup>31</sup>

Os tamanhos atômicos do carbono e do nitrogênio são suficientemente pequenos, relativos ao ferro, para permitirem que esses elementos entrem na rede da ferrita e austenita como solutos intersticiais<sup>32</sup>. Os maiores interstícios na ferrita são aqueles existentes entre dois átomos de aresta e dois átomos centrais da célula unitária, formando assim tetraedro, como é mostrado na Fig. 16. As outras posições intersticiais se encontram nos centros das faces e das arestas e têm os átomos de ferro formando um octaedro em volta destas posições, como é mostrado também na Fig. 16.<sup>32</sup>

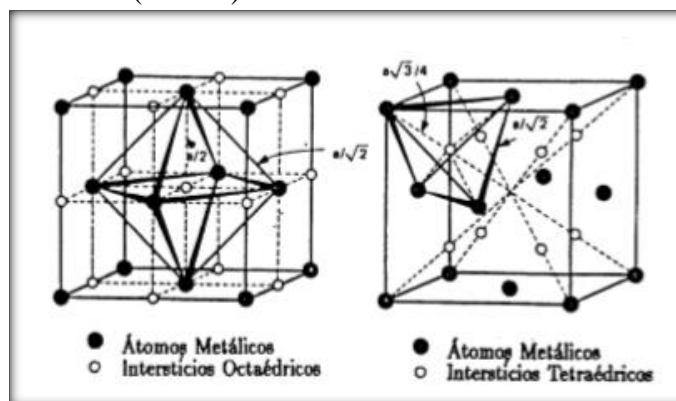
Figura 16- Posições intersticiais para a ferrita. (Esquerda) Interstícios tetraédricos e (Direita) Interstícios Octaédricos.



Fonte: Alves Junior (2001).

Embora o interstício tetraedral na estrutura c.c.c. da ferrita permita acomodação de esferas com maior raio, os interstícios octaedrais são energeticamente mais favoráveis porque apenas dois átomos vizinhos de ferro são deslocados para a introdução de átomos intersticiais nestes espaços, enquanto que nos interstícios tetraedrais é necessário o movimento de quatro átomos. Já estrutura c.f.c. da austenita, embora mais compacta que a estrutura c.c.c., possui espaços octaedrais maiores que aqueles presentes na estrutura ferrítica. Estes espaços se localizam no centro do cubo e no centro das arestas, para a estrutura c.f.c., enquanto que para a estrutura c.c.c. estes espaços se localizam no centro das faces das arestas e no centro das arestas. A Fig. 17 mostra os espaços octaedrais e tetraedrais para a estrutura c.f.c.<sup>32</sup>

Figura 17- Posições intersticiais para a austenita. (Esquerda) Interstícios Octaédricos e (Direita) Interstícios Tetraédricos.



Fonte: Alves Junior (2001).

Para o carbono e nitrogênio, os raios atômicos são 0,77 e 0,72 Å, respectivamente. Comparado com o raio atômico do ferro que é de 1,28 Å e, observando a Tabela 3, vê-se que a

solubilidade do carbono e nitrogênio deve ser maior na austenita que na ferrita pelo fato do espaço de alojamento presente no sítio octaedral na austenita ser maior.<sup>32</sup>

Tabela 3- Tamanho das maiores esferas que podem ser alojadas nos interstícios de estruturas c.c.c. e c.f.c. sem distorcê-las. "r" é o raio atômico do Fe.

Estrutura	Sítios	Raio relativo da esfera	Raio da esfera (Å)
c.c.c.	Tetraedrais	0,29 r	0,37
c.c.c.	Octaedrais	0,15 r	0,19
c.f.c.	Tetraedrais	0,23 r	0,28
c.f.c.	Octaedrais	0,41 r	0,51

Fonte: Alves Junior (2001).

Dependendo do tipo de aço a ser tratado termoquimicamente, é possível a formação de fases metaestáveis expandidas por carbono e nitrogênio, tais como: austenita expandida, ferrita (ou martensita cúbica) expandida. Essas fases que podem ser formadas são soluções sólidas supersaturadas intersticiais. O carbono em solução sólida no ferro pode ocupar espaços intersticiais tetraédricos e octaédricos em ambas as estruturas cristalinas do ferro, porém, nos dois espaços a acomodação do carbono causa distorção na rede cristalina. Esta distorção ocorre devido ao diâmetro atômico do elemento carbono apresentar dimensão maior que os espaços das células unitárias c.c.c. e c.f.c. e, portanto, ocorre um aumento do espaçamento interplanar da estrutura, possibilitando a formação de fases metaestáveis expandidas, que causam na rede elevadas tensões residuais de compressão. A formação dessas soluções sólidas supersaturadas intersticiais nas camadas tratadas do substrato proporcionam aumento de dureza, boa tenacidade e aumento da vida em fadiga do material. Vale ressaltar que a formação de austenita e martensita expandida nos aços, causa deslocamento dos picos das fases de referência no DRX (difratograma de raios-x) para esquerda das superfícies modificadas. A expansão da rede cristalina provocada pela difusão de elementos intersticiais acarreta no aumento do espaçamento interplanar (d), daí o uso do termo “expandido” para a estrutura cristalina resultante, de tal forma que os referidos picos são deslocados para a esquerda, resultando em valores menores para ângulo 2teta, de acordo com a Lei de Bragg-Brentano.<sup>33</sup>

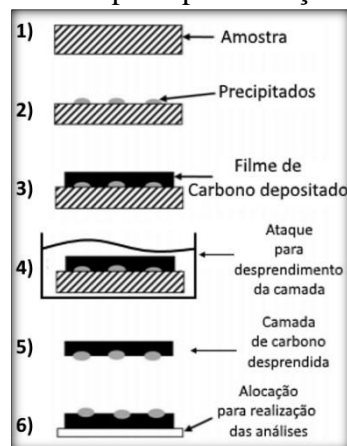
## 2.7 RÉPLICA POR EXTRAÇÃO DE CARBONO

Réplica é um dos mais antigos métodos de preparação de amostras, usualmente utilizado em microscópios eletrônicos de transmissão (MET). Utiliza-se a réplica para estudar superfícies de fratura ou superfícies topográficas em geral. A preparação da amostra se dá pela evaporação de carbono e deposição em uma superfície previamente preparada com um polimento e ataque

químico, ou mesmo uma superfície de fratura. É realizada evaporação de carbono sobre a superfície da amostra, formando-se um filme que irá aderir à superfície da amostra, a qual está com suas partículas expostas devido ao ataque realizado. A superfície recoberta é então cortada em forma de grade com utilização de uma lâmina.

Em seguida, coloca-se a amostra imersa em meio ácido por alguns minutos. O ataque fará com que o filme de carbono se desprenda da superfície na forma de pequenas lâminas quadradas. Para aços baixa liga pode-se utilizar Nital 5% por aproximadamente 20 min. Caso não seja suficiente para o desprendimento do filme, pode-se acelerar o processo com corrosão eletrolítica<sup>34</sup>. A Fig. 18 traz uma representação da realização do processo.

Figura 18- Representação esquemática, com ordem de execução, das etapas de realização do procedimento de réplica por extração de carbono.



Fonte: Adaptado de Lee et al. (2013).

Juntamente ao filme, após sua extração, virão fixadas as partículas (precipitados, inclusões, ou até mesmo pedaços da matriz), exteriorizados devido à fratura ou um ataque prévio ao recobrimento. Após desprendimento da superfície, o filme é então capturado e levado para análises desejadas. Uma das vantagens do processo consiste na eliminação da interferência da matriz do material nos resultados, de modo a permitir que todos os dados coletados sejam única e exclusivamente oriundos das partículas desprendidas presas ao filme extraído da amostra.<sup>34</sup>

## 2.8 CRISTALITO

O tamanho de uma partícula é aquele que se obtém quando se está observando o material em um nível mais externo, como por exemplo, através de uma imagem de microscopia

eletrônica de varredura. Esse tamanho de partícula sempre será mais “grosseiro” que o tamanho do cristalito ou o tamanho do grão, porque os grãos ou os cristalitos são tidos como os blocos de construção das partículas<sup>35</sup>. De acordo com a literatura, o tamanho do cristalito é uma medida do tamanho de regiões/domínios coerentemente difrativos de um material<sup>36</sup>. O tamanho de um cristalito pode variar entre a faixa nanométrica e a faixa milimétrica. Não se deve confundir tamanho de grão com tamanho de cristalito. O tamanho do cristalito pode ser igual ao tamanho do grão, mas isso só ocorrerá no caso aonde o grão em questão for um grão mono cristalino (um único cristal).

No entanto, grãos de amostras sinterizadas contêm várias luxações e defeitos, que interrompem a periodicidade da natureza cristalina, de modo que um grão individual pode conter um número de cristalitos definidos como regiões coerentemente difrativas<sup>36</sup>. A maioria dos materiais são de natureza poli cristalina e, são feitos desses lotes de cristalitos que são mantidos juntos por fina camada de sólido amorfo.<sup>35</sup>

Essas separações são comumente chamadas de “limites de grãos” (O termo "limite de cristalito" é usado apenas raramente<sup>37</sup>) e são realmente os defeitos na estrutura cristalina, apresentando um efeito considerável na condutividade elétrica e térmica do material. Também é possível a alteração mecânica do material alterando-se o tamanho do grão (ou cristalito), ou, em outras palavras, alterando-se o tamanho do grão (cristalito), pode-se fortalecer o material. O tratamento térmico após a deformação plástica e a alteração da taxa de solidificação são alguns exemplos de formas de alterar o tamanho dos grãos (cristalito).<sup>37</sup>

O tamanho dos cristalitos pode ser calculado à partir de diferentes métodos. Um dos métodos é a partir da difração de raios-x dos materiais policristalinos, especialmente na faixa nanométrica, onde se obtém o tamanho médio dos cristalitos a partir da aplicação da equação de Scherrer, utilizando dados retirados à partir dos difratogramas de raios-x<sup>35</sup>. À partir do tamanho do cristalito pode-se realizar uma análise acerca da estrutura do material, identificando aspectos como refinamento da estrutura após um determinado processo, o que influi diretamente, como já mencionado, nas propriedades do material, em destaque nas propriedades mecânicas.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO METAL BASE

Inicialmente, foram confeccionados 3 corpos de prova a partir do aço VP 100, como recebido de fábrica, para caracterização microestrutural do material base de estudo. A composição do aço VP 100 como recebido de fábrica é disposta na Tabela 4.

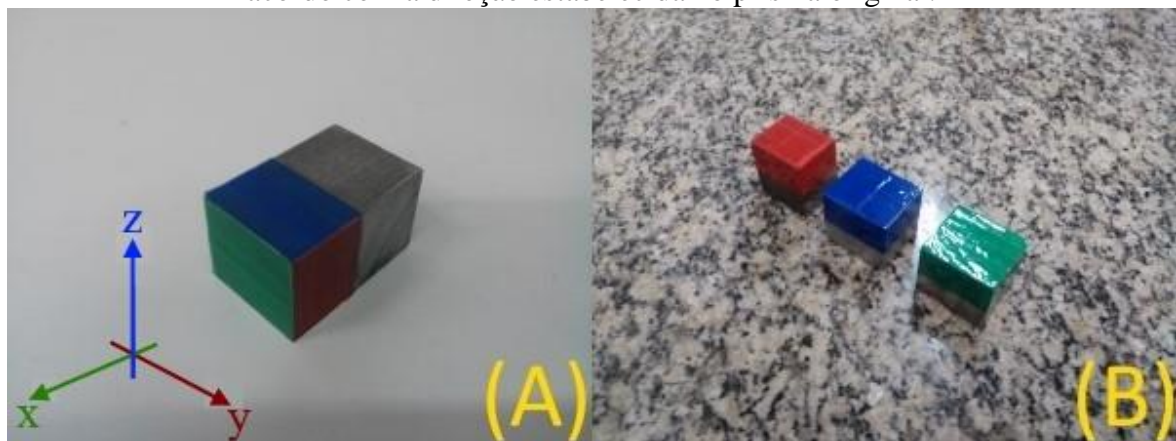
Tabela 4- Composição do aço VP 100 como recebido de fábrica (% em peso).

C	Mn	Si	Mo	Cr	Ni	P	S
0,22	1,90	0,40	0,25	0,58	0,40	0,027	0,002

Fonte: Villares (2008).

A partir desse ponto, o aço VP 100 como recebido de fábrica será tratado pelo termo “metal base”. Essa etapa investigou se o metal base apresentava isotropia (mesmas propriedades físicas em todas as direções), de modo a excluir a direção adotada para realização do tratamento superficial como um fator influenciador nos resultados. As três direções estudadas foram tomadas a partir das faces de um prisma de base quadrada do metal base e nomeadas por cores: Azul (eixo z), Vermelha (eixo y) e Verde (eixo x). A Fig. 19 traz parte do prisma base utilizado e as 3 amostras, uma por direção, confeccionadas a partir dele.

Figura 19- Amostras confeccionadas para investigação micrográfica da estrutura do metal base: (A) prisma do qual se originaram as amostras de cada direção e (B) amostras obtidas de acordo com a direção estabelecida no prisma original.



Fonte: Próprio Autor.

Os corpos de prova confeccionados passaram então por processo de preparação metalográfica convencional, que nesse trabalho, toda vez que mencionada, consistiu de lixamento com lixas d'água de granulometria crescente (#200, #360, #400, #600, #1200 e #1500), seguido de polimento em politriz mecânica (com utilização de alumina 1  $\mu\text{m}$ ).



Em seguida os corpos de prova tiveram sua microestrutura revelada utilizando-se reagente Villela (2,5 ml de HCl + 70 ml de Ácido Pícrico + 50 ml de Álcool Etílico), com tempo de imersão de 30 segundos<sup>38</sup>. As três direções foram então fotografadas utilizando-se uma câmera de ampliação digital USB modelo TL011 da Wiysond TECH (Fig. 20). Cada direção foi fotografada 9 vezes em regiões distintas de sua área e, à partir das imagens obtidas, realizou-se a análise visual de diferenciação de estrutura. Em seguida, foi realizada a montagem de um elemento cúbico representativo da estrutura do metal base.

Figura 20- Câmera de ampliação digital USB modelo TL011.



Fonte: Wiysond tech store (2016).

Em seguida, após processo de preparação metalográfica convencional, as três direções do metal base tiveram sua estrutura revelada através de ataque com reagente Nital 5% (95 ml de H<sub>2</sub>O + 5 ml de HNO<sub>3</sub>), com tempo de imersão de 30 segundos. As três direções foram então fotografadas utilizando-se um microscópio óptico comum, sendo as imagens capturadas através de câmera digital convencional. As imagens obtidas também foram utilizadas para análise visual de diferenciação de estrutura entre as 3 direções. Encerrada a etapa de caracterização microestrutural do metal base, foram realizadas imagens do metal base através de microscopia eletrônica de varredura. As imagens de micrografia eletrônica foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL, modelo JSM-T330A, localizado no laboratório de microscopia eletrônica de varredura do Departamento de Física e Química da UNESP – Campus de Ilha Solteira.

### 3.2 CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO SUPERFICIAL: SG, AR E N

Na etapa seguinte do estudo, utilizando-se um sistema de laser de estado sólido de Nd:YAG, modelo UW 150A, da United Winners, na condição pulsado, localizado no Laboratório de Laser da área de Materiais e Processos de Fabricação da UNESP – Campus de Ilha Solteira, iniciou-se o estudo das condições de tratamento térmico superficial através da

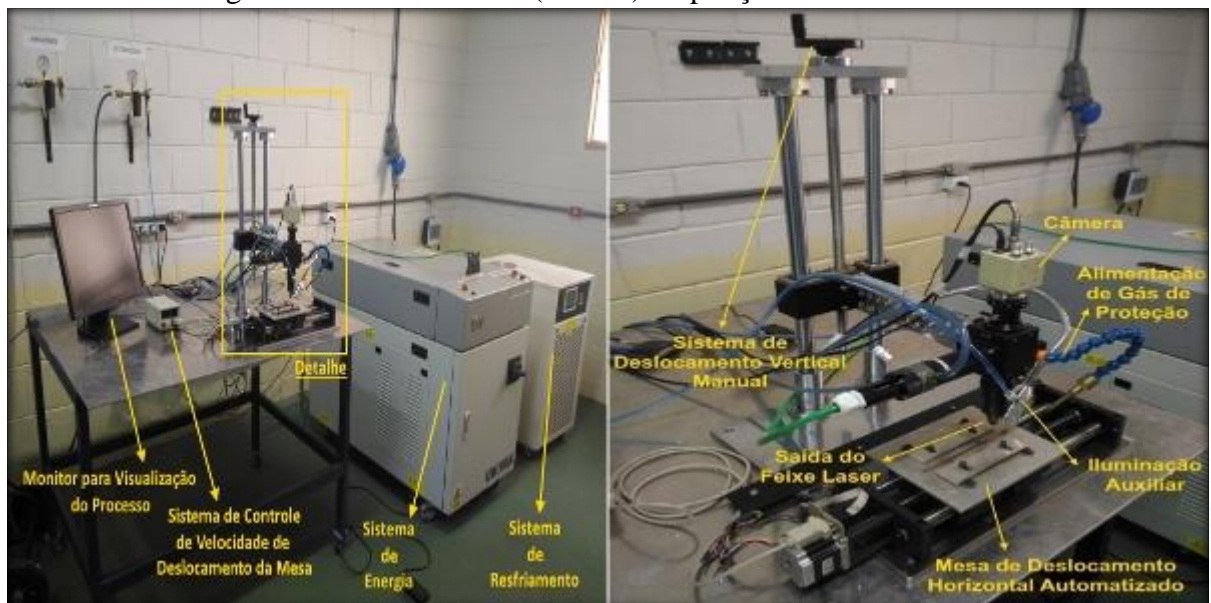
realização de cordões de solda autógenos em três condições: SG (sem utilização de gás de proteção), AR (utilização de argônio como gás de proteção) e N (utilização de nitrogênio como gás de proteção). Cada condição utilizou um corpo de prova confeccionado à partir do metal base, com formato quadrado de lado 25,4 mm e espessura 6,0 mm. A Tabela 5 e a Fig. 21 trazem, respectivamente, as características operacionais do sistema laser utilizado e o sistema de laser utilizado.

Tabela 5- Características operacionais do sistema laser de estado sólido de Nd:YAG modelo UW 150 A.

<b>Comprimento de onda</b>	1064 nm
<b>Potência máxima do laser</b>	150 W
<b>Potência de pico</b>	7 kW
<b>Energia máxima do pulso</b>	80 J
<b>Largura do pulso</b>	0,5 ms – 30 ms
<b>Frequência</b>	1 Hz – 300 Hz
<b>Sistema de posicionamento</b>	Laser vermelho e câmera CCD

Fonte: United Winners (2015).

Figura 21- Sistema de laser de estado sólido de Nd:YAG, modelo UW 150A. (Esquerda) visão geral do sistema laser e (Direita) ampliação do detalhe destacado.

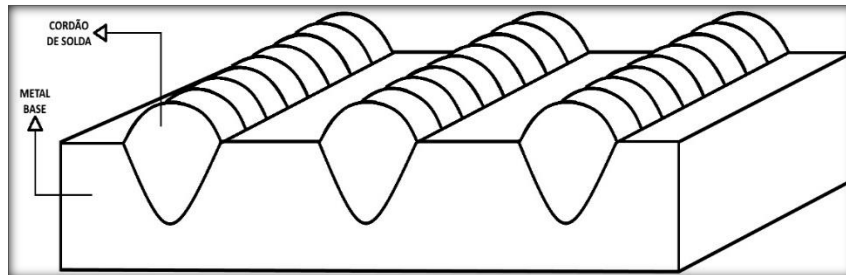


Fonte: Próprio Autor.

Cada corpo de prova (SG, AR e N) recebeu 3 cordões de solda, distanciados entre si, não havendo sobreposição entre os cordões. Entre a realização de cada cordão, foi esperado um tempo considerado suficiente para que não houvesse influência térmica do cordão realizado previamente. O esquema representativo do processo de soldagem das condições é apresentado

na Fig. 22. Os parâmetros utilizados na soldagem de cada um dos três corpos de prova são apresentados na Tabela 6.

Figura 22- Esquema representativo do processo de soldagem empregado nos corpos de prova SG, AR e N.



Fonte: Próprio Autor.

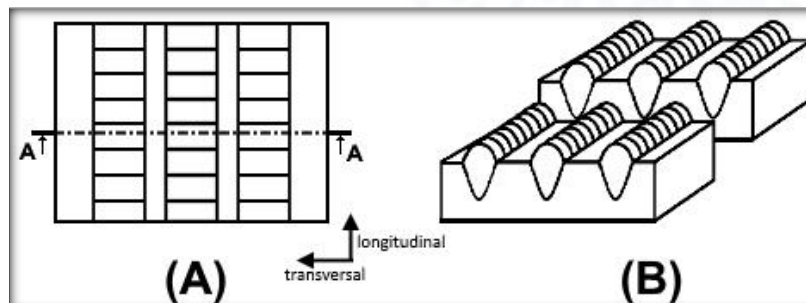
Tabela 6- Parâmetros utilizados na soldagem dos corpos de prova SG, AR e N.

Corpo de Prova	SG	AR	N
Gás de proteção	Sem gás	Argônio	Nitrogênio
Velocidade de soldagem	2 mm/s	2 mm/s	2 mm/s
Frequência	5 Hz	5 Hz	5 Hz
Vazão de Gás	-----	15 l/min	15 l/min
Potência	2 kW	2 kW	2 kW
Largura temporal	4 ms	4 ms	4 ms
Energia de pulso	8 J	8 J	8 J

Fonte: Próprio Autor.

Em seguida, os corpos de prova foram seccionados transversalmente à direção de soldagem (Fig. 23) e embutidos a quente com utilização de baquelite. Os corpos de prova embutidos então passaram pelo processo de preparação metalográfica convencional. Em seguida, foram atacados com reagente Villela para revelação dos cordões de solda.

Figura 23- Corte transversal realizado nas amostras após o processo de soldagem: (A) vista superior indicando o corte A-A realizado na peça e (B) peça seccionada transversalmente após o corte.



Fonte: Próprio Autor.

### 3.3 DUREZA

O próximo passo do estudo constituiu da realização de ensaios de microdureza Vickers, conduzidos em um durômetro, modelo DUH-211S (Fig. 24), da marca Shimadzu, localizado nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação da UNESP – Campus de Ilha Solteira. Os testes de microdureza utilizaram uma carga de 1 N, com força mínima de 1,96 mN, velocidade de 70,0670 mN/seg e tempo de espera (tempo no qual a carga máxima é mantida antes do início do descarregamento) de 5 segundos.

Figura 24- Durômetro, modelo DUH-211S.

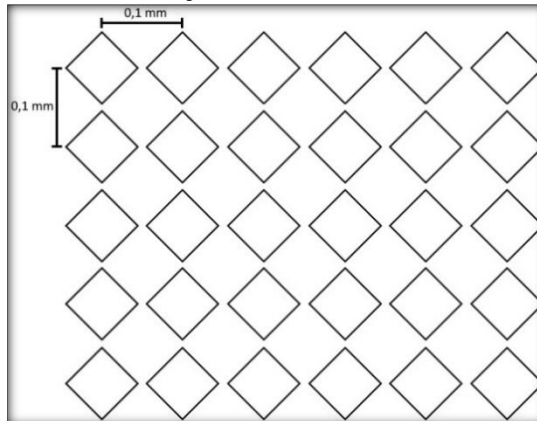


Fonte: Próprio Autor.

#### 3.3.1 Dureza – metal base

Primeiramente conduziu-se ensaios de dureza nos corpos de prova (azul, vermelho e verde) produzidos durante a etapa de investigação microestrutural do metal base. Em cada amostra foram realizadas 30 medições, dispostas em 5 linhas contendo 6 medições cada, espaçadas igualmente em 0,1 mm, tanto verticalmente quanto horizontalmente (Fig. 25). O intuito dessa etapa foi a obtenção de uma dureza média global para o metal base.

Figura 25- Esquema de pontos de medição de dureza Vickers em cada direção do metal base.

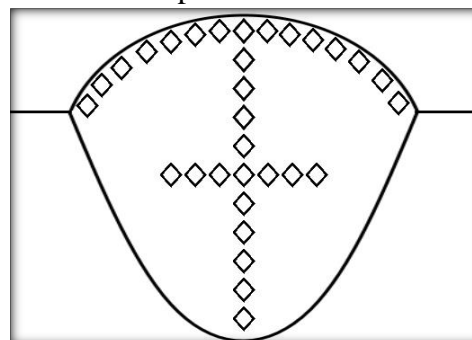


Fonte: Próprio Autor.

### 3.3.2 Dureza do metal de solda – condições SG, AR e N

Em seguida foram realizados ensaios de dureza nos 3 cordões de solda produzidos nas condições de soldagem SG, AR e N. O processo de medição de dureza em cada cordão consistiu de medições divididas em três etapas para cada cordão: medições ao longo de toda a superfície de cada cordão; medições na direção horizontal na região central de cada cordão; medições na direção descendente vertical ao longo da profundidade de cada cordão. O passo entre cada medida, em todas as etapas de medição, foi de 0,05 mm. O detalhamento da medição em cada cordão é apresentado esquematicamente na Fig. 26.

Figura 26- Detalhamento da configuração de medição de dureza em cada cordão de solda produzido.



Fonte: Próprio Autor.

### 3.4 CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO SUPERFICIAL: N1, N2 e N3

O próximo passo do estudo consistiu na investigação da alteração dos parâmetros de soldagem utilizados no corpo de prova N (escolhido pelos resultados obtidos na etapa de dureza), buscando uma configuração de soldagem que permitisse um melhor ganho de propriedades mecânicas superficiais. Para tanto, foram criadas três novas condições de soldagem utilizando-se o gás nitrogênio (N1, N2 e N3), com variações nos seguintes parâmetros de soldagem: frequência (N1), potência (N2) e vazão do gás de proteção (N3). Todos os demais parâmetros de soldagem foram mantidos constantes. Nessa etapa, foi realizado apenas um cordão de solda em cada condição. Os parâmetros de soldagem das novas condições citadas são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7- Parâmetros de soldagem utilizados nos corpos de prova N1, N2 e N3, comparados aos parâmetros utilizados no corpo de prova N.

<b>Corpo de Prova</b>	<b>N</b>	<b>N1</b>	<b>N2</b>	<b>N3</b>
Gás de proteção	Nitrogênio	Nitrogênio	Nitrogênio	Nitrogênio
Velocidade de soldagem	2 mm/s	2 mm/s	2 mm/s	2 mm/s
Frequência	5 Hz	10 Hz	5 Hz	5 Hz
Vazão de Gás	15 l/min	15 l/min	15 l/min	25 l/min
Potência	2 kW	2 kW	3 kW	2 kW
Largura temporal	4 ms	4 ms	4 ms	4 ms
Energia de pulso	8 J	8 J	12 J	8 J

Fonte: Próprio Autor.

Posteriormente ao processo de soldagem dos corpos N1, N2 e N3, estes foram seccionadas transversalmente (Fig. 23) à direção de soldagem e embutidos a quente com utilização de baquelite, sendo em seguida submetidos ao processo de preparação metalográfica convencional, com revelação dos cordões de solda por meio de ataque com reagente Nital 5%.

#### 3.4.1 Dureza do metal de solda – condições N1, N2 e N3

Os cordões então foram submetidos à testes de dureza Vickers, com realização de medições em três secções transversais distintas ao longo da direção longitudinal de cada cordão (Fig. 23). Essas secções foram obtidas através de processo de lixamento da secção prévia utilizada. Em cada secção foi medida a dureza ao longo de toda a superfície do cordão e, na direção vertical descendente ao longo da profundidade do cordão. Em todas as secções as medidas de dureza foram realizadas com passe de 0,05 mm. Não houve realização de medições na região centro horizontal dos cordões em nenhuma das secções, devido à constatação de que

os dados obtidos superficialmente e verticalmente descendente eram suficientes para análise do processo de soldagem desenvolvido.

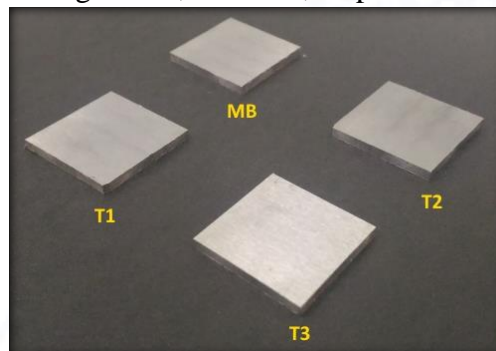
### 3.5 SÍNTESE DOS DADOS DE DUREZA

Encerradas as análises dos dados de dureza, realizou-se uma síntese dos dados de todas as condições, tanto superficialmente, quanto em uma profundidade de aproximadamente 0,30 mm à partir da superfície de cada cordão. Dessa síntese, escolheu-se o melhor par de resultados, de dureza obtidos, para prosseguimento nas etapas seguintes desenvolvidas no estudo.

### 3.6 ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Encerradas as análises de dureza, a etapa seguinte do estudo consistiu da realização de análises de difração de raios-x, tanto no metal base, quanto nas condições de soldagem desenvolvidas nos corpos de prova N1, N2 e N3. Essas condições foram escolhidas devido aos resultados obtidos na etapa de ensaios de dureza. Para tal fim, foram confeccionados 4 corpos de prova de dimensões quadradas de 20 mm de lado e 2 mm de espessura: MB, T1, T2 e T3 (Fig. 27). O corpo de prova MB foi destinado ao estudo do metal base. Esse corpo de prova passou apenas pelo processo de preparação metalográfica convencional. Os corpos de prova T1, T2 e T3 foram submetidos a um processo de têmpera superficial com feixe laser nas condições de soldagem utilizadas nos corpos de prova N1, N2 e N3, respectivamente.

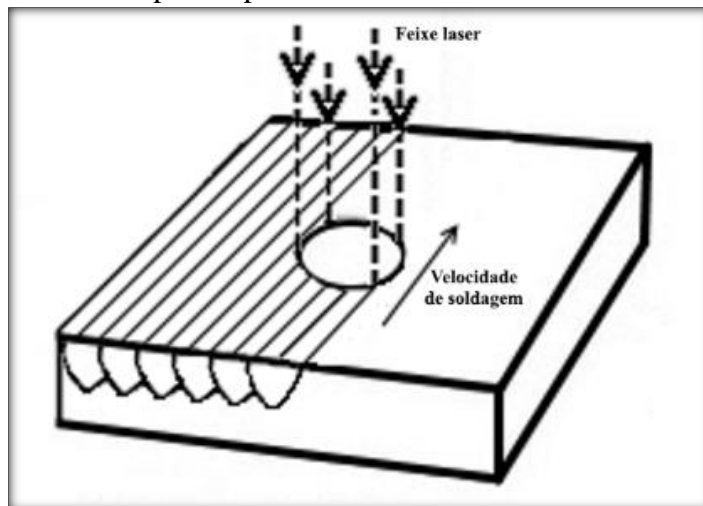
Figura 27- Corpos de prova produzidos para realização de análise de difração de raios-x: MB (metal base) e T1, T2 e T3 (corpos de prova submetidos a têmpera superficial nas condições de soldagem N1, N2 e N3, respectivamente).



Fonte: Próprio Autor.

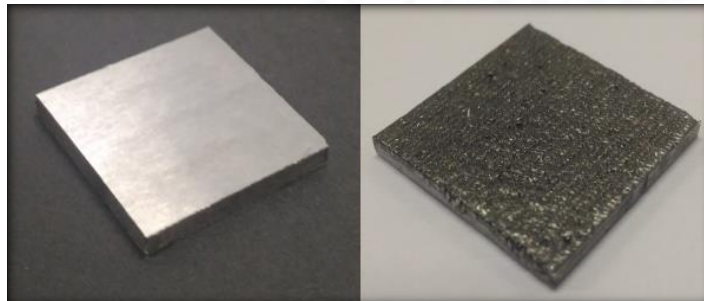
Utilizou-se nessa etapa o termo têmpera superficial devido ao fato de que o processo superficial com laser realizado se baseia em aquecimento da estrutura, seguido de altas taxas de resfriamento, impostas tanto pela presença do gás de proteção utilizado no processo, quanto por imposição térmica do tamanho do corpo de prova frente à área aquecida. Esse processo de têmpera foi realizado com a execução de sucessivos cordões de solda autógenos, paralelos entre si, com taxa de sobreposição de 50%, até o total recobrimento da superfície de cada corpo de prova. A Fig. 28 traz um esquema representativo do procedimento de têmpera superficial, utilizando-se o feixe laser, realizado em um dos três corpos de prova. A Fig. 29 traz em maiores detalhes um dos três corpos de prova, antes e após realização do processo de têmpera superficial realizado com feixe laser.

Figura 28- Esquema representativo, do processo de têmpera superficial com laser, realizado em um dos corpos de prova submetidos às análises de raios-x.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 29- Corpo de prova submetido ao processo de têmpera superficial com feixe laser: (Esquerda) antes do processo e (Direita) após o processo.



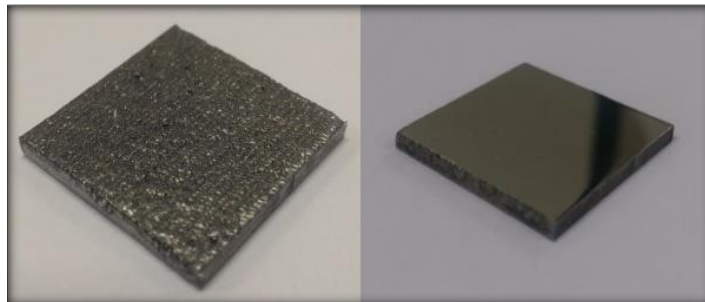
Fonte: Próprio Autor.



As análises de raios-x foram realizadas em um difratômetro de raios-x, modelo XRD-6000, da marca Shimadzu, localizado em sala mantida a 23°C, 24 horas por dia, nos laboratórios do Departamento de Física e Química da UNESP – Campus de Ilha Solteira. As análises utilizaram um porta amostras de alumínio e um comprimento de onda  $\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$ , com varredura de 1°/min na faixa angular de 5 a 100°.

Cada corpo de prova submetido ao processo de têmpera superficial realizado com feixe laser foi submetido à análises de raios-x em duas condições (Fig. 30): diretamente oriundos do processo de têmpera superficial realizado com feixe laser, sem alteração externa da estrutura superficial obtida decorrente do processo de têmpera empregado e, preparados por processo de metalografia convencional, obtendo-se desse modo uma superfície de têmpera superficial com laser polida e sem irregularidades. A realização do ensaio nessas duas condições teve por objetivo a análise da variação da estrutura do material, após o processo de têmpera superficial, ao longo da profundidade à partir da superfície. No caso do corpo de prova MB, o ensaio foi realizado uma única vez, e os resultados obtidos para ele foram utilizados como base de comparação e controle dos resultados obtidos nos corpos de prova que passaram pelo processo de têmpera superficial com feixe laser.

Figura 30- Corpo de prova nas duas condições analisadas no ensaio de raios-x: (Esquerda) Diretamente oriundo do processo de têmpera superficial com laser e (Direita) Preparado por processo de preparação metalográfica convencional.



Fonte: Próprio Autor.

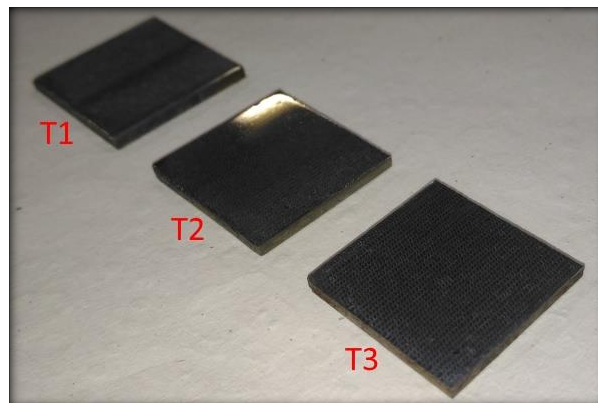
Os resultados dos difratogramas de raios-x obtidos foram utilizados para: determinação da composição do material após a realização do processo de têmpera superficial com feixe laser (investigação de alteração de fase no material base) e, investigação da possível formação de nitretos, decorrente da interação do gás nitrogênio utilizado com a poça de fusão, durante a realização do processo de têmpera superficial com feixe laser.

### 3.7 RÉPLICA POR EXTRAÇÃO DE CARBONO

Após a realização das análises por difração de raios-x, foi empregado o procedimento de réplica por extração de carbono. O processo foi adaptado, utilizando-se na análise difração de raios-x, ao invés de utilização convencional de microscopia eletrônica de transmissão (MET). Esse procedimento foi empregado na continuação da investigação da possível formação de nitretos na poça de fusão.

O processo utilizou os corpos de prova T1, T2 e T3, após sua submissão ao processo de preparação metalográfica convencional e geração dos difratogramas de raios-x da etapa anterior. A primeira etapa do procedimento consistiu na revelação da estrutura superficial dos 3 corpos de prova, através da imersão em solução Nital 5%, durante um período de 10 segundos. A Fig. 31 traz os corpos de prova T1, T2 e T3, após o período de imersão.

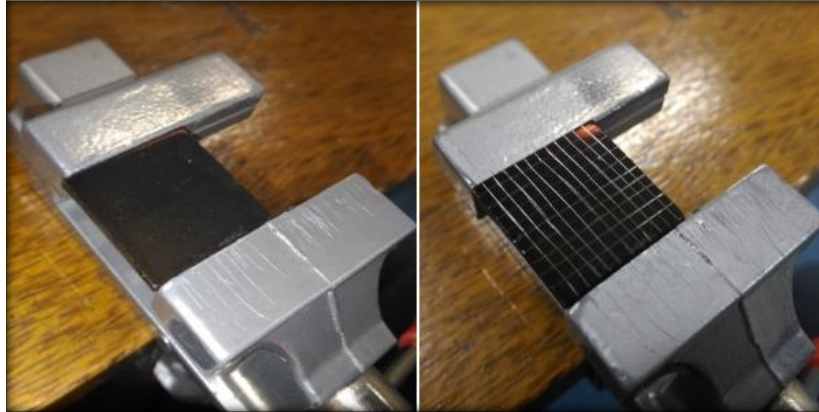
Figura 31- Corpos de prova T1, T2 e T3 após a revelação da estrutura superficial. Ataque: Nital 5%.



Fonte: Próprio Autor.

Em seguida as amostras foram recobertas com sucessivas camadas de carbono em pó dispersadas em ambiente a vácuo, até que a superfície ficasse recoberta com uma camada de carbono de espessura aproximadamente igual a 30 nm. Terminado o processo de recobrimento por carbono, com a utilização de um estilete de precisão, realizou-se um filetamento da camada de carbono deposta sobre a superfície dos corpos de prova. O filetamento teve como intuito a facilitação do desprendimento da camada de carbono, no processo de desprendimento a ser realizado posteriormente e, ocorreu em duas direções no plano, vertical e horizontal, de modo que ao final do processo a camada de carbono deposta se encontrava em formato de grade quadriculada. A Fig. 32 traz uma das amostras após recobrimento com a camada de carbono e após o processo de filetamento realizado.

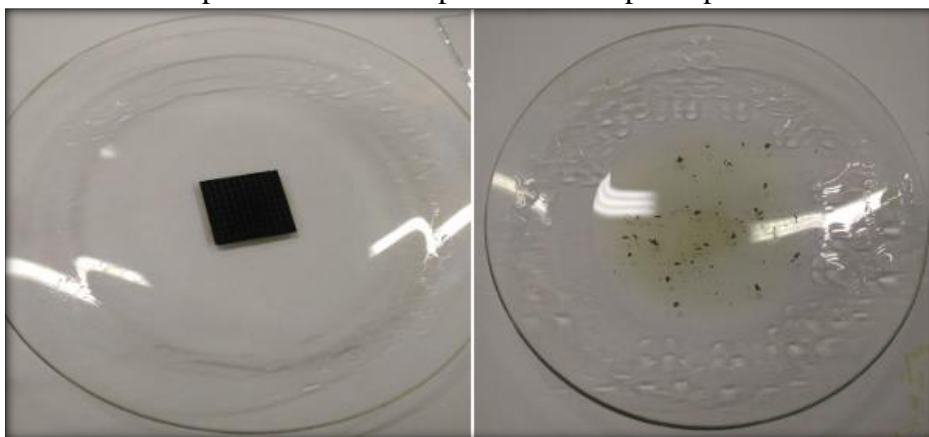
Figura 32- Corpo de prova utilizado no procedimento de extração por réplica de carbono. (Esquerda) Corpo de prova após recobrimento com camadas sucessivas de carbono e (Direita) Corpo de prova após processo de filetagem da camada de carbono depositada em sua superfície.



Fonte: Próprio Autor.

Posteriormente ao processo de filetagem das camadas de carbono depositadas, os corpos de prova foram imersos em reagente Nital 5%, de modo à promover o desprendimento da camada de carbono depositada. Em todos os corpos de prova, o tempo de imersão para um desprendimento satisfatório da camada de carbono variou entre 10 à 15 min. A Fig. 33 traz um dos corpos de prova submersos no ataque utilizado para desprendimento da camada e os quadrantes da camada soltos após a finalização do processo de descolamento da camada.

Figura 33- Corpo de prova utilizado no procedimento de extração por réplica de carbono. (Esquerda) Corpo de prova submerso em ataque Nital 5%, para desprendimento da camada de carbono depositada na superfície do corpo de prova e (Direita) Camada de carbono após desprendimento da superfície do corpo de prova.



Fonte: Próprio Autor.

O próximo passo consistiu no recolhimento da camada de carbono desprendida de cada corpo de prova e a sua disposição em um porta amostra de vidro, fabricado exclusivamente para

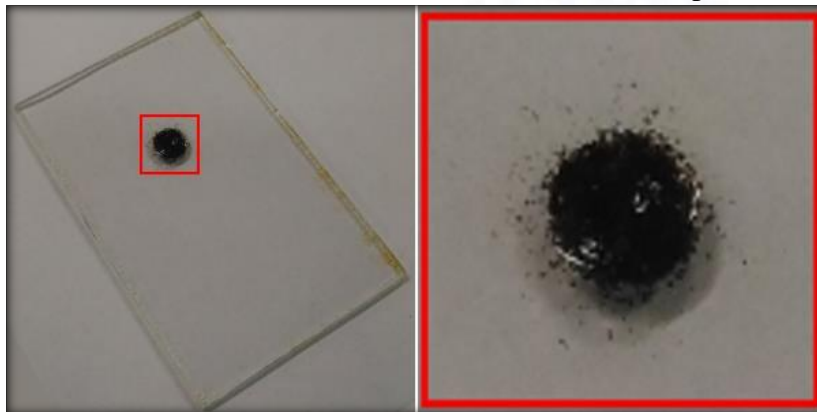
realização do processo executado. A escolha do porta amostra de vidro foi feita de modo que não houvesse interferência nos difratogramas obtidos. Foram confeccionados 4 porta amostras em vidro, um para cada amostra e um utilizado como controle para os resultados obtidos. Todos os porta amostras possuíam dimensões iguais a 35 mm x 55 mm x 2 mm (largura x comprimento x espessura). Em cada porta amostra, foi usinado um leve rebaixo de formato côncavo e, localização pré-determinada à partir de parâmetros geométricos estabelecidos pelo aparelho de difração de raios-x que seria utilizado na etapa final do procedimento. A Fig. 34 traz um dos porta amostra de vidro confeccionado para o procedimento. A Fig. 35 traz o porta amostra após a deposição da camada de carbono recolhida.

Figura 34- Porta amostra de vidro fabricado para acomodação da camada de carbono coletada após a realização de ataque para desprendimento à partir da superfície do corpo de prova. (Esquerda) Corpo de prova confeccionado e (Direita) Corpo de prova confeccionado, após usinagem do rebaixo côncavo para acomodação da camada de carbono coletada.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 35- Porta amostra após alocação da camada de carbono desprendida da superfície do corpo de prova. (Esquerda) Porta amostra com camada de carbono desprendida depositada e (Direita) Detalhe do resalto contendo a camada de carbono desprendida depositada.



Fonte: Próprio Autor.

Encerrando o processo de réplica por extração de carbono, as camadas de carbono desprendidas coletadas foram submetidas à realização de ensaio de difração por raios-x, visando a detecção de possível formação de nitretos na poça de fusão. As análises de raios-x foram realizadas em um difratômetro de raios-x, modelo XRD-6000, da marca Shimadzu, localizado em sala mantida a 23 °C, 24 horas por dia, nos laboratórios do Departamento de Física e Química da UNESP – Campus de Ilha Solteira. As análises utilizaram os porta amostras de vidro confeccionados para o processo e um comprimento de onda  $\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$ , com varredura de  $1^\circ / \text{min}$  na faixa angular de 5 à  $100^\circ$ .

### 3.8 CÁLCULO DO TAMANHO DO CRISTALITO

O próximo passo do estudo consistiu na realização do cálculo do tamanho médio do cristalito, utilizando-se a equação de Scherrer (Equação 1), para as condições de soldagem N1, N2 e N3.

$$t = \frac{k \cdot \lambda}{B \cdot \cos(\theta_B)} \quad (1)$$

Onde:

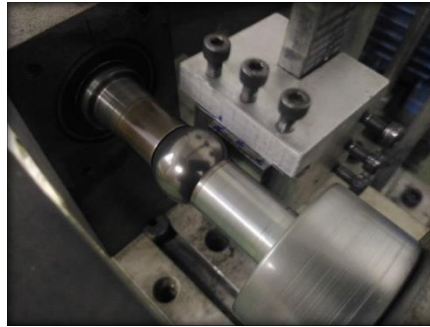
- t: diâmetro médio do cristalito ( $\text{\AA}$ )
- k: constante que varia de acordo com a geometria das partículas
- $\lambda$ : comprimento de onda da radiação eletromagnética ( $\text{\AA}$ )
- $\theta_B$ : ângulo de difração (graus)
- B: largura na metade da altura do pico de difração (radianos)

Os cálculos foram desenvolvidos utilizando-se dados provenientes dos difratogramas de raios-x obtidos à partir das superfícies (diretamente oriundas do processo de têmpera superficial com feixe laser e após processo de preparação metalográfica convencional da superfície) dos corpos de prova T1, T2 e T3, antes da realização do processo de réplica por extração de carbono. O intuito dessa etapa foi a investigação da alteração do tamanho dos cristalitos em cada condição, ou em outros termos, a investigação da ocorrência de refinamento na estrutura do material, após o processo de têmpera superficial com feixe laser.

### 3.9 CÁLCULO DA TAXA DE DESGASTE

Encerrando o estudo desenvolvido, realizou-se ensaios de micro desgaste por esfera rotativa fixa, no metal base e nas condições de soldagem N1, N2 e N3, para cálculo da taxa de desgaste em cada condição. Os ensaios foram efetuados em máquina de ensaio de micro desgaste por esfera rotativa fixa, localizada no Laboratório de Laser da Área de Materiais e Processos de Fabricação da UNESP – Campus de Ilha Solteira. A esfera (Fig. 36) utilizada nos ensaios foi uma esfera de aço AISI 52100 (temperada e revenida), com diâmetro de 25,4 mm (1 pol).

Figura 36- Ensaio de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa, com destaque para interação esfera x corpo de prova.



Fonte: Próprio Autor.

Para cada condição de soldagem, foram realizadas duas condições (1 e 2) de ensaio de micro desgaste. A Tabela 8 traz os valores dos parâmetros utilizados em cada uma das condições de ensaios de micro desgaste realizados.

Tabela 8- Parâmetros utilizados nas duas condições de ensaios de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa conduzidos nas condições de soldagem N1, N2 e N3.

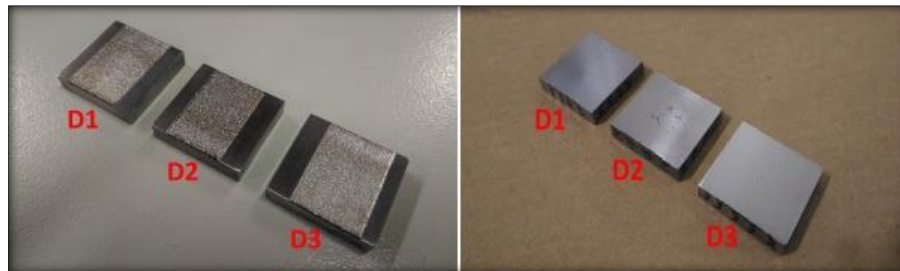
Condição	1	2
Tempo de ensaio [s]	300	900
Força normal [N]	4,9	4,9
Rotação da esfera [rpm]	300	300
Distância de deslizamento [m]	119,7	359,07
Número de repetições	3	3

Fonte: Próprio Autor.

Os ensaios foram conduzidos em corpos de prova de dimensões quadradas de lado 25,4 mm e espessura 12,5 mm. O corpo de prova MB, destinado ao estudo do metal base, passou apenas por processo de retificação com posterior lixamento com lixa d'água de granulometria #120. Os corpos de prova D1, D2 e D3, foram submetidos a um processo de têmpera superficial

com feixe laser nas condições de soldagem N1, N2 e N3, respectivamente, com posterior processo de lixamento com lixa d'água de granulometria #120. O processo de têmpera foi realizado com a execução de sucessivos cordões de solda autógenos, paralelos entre si, com taxa de sobreposição de 50%. A Fig. 37 traz as amostras D1, D2 e D3, após realização do processo de têmpera superficial e após processo de lixamento.

Figura 37- Corpos de prova D1, D2 e D3. (Esquerda) Após processo de têmpera superficial com feixe laser e (Direita) após processo de lixamento com lixa d'água de granulometria #120.



Fonte: Próprio Autor.

Após a realização dos ensaios de micro desgaste, as amostras foram fotografadas em microscópio óptico comum para obtenção das imagens das calotas de desgaste oriundas da realização dos ensaios. Para cada calota obtida foi determinada uma calota esférica, sendo o diâmetro ( $d$ ) dessa calota esférica obtido através de medição computadorizada através do *software* de processamento de imagens *Image J*. Cada calota esférica teve seu diâmetro medido duas vezes: sentido vertical e horizontal. À partir dos diâmetros obtidos, calculou-se os volumes ( $V$ ) das crateras de desgaste (material removido), através da Equação 2, em conformidade com a norma ISO 26424:2008.

$$V = \frac{\pi \cdot d^4}{64 \cdot R} \quad (2)$$

Para  $d \ll R$ , onde:  $d$  é o diâmetro da calota esférica obtida no ensaio e  $R$  é o raio da esfera utilizada no ensaio.

Na próxima etapa, à partir dos valores de  $V$  obtidos, foram calculadas as taxas de desgaste ( $Q$ ), através da Equação 3.

$$Q = \frac{V}{S} \quad (3)$$

Onde:

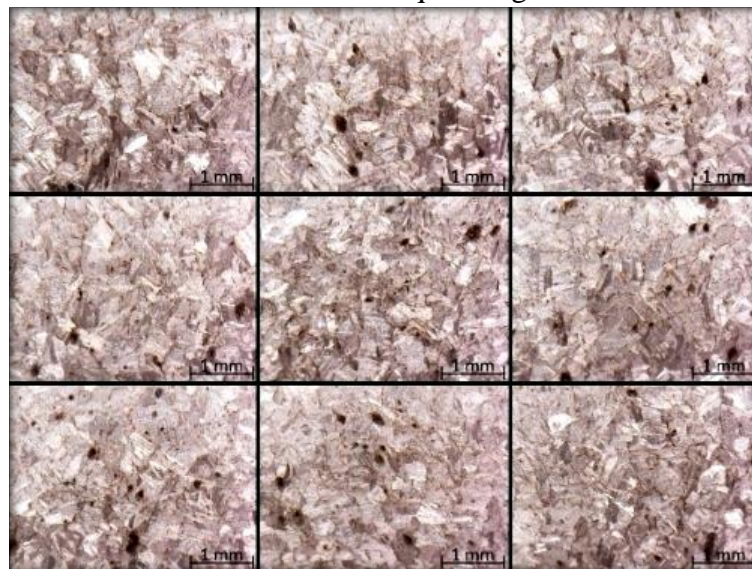
-  $S$ : distância de deslizamento do ensaio (m)

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO METAL BASE

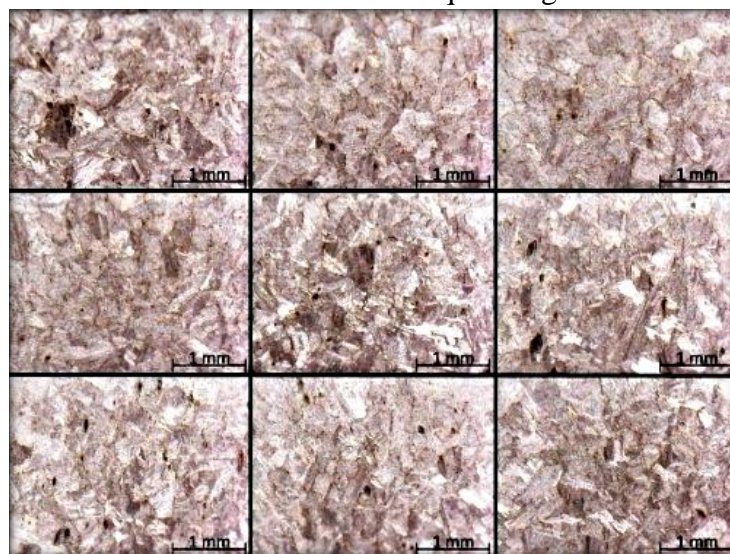
As Fig. 38, 39 e 40 trazem, respectivamente, as imagens obtidas em regiões distintas da área de cada corpo de prova de cada uma das direções (Azul, Vermelha e Verde) do metal base. A Fig. 41 traz um elemento cúbico representativo da estrutura micrográfica do metal base, confeccionado a partir das imagens obtidas apresentadas nas Fig. 38, 39 e 40.

Figura 38- Imagens obtidas em regiões distintas do corpo de prova da direção Azul do metal base. Aumento: 36X. Ataque: reagente Villela.



Fonte: Próprio Autor.

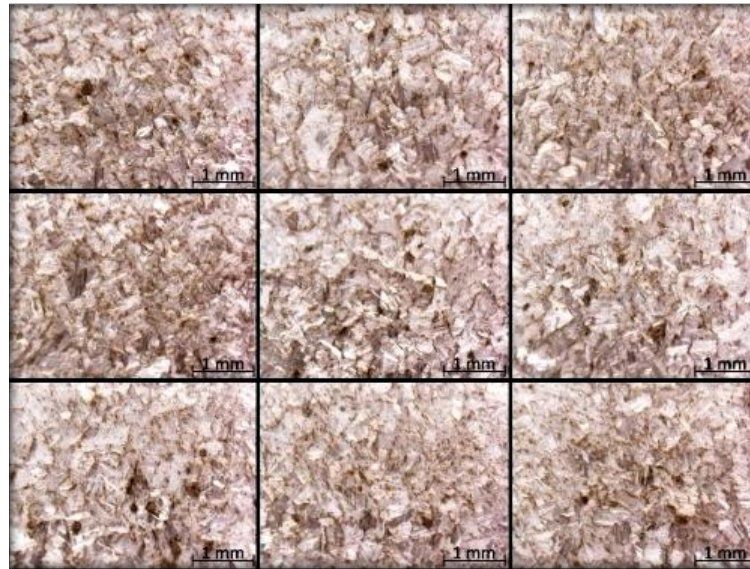
Figura 39- Imagens obtidas em regiões distintas do corpo de prova da direção Vermelha do metal base. Aumento: 43X. Ataque: reagente Villela.



Fonte: Próprio Autor.

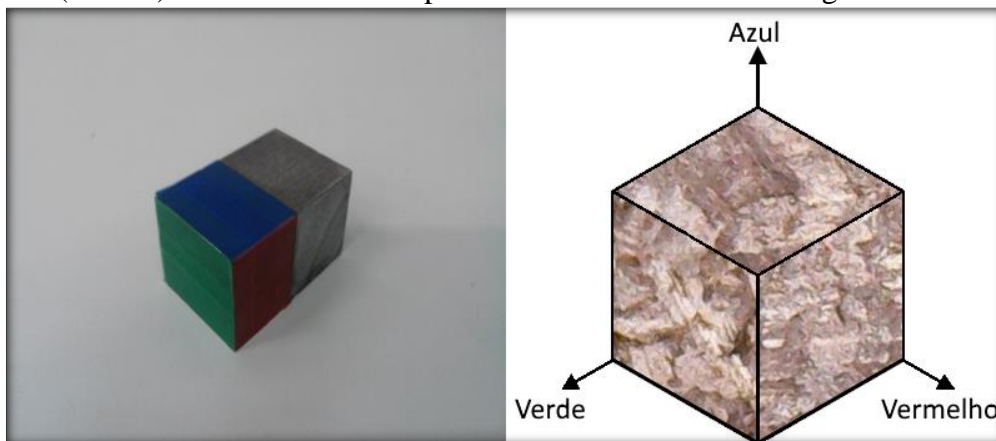


Figura 40- Imagens obtidas em regiões distintas do corpo de prova da direção Verde do metal base. Aumento: 36X. Ataque: reagente Villela.



Fonte: Próprio Autor.

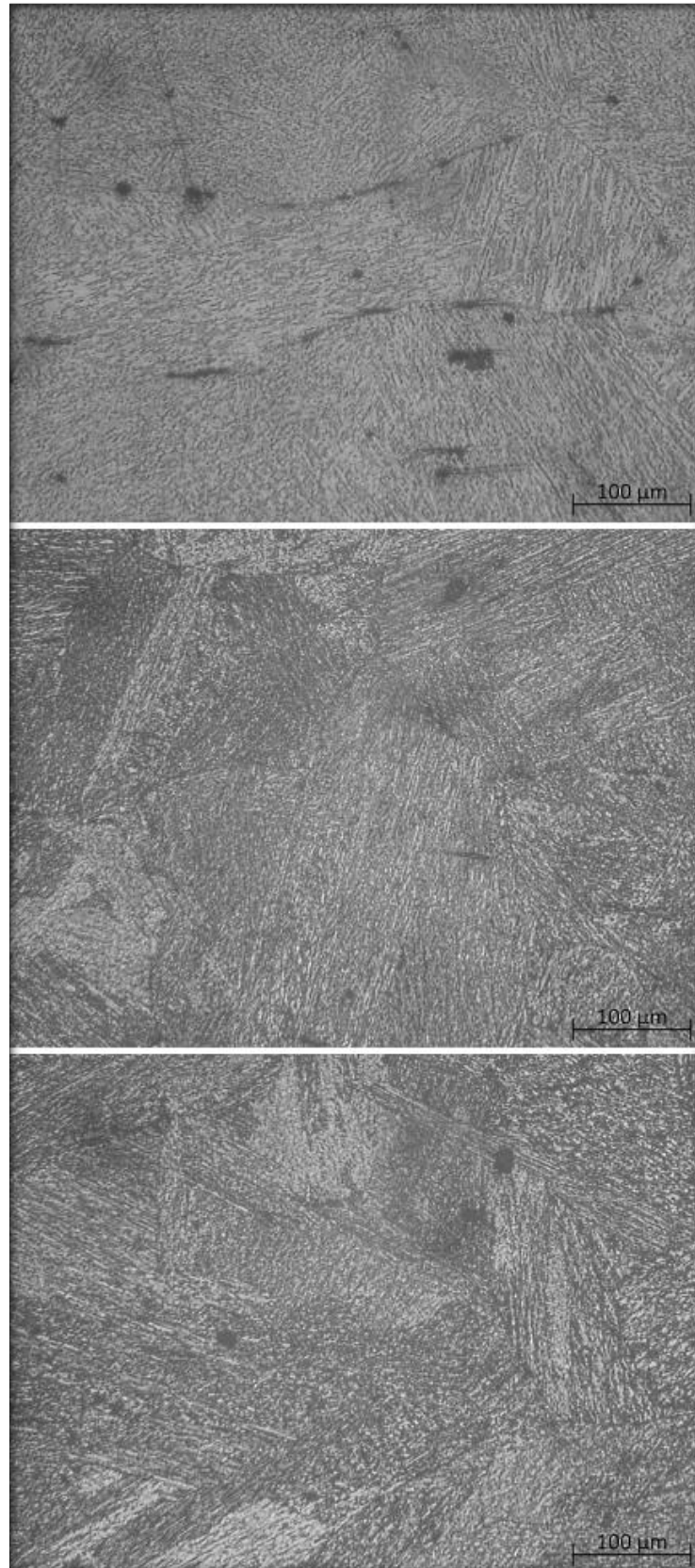
Figura 41- (Esquerda) Prisma de metal base apresentando as direções Azul, Vermelha e Verde analisadas. (Direita) Elemento cúbico representativo da estrutura micrográfica do metal base.



Fonte: Próprio Autor.

Através da análise visual das Fig. 38, 39 e 40, visualiza-se que o aço VP 100 possui a mesma estrutura em todas as direções do material. Os pontos mais escuros nas imagens foram considerados inclusões<sup>38</sup>. A Fig. 42 traz as micrografias obtidas por microscopia óptica comum. Através delas confirmou-se mais uma vez que o metal base possui a mesma estrutura nas 3 direções de interesse, além de se poder visualizar a estrutura bainítica atribuída ao material. Com isso, tem-se que a estrutura do material seria a mesma, independentemente da área e da secção tomada e que, conseqüentemente, não seria um fator influenciador a ser considerado na análise dos resultados obtidos na realização do tratamento de têmpera superficial.

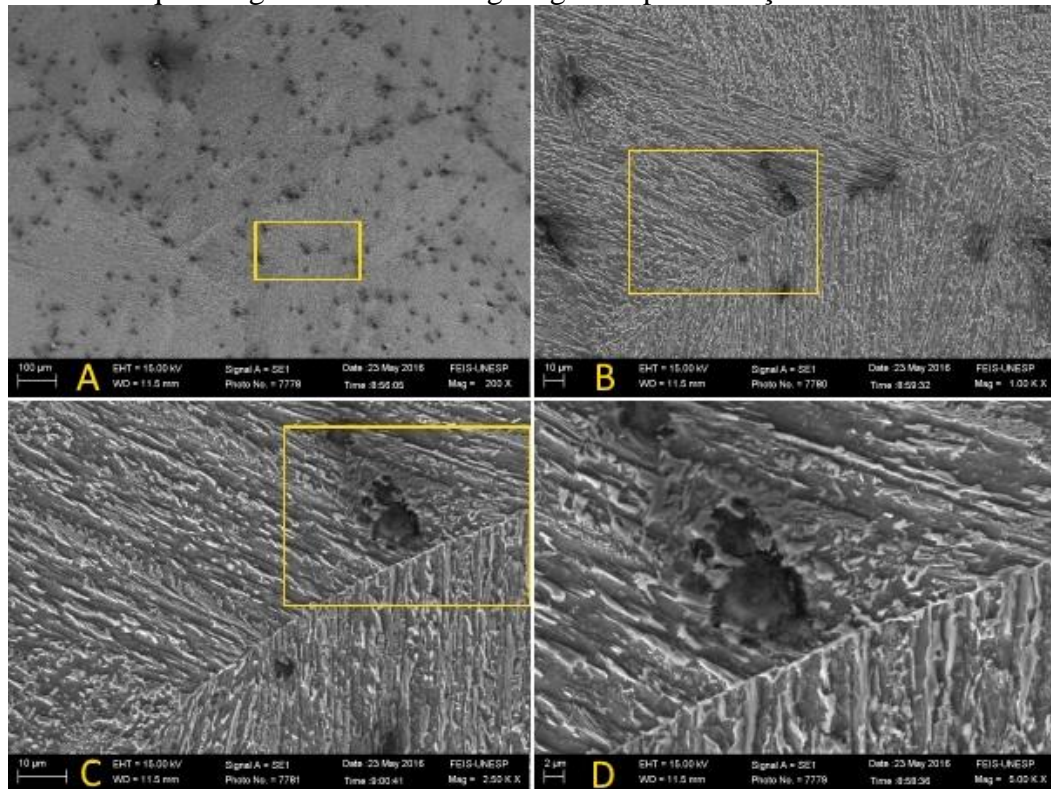
Figura 42- Micrografias das 3 direções do metal base. De cima para baixo: Azul, Vermelha e Verde. Aumento 250X. Ataque: Nital 5%.



Fonte: Próprio Autor.

A Fig. 43 traz imagens da estrutura do metal base, obtidas através de microscopia eletrônica de varredura.

Figura 43- Micrografias eletrônicas do metal base, com acompanhamento da região destacada, conforme aumento da ampliação. Ampliação das imagens: (A)200X (B) 1000X (C) 2500X (D) 5000X. Ataque: reagente Villela. Imagem gerada por detecção de elétrons secundários.



Fonte: Próprio Autor.

A microscopia eletrônica da Fig. 43 permite a visualização clara da estrutura bainítica (inferior) atribuída ao metal base. Pode-se ver nas imagens 42 B e 42 C plaquetas de ferrita (mais claras) separadas por fases de cementita (mais escuras). Vê-se também uma mudança de orientação angular de cerca de  $60^\circ$ , quando atingido o contorno de grão, outra característica comum atribuída à estrutura em questão.

## 4.2 DUREZA

### 4.2.1 Dureza – metal base

A Tabela 9 traz os valores das 30 medições de dureza Vickers realizadas em cada direção (azul, vermelha e verde) do metal base. A Tabela 10 traz os valores médios ( $\pm$  desvio padrão) para cada direção (azul, vermelha e verde) do metal base.

Tabela 9- Valores de dureza Vickers em cada direção (azul, vermelha e verde) do metal base. Valores em HV.

Medição	Azul	Vermelha	Verde	Medição	Azul	Vermelha	Verde
1	380,9	317,3	298,7	16	392,9	365,6	370,0
2	343,6	358,8	323,2	17	386,3	325,0	370,8
3	380,7	350,3	348,9	18	388,6	324,5	343,0
4	394,4	331,6	336,2	19	377,9	354,9	338,6
5	368,5	335,4	365,5	20	380,0	362,8	369,1
6	376,4	331,3	370,4	21	384,7	342,4	375,2
7	370,2	331,5	324,6	22	377,0	349,5	365,5
8	393,2	380,2	364,0	23	393,3	379,0	370,9
9	348,3	381,7	357,2	24	356,4	366,8	353,5
10	352,2	371,4	328,2	25	382,7	359,9	378,7
11	330,8	338,8	361,1	26	364,2	380,5	382,2
12	345,2	364,3	317,2	27	354,7	338,7	313,8
13	410,0	329,3	353,0	28	386,2	343,6	360,5
14	366,1	332,1	367,1	29	359,0	391,2	379,1
15	373,6	334,5	339,8	30	371,4	366,3	376,3

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 10- Valores de dureza média ( $\pm$  desvio padrão) para cada direção do metal base. Valores em HV.

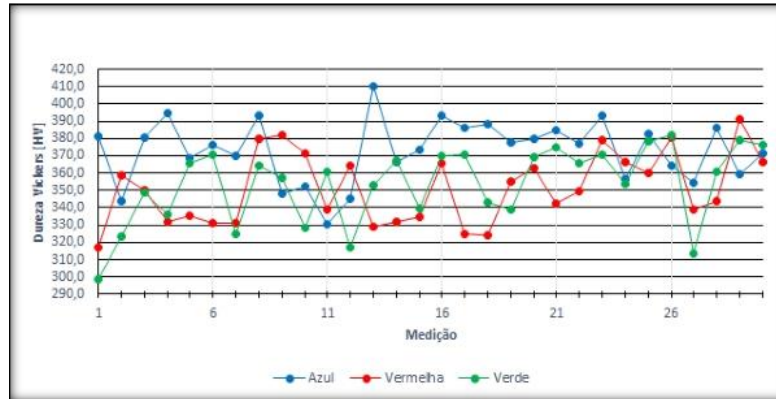
Azul	Vermelha	Verde
373,0 $\pm$ 18,1	351,3 $\pm$ 20,4	353,4 $\pm$ 22,2

Fonte: Próprio Autor.

Das Tabelas 9 e 10, notamos uma constância de valores em cada direção isoladamente e, valores médios muito próximos em cada direção. A Fig. 44 traz a plotagem dos valores de dureza x medição, para cada direção analisada no metal base. A Fig. 45 traz, além das curvas presentes na Fig. 44, uma curva média considerando a média dos valores de dureza ponto a ponto de medição nas três direções analisadas. Esses valores médios de dureza ponto a ponto, juntamente com o valor de desvio padrão equivalente, são apresentados na Tabela 11. Analisando a Fig. 44 vê-se que a variação de valores que ocorrem na curva média, acompanha o padrão das curvas independentes em cada direção. Desse modo, baseando-se na análise visual das três direções e, tanto no comportamento como valores médios próximos da dureza, nas três direções, estabeleceu-se que a direção adotada no metal base não seria um fator de influência

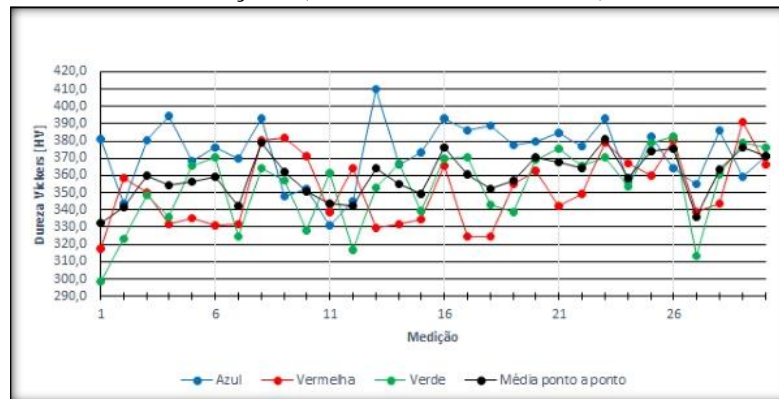
nos resultados obtidos na realização do tratamento térmico estudado. Também adotou-se uma dureza média global para o metal base, desse ponto em diante do estudo, envolvendo as três direções analisadas:  $359,2 \pm 22,4$  HV.

Figura 44- Valores de dureza x medição para cada direção analisada no metal base.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 45- Valores de dureza x medição para cada direção analisada no metal base, juntamente com uma curva representando a média de dureza, ponto a ponto, entre as três direções (azul, vermelha e verde).



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 11- Valores de dureza médios (M), ponto a ponto de medição, junto com os valores de desvio padrão (D), considerando-se os valores obtidos para as três direções analisadas. Valores medidos em HV.

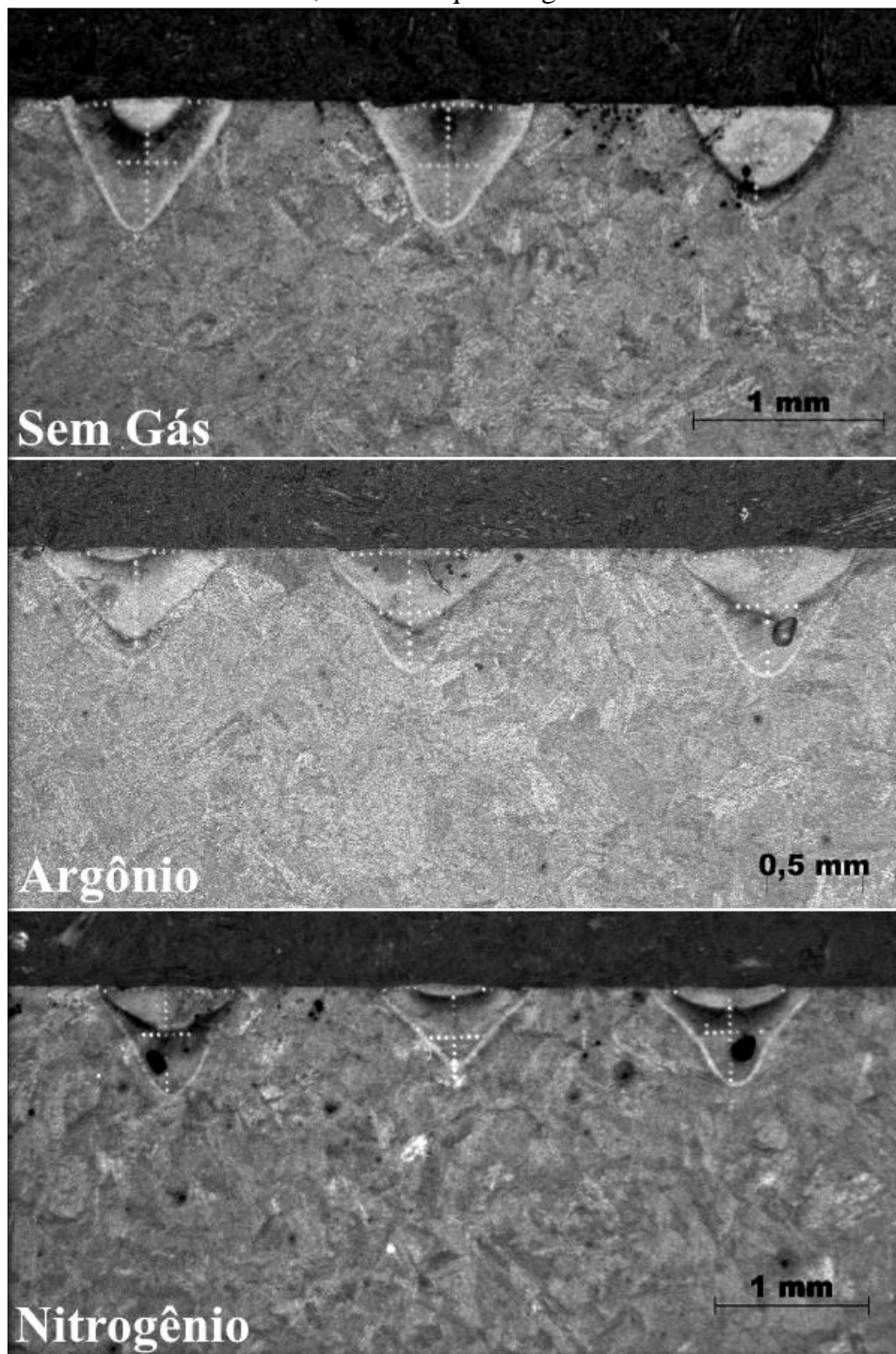
Medição	M ± D	Medição	M ± D	Medição	M ± D
1	332,3 ± 43,1	11	343,6 ± 15,7	21	367,4 ± 22,2
2	341,9 ± 17,9	12	342,2 ± 23,7	22	364,0 ± 13,8
3	359,9 ± 18,0	13	364,1 ± 41,5	23	381,1 ± 11,4
4	354,1 ± 35,0	14	355,1 ± 19,9	24	358,9 ± 7,0
5	356,5 ± 18,3	15	349,3 ± 21,2	25	373,8 ± 12,2
6	359,4 ± 24,5	16	376,2 ± 14,6	26	375,6 ± 9,9
7	342,1 ± 24,6	17	360,7 ± 31,9	27	335,7 ± 20,6
8	379,1 ± 14,6	18	352,0 ± 33,0	28	363,4 ± 21,4
9	362,4 ± 17,3	19	357,1 ± 19,7	29	376,4 ± 16,2
10	350,6 ± 21,6	20	370,6 ± 8,7	30	371,4 ± 5,0

Fonte: Próprio Autor.

#### 4.2.2 Dureza do metal de solda – condições SG, AR e N

A Fig. 46 traz os 3 cordões de solda realizados nas condições de soldagem SG, AR e N. Nas imagens também podem ser vistas as indentações dos ensaios de dureza realizados.

Figura 46- Cordões de solda realizados na condição SG, AR e N. Da esquerda para direita: cordão 1, 2 e 3. Ataque: reagente Villela.



Fonte: Próprio Autor.

#### 4.2.2.1 Superfície

As Tabelas 12, 13 e 14 trazem, respectivamente, os valores das medições de dureza nas superfícies dos 3 cordões de solda realizados nas condições de soldagem SG, AR e N.

Tabela 12- Valores de dureza para a superfície dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem SG. Valores em HV.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	556,9	573,7	559,4
2	549,7	606,1	469,9
3	430,3	438,2	393,1
4	322,2	419,4	467,7
5	338,9	479,8	605,5
6	507,6	360,8	388,2
7	519,3	191,5	577,5
8	459,4	402,8	547,4
9	549,7	469,8	560,9
10	556,2	499,0	528,6
11	551,9	519,3	574,4
12	465,2	463,1	603,8
13	496,6	364,0	562,3
14	339,6	358,1	578,3
15	401,0	422,8	545,7
16	423,3	461,4	-----
17	515,4	520,0	-----
18	512,1	604,0	-----
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>472,0 ± 79,5</b>	<b>453,0 ± 100,5</b>	<b>530,9 ± 69,4</b>

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 13- Valores de dureza para a superfície dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem AR. Valores em HV.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	623,5	607,7	740,8
2	550,1	635,1	640,6
3	561,3	611,7	640,3
4	542,6	593,8	663,8
5	450,5	601,5	595,5
6	660,1	431,1	600,6
7	660,2	538,5	634,6
8	672,1	658,9	659,4
9	625,5	634,2	609,6
10	672,7	611,8	634,6
11	616,7	670,2	610,4
12	453,5	615,0	604,8
13	423,3	726,2	592,6
14	475,5	591,5	601,3
15	533,8	221,5	654,4
16	556,9	132,5	651,5
17	599,3	630,5	631,9
18	589,1	580,6	632,5
19	661,4	629,3	-----
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>575,2 ± 80,1</b>	<b>564,3 ± 149,0</b>	<b>633,3 ± 35,3</b>

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 14- Valores de dureza para a superfície dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem N. Valores em HV.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	547,1	666,0	638,3
2	623,9	651,4	520,9
3	649,3	658,9	583,2
4	670,7	552,6	694,5
5	692,4	581,1	649,3
6	469,8	681,5	701,6
7	634,9	681,4	656,0
8	642,4	699,4	703,4
9	637,5	695,7	637,1
10	673,1	693,3	671,3
11	639,6	655,6	687,1
12	764,9	678,7	719,2
13	215,2	674,9	646,8
14	417,6	489,5	656,3
15	626,7	413,5	658,2
16	839,4	571,7	686,3
17	637,2	648,4	560,7
18	-----	643,1	574,9
19	-----	681,6	644,1
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	610,7 ± 140,0	632,5 ± 77,3	646,8 ± 53,0

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Analisando as Tabelas 12, 13 e 14, pode-se ver que a dureza superficial das condições AR e N apresentaram maiores valores de dureza superficial do que os obtidos na condição SG. Tem-se também que, apesar das condições AR e N apresentarem comportamento semelhante e patamares de dureza próximos, a condição de soldagem N é visualmente, dentre as 3, a que demonstra uma maior dureza superficial. Esse fato é numericamente confirmado na Tabela 15, aonde utilizando os valores apresentados nas Tabelas 12, 13 e 14, calculou-se um valor de dureza superficial média global para os metais de solda nas condições SG, AR e N, além de trazer o valor de dureza média global do metal base. A Figura 47 traz a representação gráfica da Tabela 15.

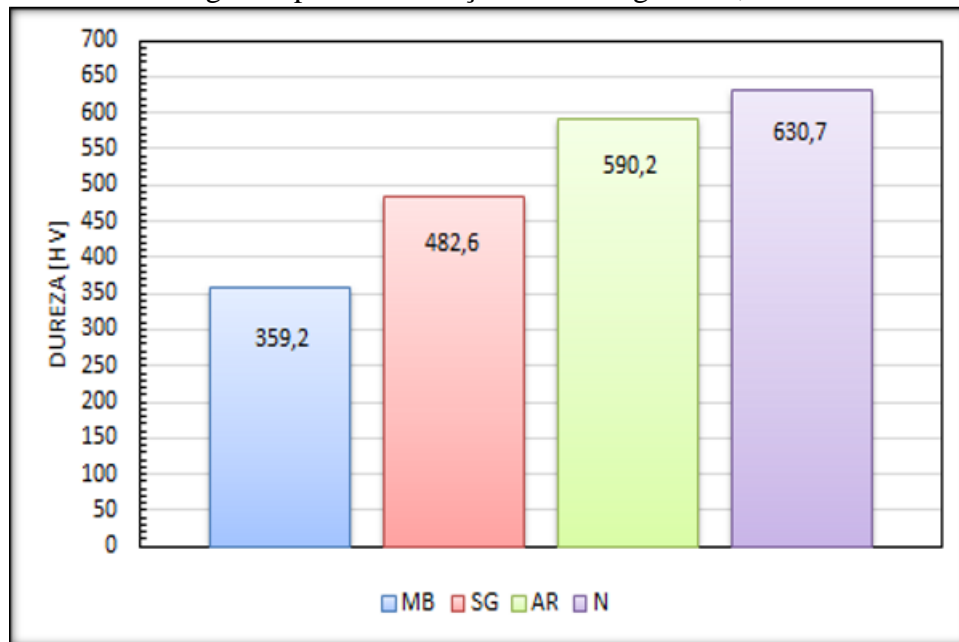
Tabela 15- Valores de durezas médias globais para o metal base e para as superfícies dos metais de solda nas condições SG, AR e N. Valores em HV.

Condição	MB	SG	AR	N
<b>Dureza Média Global ± Desvio Padrão</b>	359,2 ± 22,4	482,6 ± 89,4	590,2 ± 103,3	630,7 ± 94,6

Fonte: Próprio Autor.



Figura 47- Valor de dureza média global para o metal base e valores de dureza superficial média global para as condições de soldagem SG, AR e N.



Fonte: Próprio Autor.

Da Tabela 15 e Fig. 47 tem-se que, embora a diferença apresentada entre as condições AR e N não seja muito acentuada, essa diferença existe e, além disso, a condição N apresenta um menor desvio de resultados do que a condição AR. Além disso, a presença de gás de proteção, inerte ou ativo, quando em comparação a uma soldagem realizada sem gás (condição SG), gerou durezas superficiais maiores, provavelmente devido à elevada taxa de resfriamento imposta à poça de soldagem pelo fluxo de gás de proteção.

Quando se trata de têmpera, superficial ou na peça toda, quanto maior for a taxa de resfriamento empregada na região aquecida, maiores as chances de formação de estruturas que possuam maior dureza, comumente a martensita. Desse modo, pode-se analisar que a estrutura bainítica do metal base, provavelmente, sofreu um processo de aquecimento até a austenitização da estrutura, e que, a presença do gás de proteção foi um grande influenciador na geração de uma maior concentração de estrutura martensítica nas condições AR e N, ao contrário da condição SG.

Com isso, avalia-se que, embora a condição SG tenha alcançado valores de dureza maiores que os presentes no metal base, devido ao fato de não utilizar gás de proteção, provavelmente não ofereceu o resfriamento necessário para uma “martensitização” tão eficiente da estrutura, como visto nas condições AR e N. Também pode-se avaliar a menor dureza superficial da condição SG como decorrente de uma provável decarbonetação superficial. A

descarbonetação ocorreria devido à interação do carbono presente no aço com o oxigênio livre do ambiente, o que conduziria à perda de carbono do aço a partir da superfície, gerando uma camada com teor de carbono reduzido, conseqüentemente apresentando menor dureza, uma vez que a dureza da martensita depende do teor de carbono. Desse modo, nas condições AR e N, além do papel de resfriamento, o fluxo de gás utilizado teria exercido também o papel de proteção da superfície contra a oxidação decorrente da interação com o meio, evitando assim essa possível descarbonetação da superfície, refletindo em durezas maiores que as presentes na condição SG.

Também inferiu-se que, uma vez que as condições que utilizaram gás de proteção foram realizadas utilizando-se os mesmos parâmetros, o gás nitrogênio (gás ativo) exerceu um papel além da simples imposição de uma elevada taxa de resfriamento da poça de soldagem, quando comparado ao gás argônio (gás inerte). Desse modo, pode-se inferir que o gás nitrogênio pode ter atuado de duas possíveis formas: ou na formação de algum nitreto na estrutura do metal de solda ou, o nitrogênio se incorporou à matriz do material de maneira intersticial, na forma de solução sólida supersaturada;

Entretanto, à partir de somente dados de dureza, nenhuma afirmação sobre nenhuma das duas possibilidades pode ser adotada, apenas a constatação do fato de que, como já citado, sob as mesmas condições, o gás nitrogênio exerceu um papel adicional desconhecido quando comparado ao gás argônio. Encerrando a análise superficial dos metais de solda das condições SG, AR e N, tem-se a Tabela 16, que traz os ganhos de dureza superficial de cada condição, calculados em relação à dureza global média do metal base.

Tabela 16- Valores de ganho de dureza superficial, em relação à dureza global média do metal base, das condições de soldagem SG, AR e N.

Condição	SG	AR	N
Ganho	34,4 %	64,3 %	75,6 %

Fonte: Próprio Autor.

#### 4.2.2.2 Centro horizontal

As Tabelas 17, 18 e 19 trazem, respectivamente, os valores das medições de dureza no centro dos 3 cordões de solda realizados nas condições de soldagem SG, AR e N.

Tabela 17- Valores de dureza no centro dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem SG. Valores em HV. Valores medidos da esquerda para a direita nas imagens.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	533,8	610,6	592,4
2	500,9	583,7	607,1
3	518,2	589,9	607,4
4	531,6	563,7	598,4
5	538,9	636,0	604,9
6	577,5	566,6	599,0
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>533,5 ± 25,6</b>	<b>591,8 ± 27,6</b>	<b>601,5 ± 6,0</b>

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 18- Valores de dureza no centro dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem AR. Valores em HV. Valores medidos da esquerda para a direita nas imagens.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	668,2	570,1	456,2
2	614,9	633,0	556,7
3	637,5	654,7	652,7
4	598,9	648,7	651,9
5	668,5	689,1	633,0
6	572,6	632,5	519,9
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>626,8 ± 38,5</b>	<b>638,0 ± 39,2</b>	<b>578,4 ± 80,9</b>

Fonte: Próprio Autor.

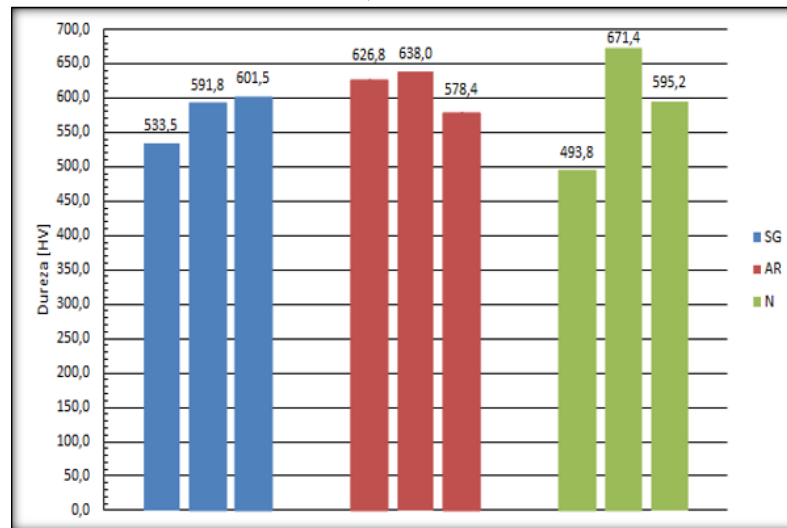
Tabela 19- Valores de dureza no centro dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem N. Valores em HV. Valores medidos da esquerda para a direita nas imagens.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	510,0	664,8	661,8
2	503,7	687,5	570,3
3	487,3	696,7	631,2
4	455,4	690,8	534,2
5	508,6	627,1	516,1
6	498,1	661,6	657,6
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>493,8 ± 20,6</b>	<b>671,4 ± 26,0</b>	<b>595,2 ± 63,6</b>

Fonte: Próprio Autor.

Analisando as Tabelas 17, 18 e 19 avaliou-se que, ao contrário do que ocorreu nos dados obtidos na superfície, a diferença entre as durezas obtidas no centro dos cordões, para as condições SG, AR e N, não apresentaram um padrão tão claro de ganho, quando se comparou as condições com e sem utilização de gás de proteção (inerte ou ativo). A Fig. 48 traz a plotagem dos dados médios para cada cordão, para cada uma das 3 condições e, a Tabela 20, traz os valores de dureza central média global para cada uma das condições, além do valor de dureza média global para o metal base. A Fig. 49 traz uma representação gráfica da Tabela 20.

Figura 48- Valores de dureza central média para cada cordão de solda realizado nas condições SG, AR e N.



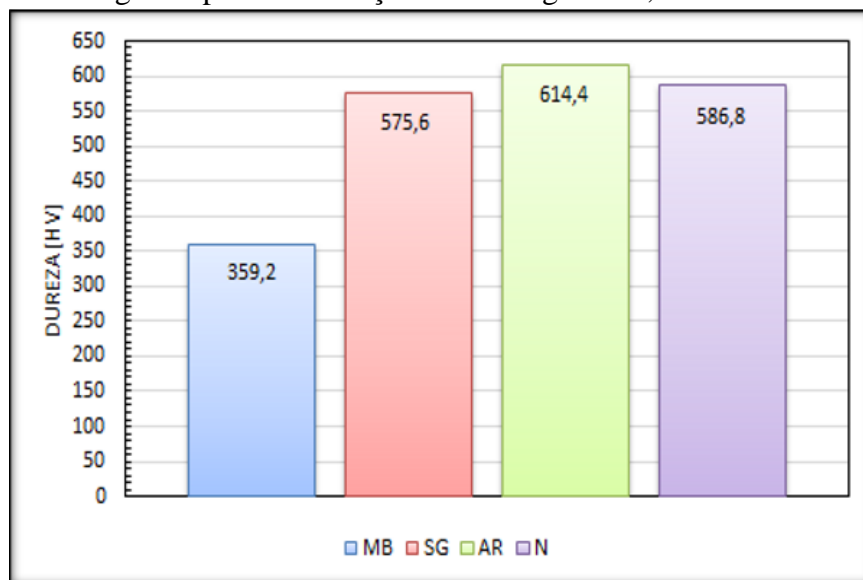
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 20- Valores de dureza média global para o metal base e para as regiões centrais dos metais de solda nas condições SG, AR e N. Valores em HV.

Condição	MB	SG	AR	N
<b>Dureza Média Global <math>\pm</math> Desvio Padrão</b>	359,2 $\pm$ 22,4	575,6 $\pm$ 37,2	614,4 $\pm$ 59,3	586,8 $\pm$ 84,3

Fonte: Próprio Autor.

Figura 49- Valor de dureza média global para o metal base e valores de dureza central média global para as condições de soldagem SG, AR e N.



Fonte: Próprio Autor.

Analisando as Fig. 48 e 49, e a Tabela 20, mais uma vez evidenciou-se que a diferença de dureza obtida, quando se trata da região central horizontal do cordão de solda, entre as condições com e sem a presença de gás de proteção, não foi tão discrepante quanto a encontrada

na superfície dos cordões. Pode-se raciocinar esse fato como, a partir do momento em que a fronteira superficial da poça de fusão se solidifica, o mecanismo de resfriamento para todas as condições assume um caráter muito semelhante, de modo que todas as condições acabam atingindo um patamar de dureza final muito próximo um ao outro.

Comparando as condições com presença de gás, nota-se que houve dessa vez uma maior dureza média apresentada pelo gás argônio, conseqüentemente devido ao baixo valor médio apresentado pelo cordão 1 realizado na condição N. Entretanto, também pode-se inferir que a diferença de ganho de dureza do gás nitrogênio em relação ao gás argônio seja algo que se limite à região superficial do metal de solda, e que não se mantenha quando se trata de outras regiões do cordão de solda. Encerrando a análise da região central dos metais de solda das condições SG, AR e N, tem-se a Tabela 21, que traz os ganhos de dureza central média global de cada condição, calculados em relação à dureza média global do metal base.

Tabela 21- Valores de ganho de dureza central, em relação à dureza global média do metal base, das condições de soldagem SG, AR e N.

Condição	SG	AR	N
Ganho	60,2 %	71,0 %	63,4 %

Fonte: Próprio Autor.

#### 4.2.2.3 Descendente central

As Tabelas 22, 23 e 24 trazem, respectivamente, os valores das medições de dureza na direção descendente central dos 3 cordões de solda realizados nas condições de soldagem SG, AR e N. A numeração das medidas se desenvolve crescentemente na direção descendente, no sentido da superfície à raiz, em cada cordão.

Tabela 22- Valores de dureza descendente central dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem SG. Valores em HV. (continua)

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	598,9	373,6	559,1
2	663,7	395,8	652,9
3	577,1	384,0	723,7
4	411,3	462,5	601,0
5	355,1	513,3	614,1
6	426,7	459,1	257,7
7	526,3	571,1	598,1
8	526,9	615,1	487,1
9	520,2	596,0	463,0
10	558,4	637,9	-----
11	587,4	586,5	-----
12	661,3	628,0	-----

Tabela 22- Valores de dureza descendente central dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem SG. Valores em HV. (conclusão)

13	621,9	597,6	-----
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	541,2 ± 95,1	524,7 ± 98,1	550,7 ± 135,5

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 23- Valores de dureza descendente central dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem AR. Valores em HV.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	408,3	584,4	623,2
2	501,2	588,8	705,4
3	570,0	681,6	621,6
4	604,7	655,7	629,7
5	611,1	492,2	624,4
6	681,3	701,0	529,5
7	638,2	661,0	462,2
8	695,8	212,7	572,6
9	434,3	482,2	557,4
10	-----	589,7	624,6
11	-----	738,3	-----
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	571,7 ± 103,1	580,7 ± 146,5	595,1 ± 67,1

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 24- Valores de dureza descendente central dos 3 cordões de solda realizados na condição de soldagem N. Valores em HV. A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Medição	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3
1	726,5	511,9	624,2
2	658,7	302,6	428,0
3	657,8	406,1	471,3
4	661,2	318,5	519,1
5	665,5	411,1	566,4
6	303,8	716,6	547,3
7	338,4	665,8	709,8
8	559,3	696,7	632,4
9	661,8	660,6	635,9
10	676,7	465,0	-----
11	643,7	499,7	-----
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	595,8 ± 141,4	514,1 ± 150,6	570,5 ± 89,3

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

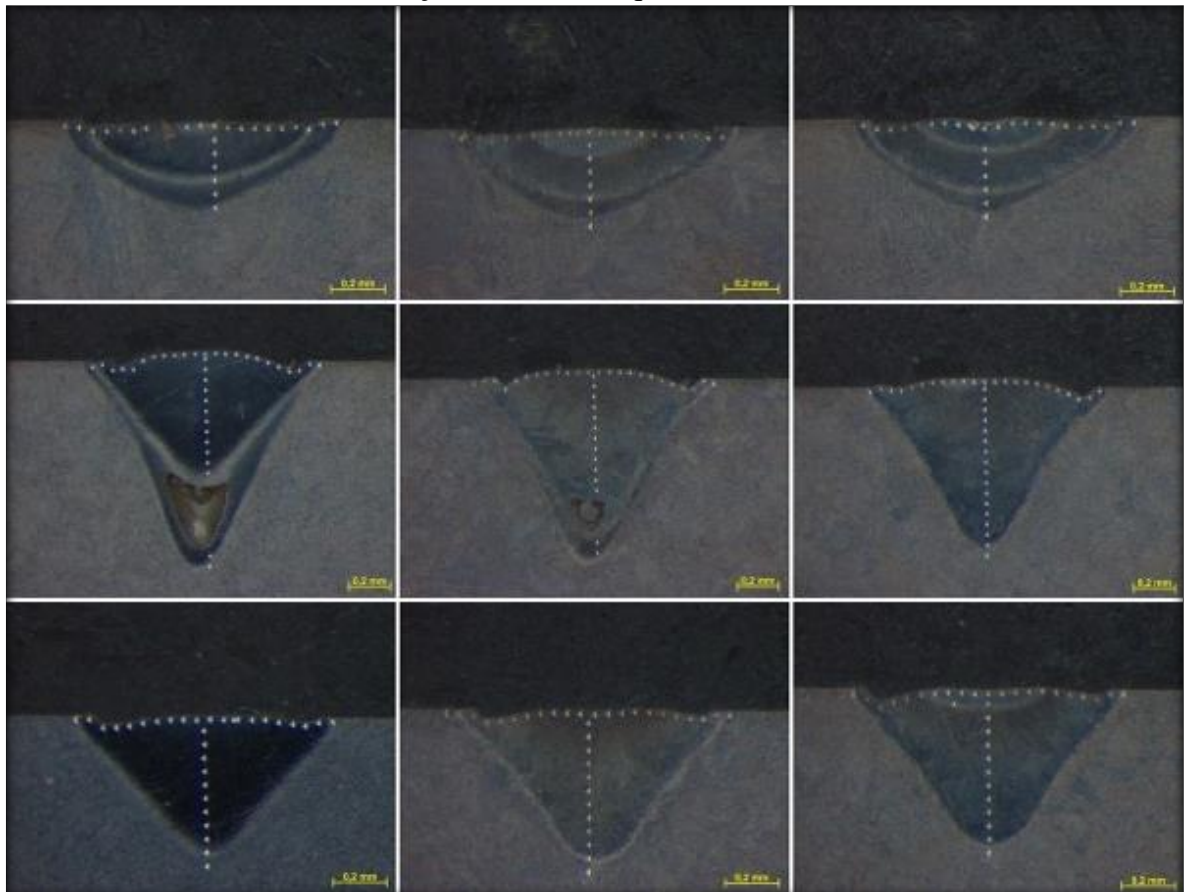
Analisando as Tabelas 22, 23 e 24, avalia-se que novamente, ao contrário do que ocorreu nos dados obtidos na superfície, a diferença entre as durezas obtidas na direção descendente central, para as condições SG, AR e N, não apresentaram um padrão tão claro de ganho, quando se comparou as condições com e sem utilização de gás de proteção (inerte ou ativo). Analisando os dados notou-se que, próximo à superfície, as durezas apresentadas pelas condições com a presença de gás são maiores que aquelas apresentadas pela condição sem a presença de gás, provavelmente decorrente das altas taxas de resfriamento impostas pelo fluxo de gás presente

no processo. Entretanto, à partir de uma certa profundidade, a diferenciação entre as condições fica pouco acentuada. Esse fato, assim como o ocorrido na posição central horizontal dos cordões, está provavelmente atrelado ao fato de que, uma vez solidificada a fronteira superficial dos cordões de solda, o mecanismo de resfriamento passa a ser equiparado para todas as condições, o que, conseqüentemente, nivela os patamares de valores de dureza para condições com e sem utilização de gás de proteção.

#### 4.2.3 Dureza do metal de solda – condição N1, N2 e N3

A Fig. 50 traz as 3 secções de medição nas condições de soldagem N1, N2 e N3. Nas imagens também podem ser vistas as indentações dos ensaios de dureza realizados.

Figura 50- Secções de medição dos cordões realizados nas condições de soldagem N1, N2 e N3. Linhas (de cima para baixo): condição N1, N2 e N3. Colunas (da esquerda para direita): secção 1, 2 e 3. Ataque: Nital 5%.



Fonte: Próprio Autor.

#### 4.2.3.1 Superfície

As Tabelas 25, 26 e 27 trazem, respectivamente, os valores das medições de dureza nas superfícies das 3 secções dos cordões de solda realizados nas condições de soldagem N1, N2 e N3.

Tabela 25- Valores de dureza na superfície nas 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N1. Valores em HV.

Medição	Secção 1	Secção 2	Secção 3
1	634,4	595,3	503,7
2	656,6	619,7	609,1
3	496,8	521,9	643,3
4	722,2	739,8	698,1
5	704,2	679,8	576,3
6	701,3	628,3	588,6
7	676,8	547,1	656,6
8	671,3	687,7	589,2
9	636,8	636,6	594,3
10	686,7	759,9	592,3
11	652,8	687,8	639,6
12	658,1	623,9	507,4
13	669,7	720,0	547,3
14	666,3	726,0	587,8
15	675,5	635,7	580,9
16	603,3	752,4	606,6
17	525,1	569,3	631,8
18	568,6	629,0	542,2
19	716,1	711,7	525,0
20	-----	713,4	-----
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>648,9 ± 61,2</b>	<b>659,3 ± 69,0</b>	<b>590,5 ± 50,9</b>

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 26- Valores de dureza na superfície nas 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N2. Valores em HV. (continua)

Medição	Secção 1	Secção 2	Secção 3
1	841,7	696,8	628,5
2	735,3	763,7	713,2
3	714,3	713,6	485,9
4	689,8	749,8	617,5
5	753,5	749,2	651,4
6	690,9	746,4	612,7
7	673,3	794,6	628,4
8	756,4	768,2	609,5
9	635,9	753,6	626,5
10	363,2	757,2	581,3
11	576,3	738,0	677,3
12	739,8	714,5	628,3
13	695,3	765,8	607,7
14	754,2	760,3	626,0
15	429,6	714,3	681,2
16	687,7	724,2	624,8
17	739,2	725,4	645,8



Tabela 26- Valores de dureza na superfície nas 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N2. Valores em HV. (conclusão)

<b>18</b>	719,7	747,1	668,4
<b>19</b>	510,3	751,1	649,5
<b>20</b>	525,8	-----	676,2
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	661,6 ± 120,9	743,9 ± 24,0	632,0 ± 46,4

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 27- Valores de dureza na superfície nas 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N3. Valores em HV.

<b>Medição</b>	<b>Secção 1</b>	<b>Secção 2</b>	<b>Secção 3</b>
<b>1</b>	495,8	624,1	491,2
<b>2</b>	730,1	690,1	615,5
<b>3</b>	715,5	713,6	616,3
<b>4</b>	706,8	737,7	601,8
<b>5</b>	779,8	743,6	616,0
<b>6</b>	695,4	480,3	619,3
<b>7</b>	750,7	720,2	675,7
<b>8</b>	709,7	790,0	621,5
<b>9</b>	772,3	733,7	651,3
<b>10</b>	748,6	751,6	617,8
<b>11</b>	798,8	733,4	667,7
<b>12</b>	779,4	743,3	678,5
<b>13</b>	763,6	667,8	636,9
<b>14</b>	715,4	667,7	605,6
<b>15</b>	701,6	729,8	616,6
<b>16</b>	708,5	766,1	633,0
<b>17</b>	398,1	784,6	632,8
<b>18</b>	587,0	599,3	631,2
<b>19</b>	697,3	596,9	598,5
<b>20</b>	-----	-----	614,0
<b>21</b>	-----	-----	486,6
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	697,6 ± 101,0	698,6 ± 77,5	615,6 ± 47,8

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

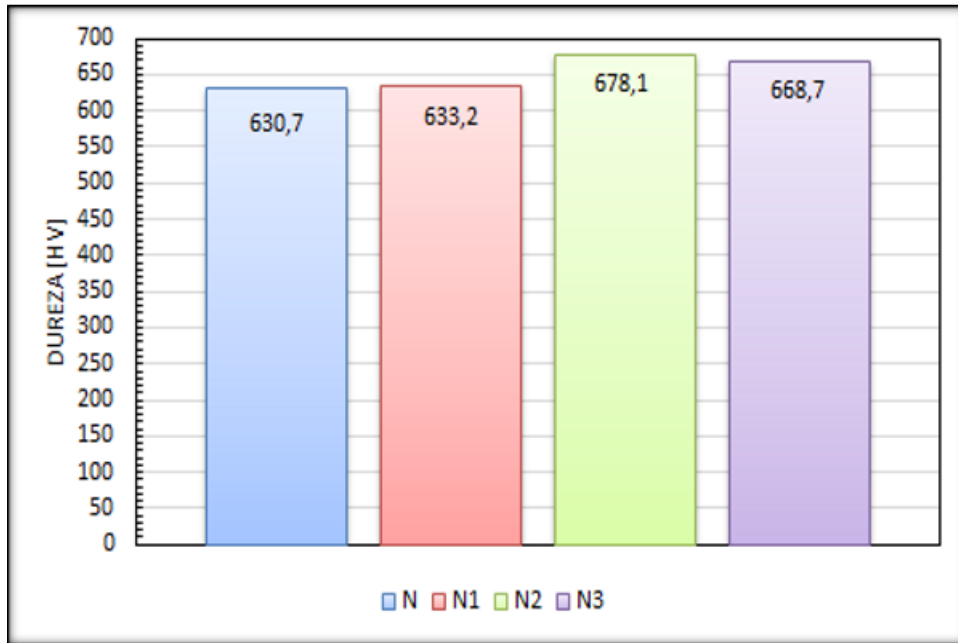
Analisando as Tabelas 25, 26 e 27, tem-se que, embora todas as 3 condições apresentem altos valores de dureza superficial, as condições N2 e N3 apresentam maiores valores de dureza superficiais que os vistos na condição N1. Esse fato é numericamente confirmado na Tabela 28, aonde utilizando os valores apresentados nas Tabelas 25, 26 e 27, calculou-se um valor de dureza superficial média global para os metais de solda em cada condição apresentada, além de trazer o valor da dureza superficial média global da condição N, para comparação entre os valores de todas as condições que utilizaram o gás nitrogênio. A Figura 51 traz uma representação gráfica da Tabela 28.

Tabela 28- Valores de dureza superficial média global para as condições N, N1, N2 e N3.  
Valores em HV.

Condição	N	N1	N2	N3
<b>Dureza Média Global ± Desvio Padrão</b>	630,7 ± 94,6	633,2 ± 67,2	678,1 ± 89,0	668,7 ± 86,1

Fonte: Próprio Autor.

Figura 51- Valor de dureza superficial média global para as condições de soldagem N, N1, N2 e N3.



Fonte: Próprio Autor.

Da análise da Fig. 51 tem-se que, tendo como base de comparação a dureza superficial da condição N, a variação de parâmetros aplicados nas condições N1, N2 e N3 não foram todos de ação efetiva para um aumento significativo de dureza superficial dos metais de solda. A variação de frequência aplicada na condição N1 gerou uma dureza superficial equivalentemente idêntica à dureza obtida na superfície do metal de solda realizado na condição N. Já as condições N2 e N3 mostraram um aumento em relação à condição N.

No caso da condição N2 (maior energia de pulso), pode-se inferir que a maior dureza apresentada é decorrente da maior energia de pulso que, conseqüentemente, gerou uma maior temperatura, permitindo austenitizar um maior volume de material de maneira mais eficiente, favorecendo a formação de martensita. Nesse cenário, pode-se raciocinar que uma maior temperatura proporcionou uma melhor taxa de “martensitização” da estrutura do metal base além de, conseqüentemente, um maior tempo para interação do gás nitrogênio com a poça do metal de solda, o que geraria mais tempo para, ou intersticialização do nitrogênio na estrutura do metal de solda, ou formação de possíveis nitretos.

No caso da condição N3 (maior fluxo de gás de proteção), pode-se inferir a maior dureza apresentada com uma análise semelhante à empregada na condição N2. O maior fluxo de gás de proteção empregado gerou conseqüentemente maiores taxas de resfriamento, o que por sua vez favoreceu positivamente a “martensitização” da estrutura além de, conseqüentemente, um maior fluxo de gás proporcionar ao metal de solda uma maior quantidade de nitrogênio para interação, seja para intersticialização do nitrogênio na estrutura do metal de solda, seja para formação de possíveis nitretos.

Encerrando a análise de dureza superficial das condições N1, N2 e N3, tem-se a Tabela 29, que traz os ganhos percentuais de dureza superficial das condições N1, N2 e N3, quando tomadas por base as durezas médias globais do metal de base e superficial da condição N.

Tabela 29- Ganhos percentuais das durezas superficiais das condições N1, N2 e N3, quando tomadas por base as durezas médias globais do metal base e superficial da condição N.

Condição	Comparação com MB	Comparação com condição N
N1	76,3 %	0,4 %
N2	88,8 %	7,5 %
N3	86,2 %	6,0 %

Fonte: Próprio Autor.

#### 4.2.3.2 Descendente central

As Tabelas 30, 31 e 32 trazem, respectivamente, os valores das medições de dureza na direção descendente central, das 3 secções dos cordões de solda realizados nas condições de soldagem N1, N2 e N3. A numeração das medidas se desenvolve crescentemente na direção descendente, no sentido da superfície à raiz, em cada secção.

Tabela 30- Valores de dureza descendente central das 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N1. Valores em HV.

Medição	Secção 1	Secção 2	Secção 3
1	547,9	312,9	581,3
2	554,4	625,8	487,8
3	656,9	481,2	515,0
4	463,0	521,7	600,0
5	484,3	571,5	494,6
6	455,4	492,4	433,3
7	-----	525,6	-----
8	-----	382,5	-----
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>527,0 ± 76,3</b>	<b>489,2 ± 100,3</b>	<b>518,7 ± 62,2</b>

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 31- Valores de dureza descendente central das 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N2. Valores em HV.

Medição	Secção 1	Secção 2	Secção 3
1	672,4	478,7	477,5
2	666,1	530,1	489,0
3	644,3	576,2	555,4
4	633,1	595,8	562,5
5	653,6	571,5	545,3
6	625,5	568,4	615,7
7	633,6	658,2	645,9
8	689,2	615,5	695,2
9	657,1	600,9	650,3
10	609,2	618,8	623,3
11	628,3	648,8	675,1
12	648,1	602,9	658,6
13	583,0	471,0	674,9
14	456,5	515,6	629,5
15	-----	-----	666,9
16	-----	-----	568,7
17	-----	-----	425,6
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>628,6 ± 56,3</b>	<b>575,2 ± 57,9</b>	<b>597,6 ± 78,9</b>

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 32- Valores de dureza descendente central das 3 secções do cordão de solda realizado na condição de soldagem N3. Valores em HV.

Medição	Secção 1	Secção 2	Secção 3
1	662,2	482,6	623,9
2	636,9	547,2	467,8
3	644,0	547,7	546,3
4	670,0	580,3	578,8
5	644,3	682,7	604,7
6	652,0	616,4	652,7
7	649,7	641,9	626,3
8	644,9	676,9	645,8
9	640,4	627,1	603,9
10	507,0	669,1	622,8
11	430,9	632,9	636,7
12	-----	435,7	460,2
<b>Média ± Desvio Padrão</b>	<b>616,6 ± 75,5</b>	<b>595,0 ± 78,5</b>	<b>589,2 ± 65,3</b>

Nota: A simbologia (-----) indica que não houve medida devido às dimensões do cordão.

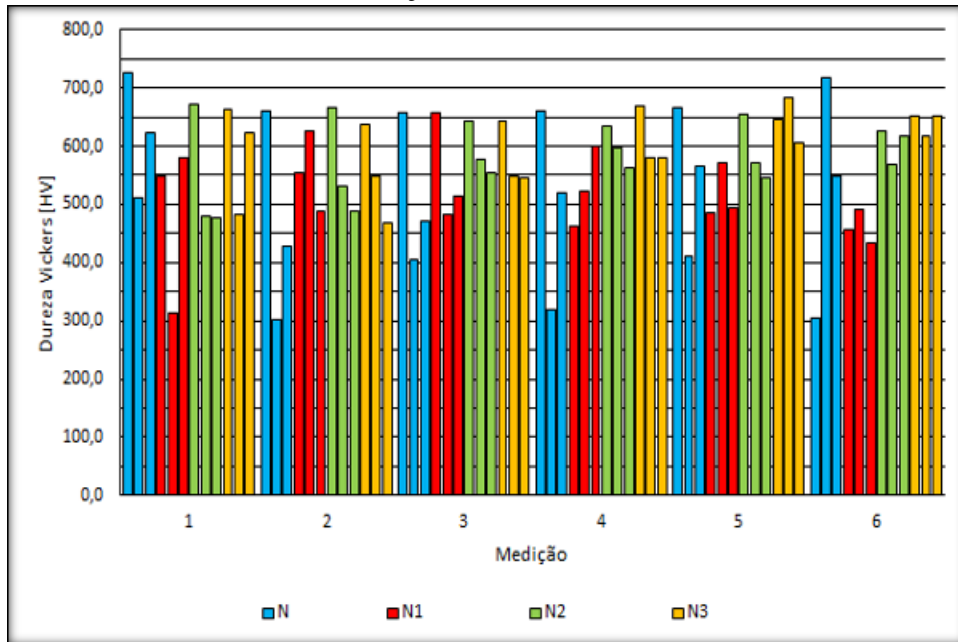
Fonte: Próprio Autor.

Da análise das Tabelas 30, 31 e 32, tem-se que, tanto a condição N2, como a condição N3, apresentaram valores de dureza maiores que os apresentados pela condição N1. Além disso, também inferiu-se que os valores apresentados pela condição N1 chegaram até mesmo, em alguns casos, a serem menores que os apresentados pela condição N. Dessa forma, mais uma vez estabeleceu-se que a alteração de frequência realizada na condição N1 não resultou em nenhum ganho significativo da propriedade de dureza, quando comparado à sua condição base.

Entretanto, o cordão realizado na condição N1 apresentou menor profundidade média que os cordões realizados nas demais condições que utilizaram o gás nitrogênio, de modo que

a discrepância entre o número de medidas realizadas foi maior que àquela apresentada quando comparadas às condições SG, AR e N. Desse modo, para uma comparação efetiva, levou-se em conta apenas as medidas iniciais das condições N, N2 e N3, até o valor máximo de medidas desenvolvidas na condição N1 e que, tenham sido desenvolvidas nas 3 secções de medição adotadas. Desse modo, todas as comparações foram realizadas até a medida de profundidade de número 6. A Fig. 52 a plotagem dos 6 primeiros valores para cada um dos 3 cordões da condição N e de cada secção de cada cordão das condições N1, N2 e N3.

Figura 52- Dureza descendente central para as 6 primeiras medidas de profundidade para os 3 cordões de solda realizados na condição N e para cada secção dos cordões realizados nas condições N1, N2 e N3.



Fonte: Próprio Autor.

A partir da Fig. 52, assim como já analisado, pode-se ver que a condição N1 além de apresentar menores valores de dureza na linha descendente central quando comparada às condições N2 e N3, chega ainda em alguns casos a apresentar durezas menores que as apresentadas pela condição N, demonstrando a ineficácia da alteração de frequência no tangente à ganho de dureza. Encerrando a análise da dureza descendente central das condições N1, N2 e N3, tem-se na Tabela 35, que traz os valores de dureza descendente central média global para as 6 primeiras medidas das condições N, N1, N2 e N3, a Fig. 53 que traz uma representação gráfica da Tabela 33 e, a Tabela 34 traz os ganhos percentuais de dureza descendente central média global das 6 primeiras medidas de profundidade das condições N1, N2 e N3, quando

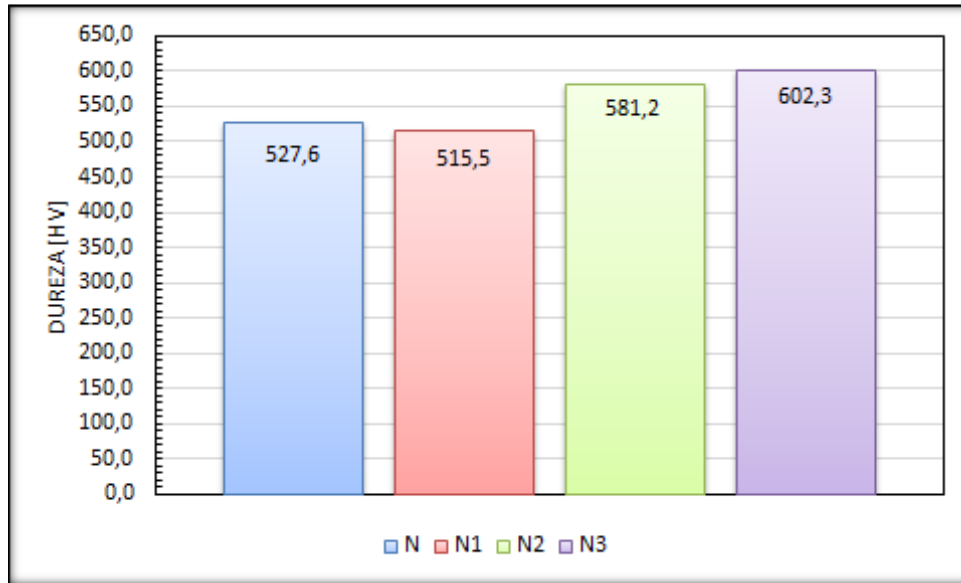
tomadas por base as durezas médias globais do metal base e descendente central das 6 primeiras medidas de profundidade da condição N.

Tabela 33- Valores de dureza descendente central média global para as 6 primeiras medidas das condições N, N1, N2 e N3. Valores em HV.

Condição	N	N1	N2	N3
<b>Dureza Média Global <math>\pm</math> Desvio Padrão</b>	527,6 $\pm$ 142,2	515,5 $\pm$ 79,5	581,2 $\pm$ 62,2	602,3 $\pm$ 63,1

Fonte: Próprio Autor.

Figura 53- Valores de dureza central descendente média global para as 6 primeiras medidas dos metais de solda nas condições N, N1, N2 e N3.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 34- Valores de ganhos percentuais da dureza descendente central média global para as 6 primeiras medidas dos metais de solda nas condições N1, N2 e N3, quando tomadas por base os valores da dureza média global do metal base e da dureza descendente central média global das 6 primeiras medidas da condição N.

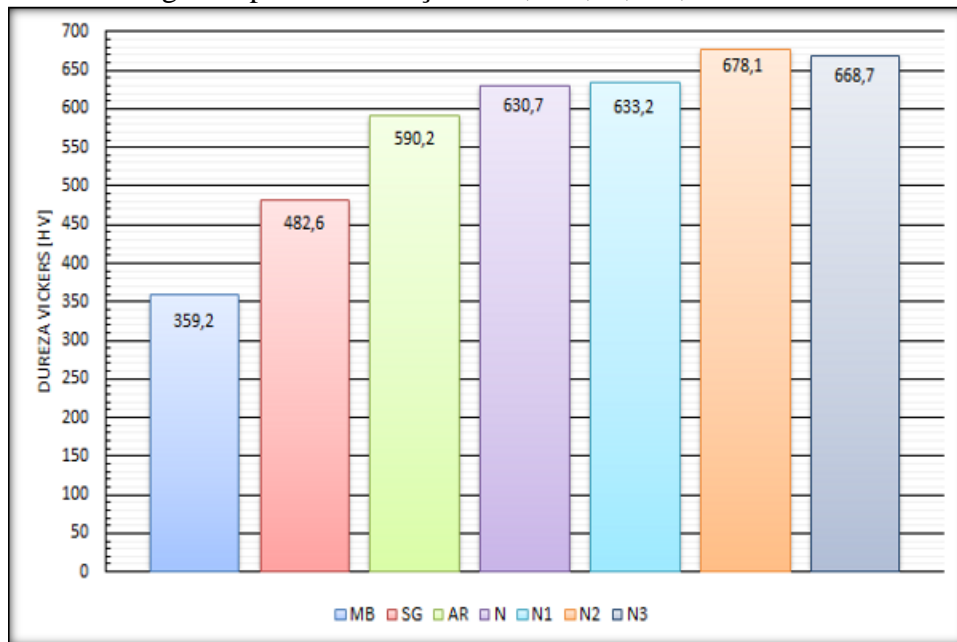
Condição	Comparação com MB	Comparação com condição N
N1	43,5 %	-2,3 %
N2	61,8 %	10,2 %
N3	67,7 %	14,1 %

Fonte: Próprio Autor.

#### 4.2.4 Síntese dos resultados de dureza

A Fig. 54 traz a plotagem dos valores de dureza média global para o metal base, juntamente com os valores de dureza superficial média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3. A Tabela 35 traz os valores de ganho de dureza superficial média global das condições SG, AR, N, N1, N2 e N3, quando tomada por base a dureza média global do metal base.

Figura 54- Valores de dureza média global para o metal base e dureza superficial média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 35- Valores de ganhos percentuais da dureza superficial média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3, quando tomada por base o valor de dureza média global do metal base.

Condição	SG	AR	N	N1	N2	N3
Ganho	34,4 %	64,3 %	75,6 %	76,3 %	88,8 %	86,2 %

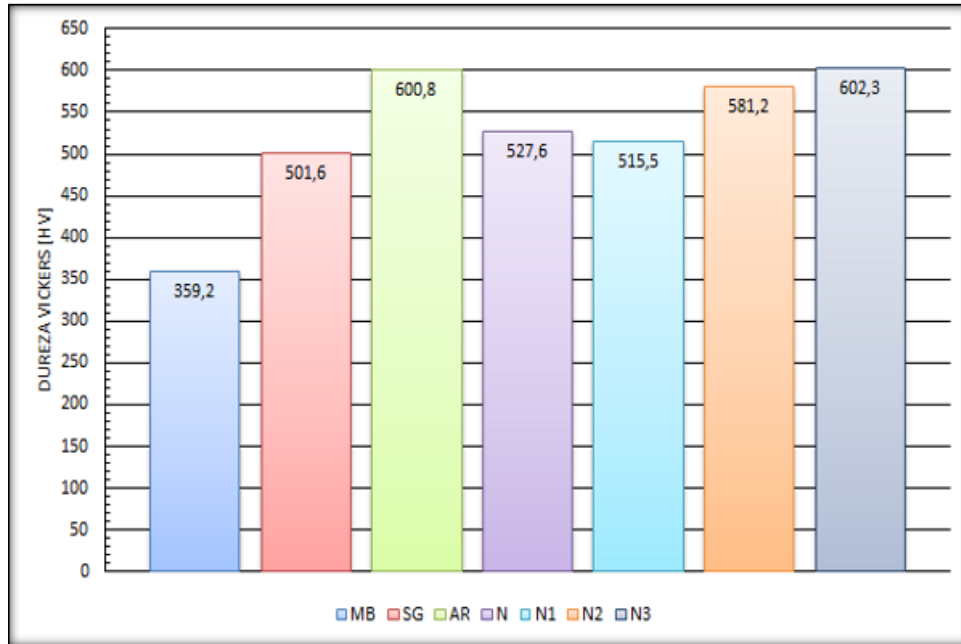
Fonte: Próprio Autor.

Comparando todos os dados de dureza superficial trazidos na Fig. 54 e na Tabela 35, tem-se que, a partir de alteração nos parâmetros da condição N, que já havia apresentado o melhor desempenho dentre as primeiras condições analisadas, foi possível um ganho ainda maior de dureza superficial à partir do metal base, destacando-se as condições N2 e N3 rivalizando como as melhores condições dentre as analisadas.

A análise de resultados no centro dos cordões nas condições SG, AR e N, mostrou um cenário pouco interessante aonde, a partir de uma certa profundidade as condições passam a rivalizar entre si, não havendo uma diferença tão acentuada entre condições com e sem a utilização de gás de proteção (ativo ou inerte). Uma vez que o estudo tem por interesse o ganho de propriedades superficiais, as análises da superfície, bem como as análises de quão profundo à partir da superfície seria esse ganho, optou-se pela utilização das análises de dureza superficial e descendente central para escolha das melhores condições que seguiriam sendo analisadas no estudo. A Fig. 55 traz a plotagem dos valores de dureza média global para o metal base e para

os valores de dureza descendente central média global, para as 6 primeiras medidas (~0,30 mm) ao longo da profundidade (à partir da superfície), para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3.

Figura 55- Valores de dureza média global para o metal base e dureza descendente central média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3. As durezas descendentes referem-se à uma profundidade de aproximadamente 0,30 mm à partir da superfície dos cordões de solda.



Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 36 traz os valores de ganho de dureza descendente central média global, para as 6 primeiras medidas (~0,30 mm) de profundidade, para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3, quando tomada por base a dureza média global do metal base.

Tabela 36- Valores de ganhos percentuais da dureza descendente central média global para as condições SG, AR, N, N1, N2 e N3, quando tomada por base o valor de dureza média global do metal base. As durezas descendentes referem-se à uma profundidade de aproximadamente 0,30 mm à partir da superfície dos cordões de solda.

Condição	SG	AR	N	N1	N2	N3
<b>Ganho</b>	39,6 %	67,3 %	46,9 %	43,5 %	61,8 %	67,7 %

Fonte: Próprio Autor.

Analisando a Figura 55 e a Tabela 36, infere-se que na profundidade analisada, as condições que demonstraram maior dureza descendente central foram as condições AR e N3, seguidas muito de perto pela condição N2. A condição N1 novamente não se destacou em relação ao valor obtido pela condição N, apresentando inclusive valor menor que sua condição base. Devido a esse fato, optou-se pelo seguimento do estudo com aquelas condições que conciliaram maiores durezas superficiais com bom valores de dureza descendente central.



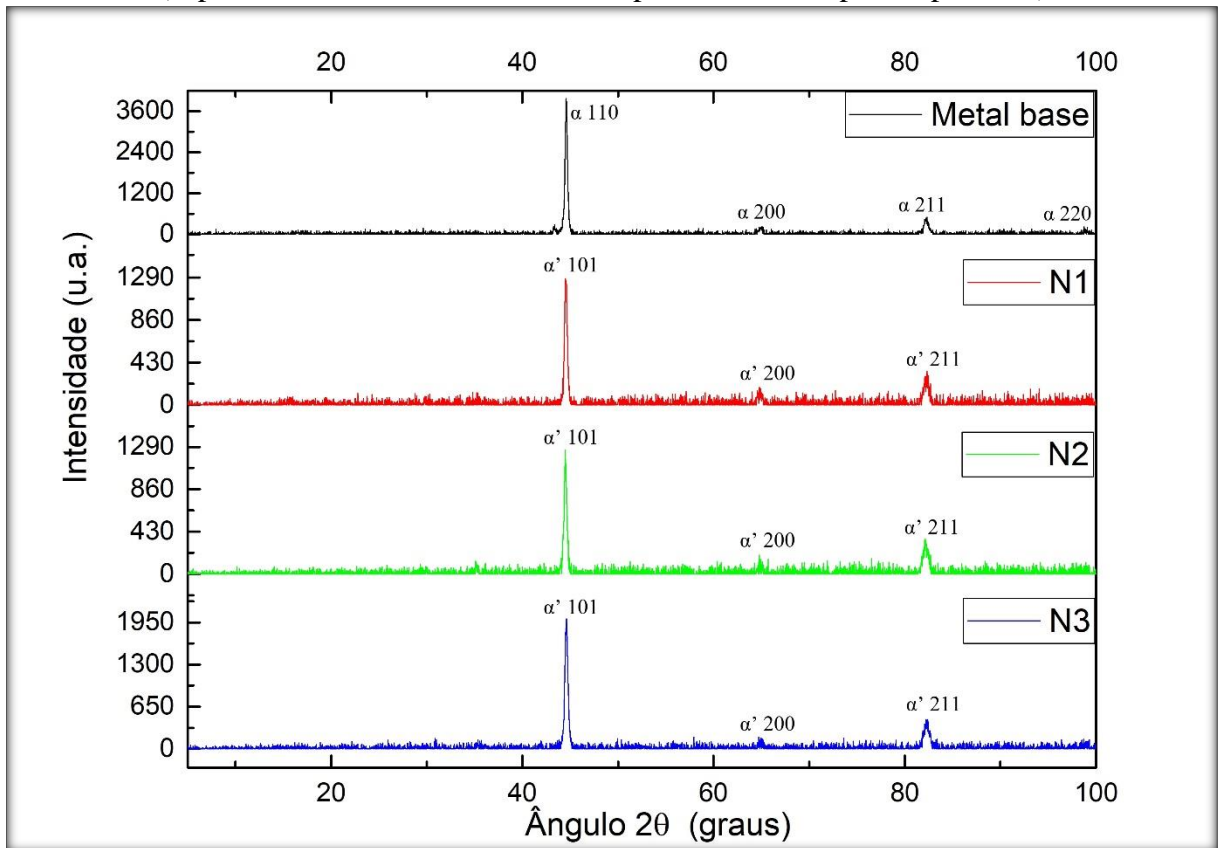
Dentro do critério adotado, escolheu-se as condições N2 e N3, que apresentaram as maiores durezas superficiais, tendo também a condição N3 apresentado a maior dureza descendente central. Embora a condição AR tenha apresentado uma maior dureza descendente central do que a condição N2, a diferença apresentada foi considerada pequena, e uma vez que o ganho de dureza superficial da condição N2 foi bem acentuado em comparação ao apresentado pela condição AR, optou-se pela condição N2. Mesmo havendo apresentado um valor menor consideravelmente acentuado em relação à condição AR, a condição N1 também foi tomada para prosseguimento no estudo, devido a seu maior valor de dureza superficial que, em comparação à condição AR, foi considerado interessante à ponto de ser também incluído nas análises seguintes desenvolvidas no estudo.

### 4.3 ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

#### 4.3.1 **Corpos de prova diretamente oriundos do processo de têmpera**

A Fig. 56 traz os difratogramas de raios-x obtidos para o metal base e para condições de têmperas superficiais N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo).

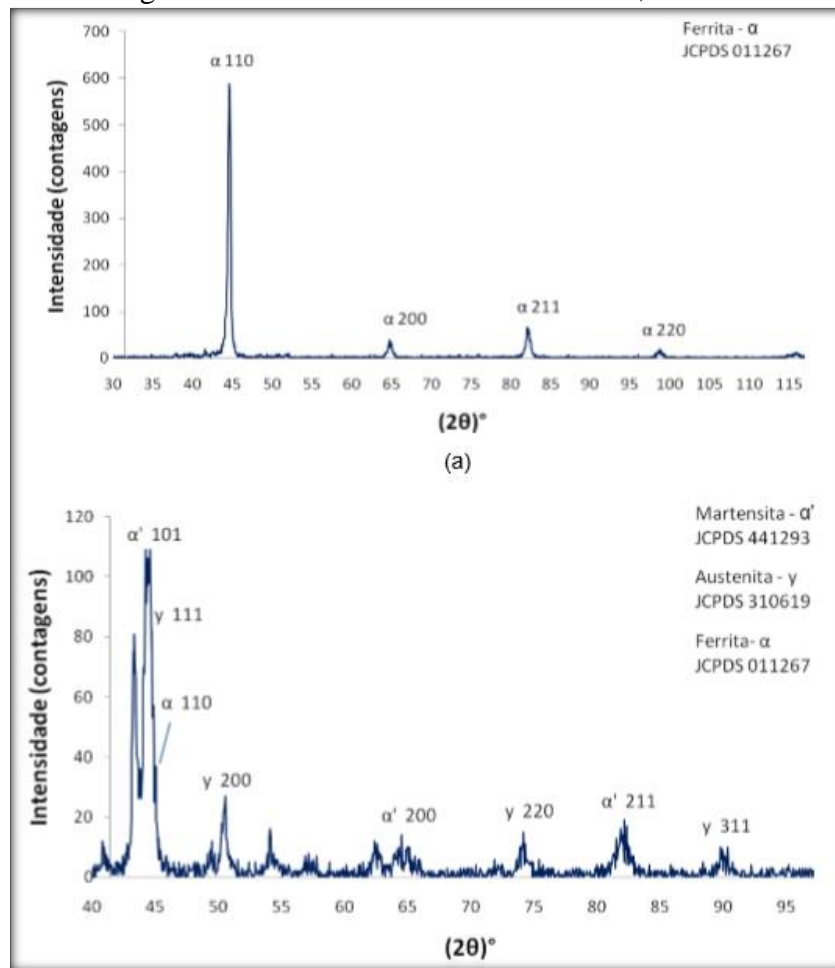
Figura 56- Difratoformas de raios-x para o metal base (após processo de preparação metalográfica convencional) e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo de têmpera superficial).



Fonte: Próprio Autor.

Realizando a análise comparativa dos picos visualizado na Fig. 56 com os picos visualizados na Fig. 57<sup>(3)</sup>, tem-se que os picos apresentados pelo metal base são atribuídos à estrutura ferrítica. Sendo o metal base constituído de uma estrutura bainítica, que por sua vez é composta em parte por ferrita, tem-se um resultado já esperado para o difratograma do metal base.

Figura 57- Difratomogramas de raios-x identificando Ferrita, Martensita e Austenita.



Fonte: Writzl (2011).

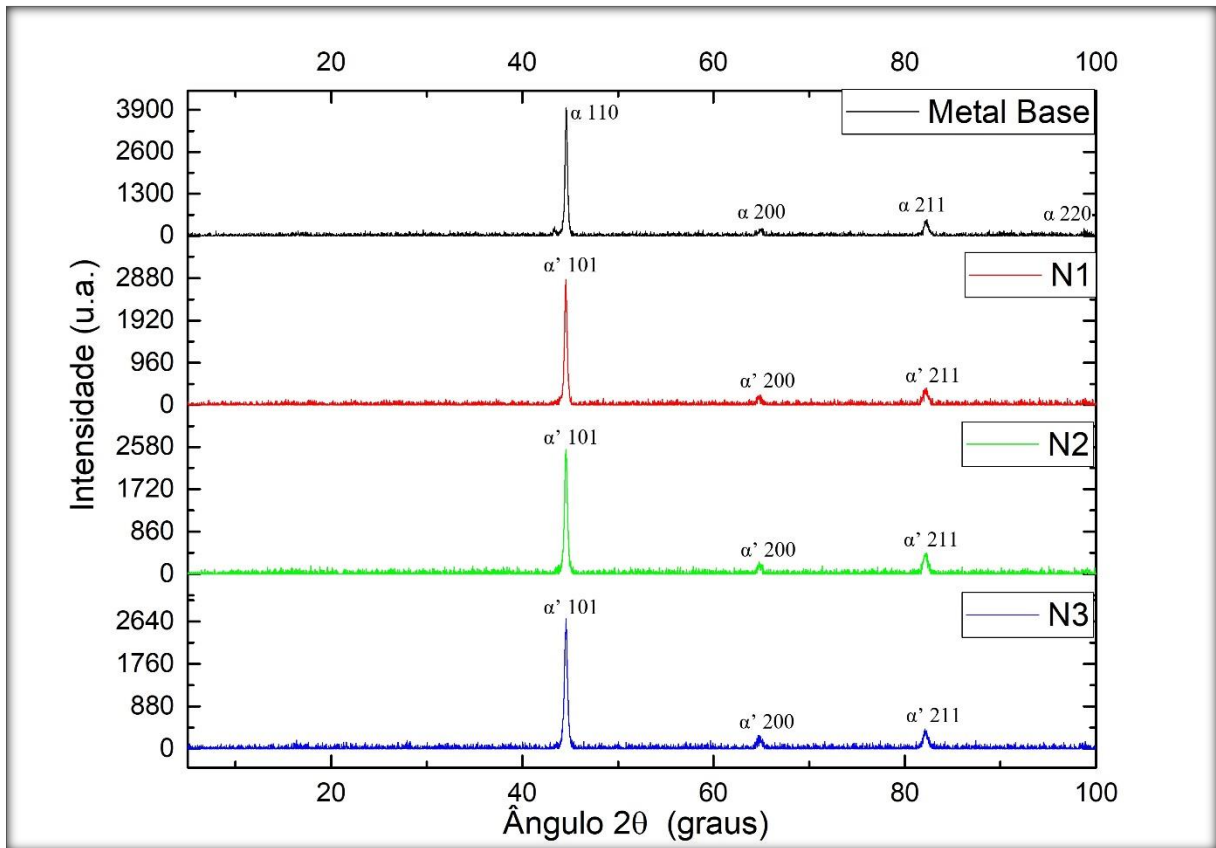
Já a comparação dos picos visualizados nas tâmpas superficiais nas condições N1, N2 e N3 formaram, na superfície oriunda do processo de têmpera a laser, uma estrutura martensítica. Isso corrobora as análises realizadas na etapa de dureza, aonde foi realizada a conexão de que, os aumentos de dureza encontrados eram relativos a um cenário aonde a estrutura bainítica do metal base sofria uma elevação de temperatura até o patamar de temperatura de austenitização e, posteriormente, em consequência das altas taxas de resfriamento e/ou demais fatores, essa estrutura se transformava em uma estrutura martensítica, consequentemente possuindo maior dureza que aquela apresentada pelo metal base.

Quanto à interação do gás nitrogênio com a poça de fusão, em nenhum dos difratogramas foram identificados picos que correspondessem à formação de algum nitreto na estrutura do metal de solda após a realização do processo de têmpera superficial.

#### 4.3.2 Corpos de prova após processo de preparação metalográfica convencional

A Fig. 58 traz os difratogramas de raios-x obtidos para as têmperas superficiais (após processo de preparação metalográfica convencional) realizadas nas condições N1, N2 e N3, além do difratograma do metal base.

Figura 58- Difratogramas de raios-x para o metal base e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (todas superfícies após processo de preparação metalográfica convencional).



Fonte: Próprio Autor.

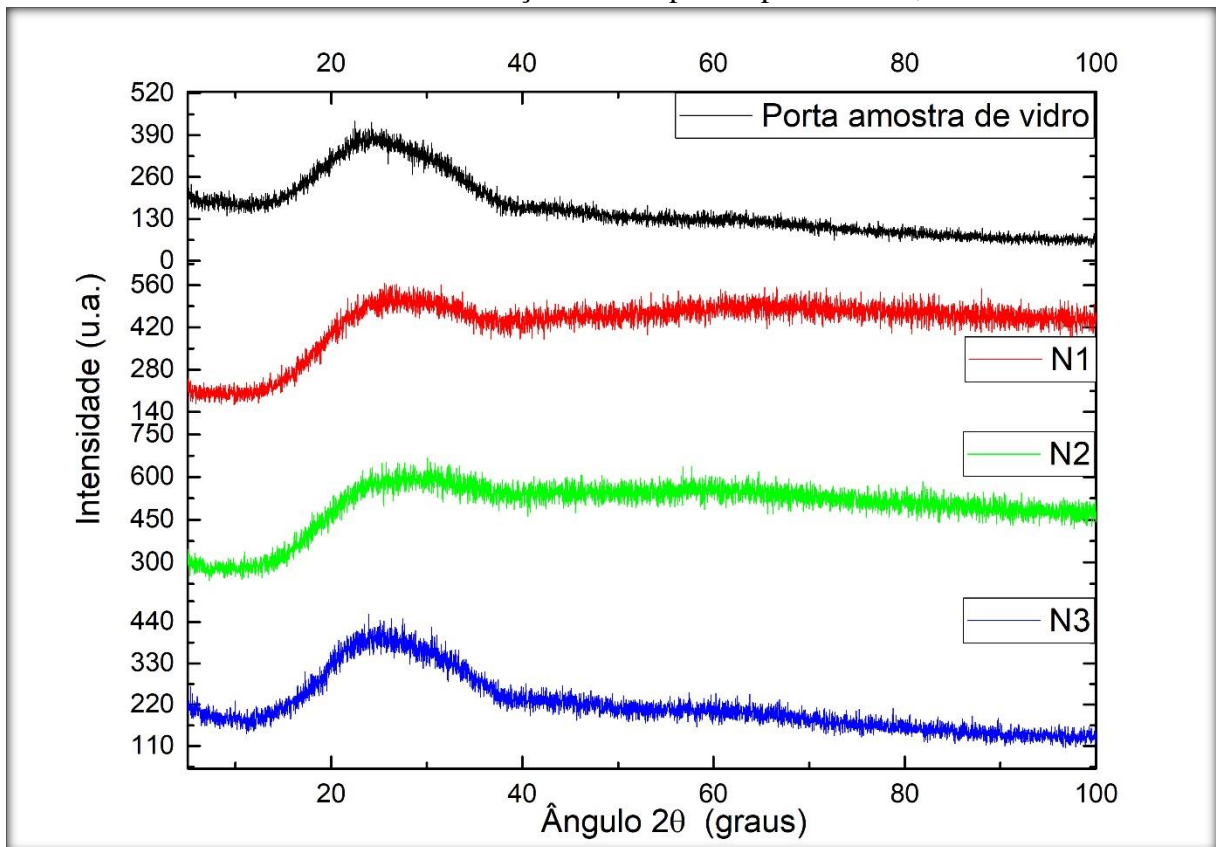
A comparação dos picos visualizados na Fig. 58 com os picos visualizados na Fig. 57 mostram que as têmperas superficiais nas condições N1, N2 e N3, formaram, mais uma vez, na superfície abaixo da superfície diretamente oriunda do processo (superfície após processo de preparação metalográfica convencional), uma estrutura martensítica, corroborando mais uma vez, as análises realizadas na etapa de dureza.

Quanto à interação do gás nitrogênio com a poça de fusão, mais uma vez, em nenhum dos difratogramas foram identificados picos que correspondessem à formação de algum nitreto na estrutura do metal de solda após a realização do processo de têmpera superficial.

#### 4.4 RÉPLICA POR EXTRAÇÃO DE CARBONO

A Fig. 59 traz os difratogramas de raios-x obtidos para o porta amostra de vidro de referência e, para as camadas de carbono referentes às condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, respectivamente.

Figura 59- Difratogramas de raios-x para o porta amostra de vidro e, para as camadas de carbono referentes às condi es de têmpera superficial N1, N2 e N3.



Fonte: Próprio Autor.

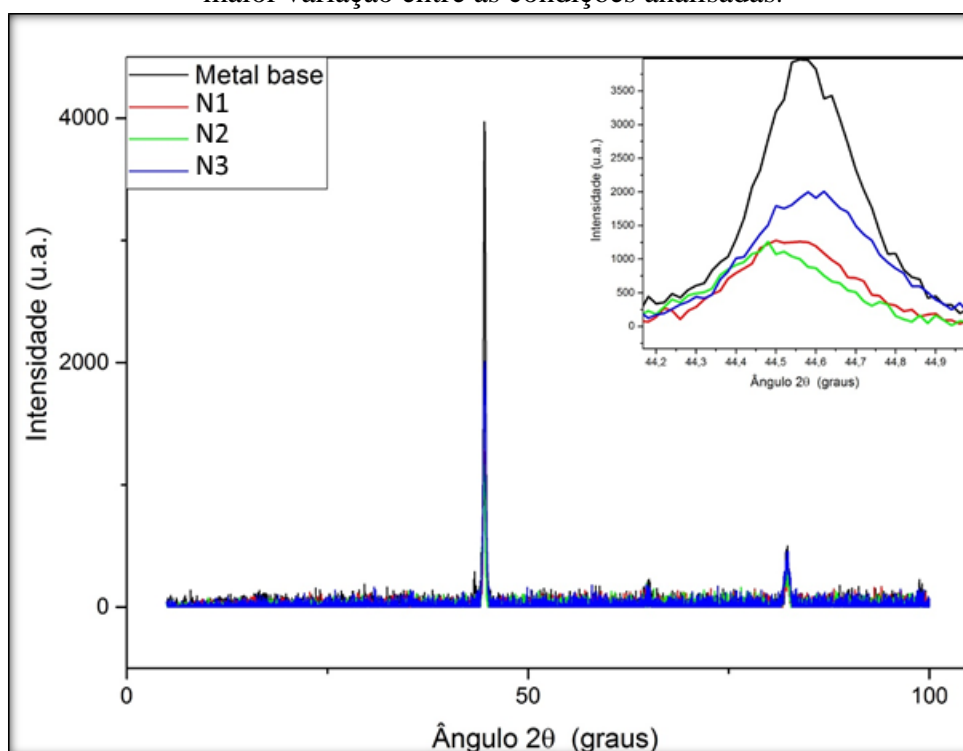
Analisando a Fig. 59, constatou-se que não houve detec o da presença de nenhum nitreto nas camadas de carbono analisadas. A única leitura obtida (banda presente nos difratogramas)   igual em todos os casos, e atribuída ao porta amostra (vidro). Isso pode ser atribuído ao fato de que, para uma execu o eficiente da técnica aplicada, foi necessária a remo o da camada superficial do tratamento térmico realizado, o que pode ter acarretado na perda de possíveis nitretos que, houvessem sido formados, teriam sua localiza o na superfície decorrente do tratamento térmico realizado, de modo que a técnica se mostrou limitada para a proposta buscada quando da op o pela sua realiza o.

## 4.5 CÁLCULO DO TAMANHO DO CRISTALITO

### 4.5.1 Corpos de prova diretamente oriundos do processo de têmpera

A Fig. 60 traz os difratogramas de raios-x para o metal base e as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo de têmpera superficial), sobrepostos em um único eixo, com detalhamento focando a variação ocorrida no primeiro pico ( $\sim 44,55^\circ$ ). Esse foco é devido ao fato de a aplicação do cálculo da variação do tamanho do cristalito, através da fórmula de Scherrer, ser realizada no pico aonde ocorreu maior variação entre os difratogramas a serem analisados.

Figura 60- Difratogramas de raios-x do metal base e das condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo de têmpera), sobrepostos em um único eixo. (Detalhe) Ampliação da região do primeiro pico ( $\sim 44,55^\circ$ ), mostrando a região com maior variação entre as condições analisadas.



Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 37 traz os parâmetros utilizados na execução da fórmula de Scherrer (Eq. 1) para cada condição, juntamente com os resultados do tamanho médio do cristalito (calculado através da Eq. 1) e, a porcentagem de redução sofrida em cada condição, em comparação ao valor calculado para o cristalito do metal base.

Tabela 37- Parâmetros utilizados na execução do cálculo, juntamente com valor calculado, para o tamanho do cristalito, através da equação de Scherrer e, a taxa de redução em relação ao valor obtido para o metal base, para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies diretamente oriundas do processo de têmpera superficial).

Condição	k (constante)	$\lambda$ (Å)	B (rad)	$\theta$ (°)	t (Å)	Redução (%)
Metal base	0,9	1,5413	0,0052	44,44	371	0
N1	0,9	1,5413	0,0061	44,51	318	14,2
N2	0,9	1,5413	0,0056	44,55	349	6,1
N3	0,9	1,5413	0,0065	44,61	302	18,7

Fonte: Próprio Autor.

Da Tabela 37 vê-se que a maior redução no tamanho do cristalito ocorreu na condição N3, seguida pelas condições N1 e N2, respectivamente. Quando se fala de tamanho do cristalito, dois fatores devem ser considerados: alta temperatura e o tempo de permanência à altas temperaturas. Temperaturas mais altas, aliadas a um tempo maior de permanência, tendem a gerar tamanhos maiores de cristalitos. O tamanho dos cristalitos se encontra por sua vez intimamente ligado à dureza do material. Uma estrutura mais refinada (composta por cristalitos menores) apresenta maior dureza do que uma estrutura mais grosseira (composta por cristalitos maiores), conseqüentemente devido a uma melhor distribuição das tensões sofridas.

A condição N1 (maior frequência no processo) apresentou uma das maiores taxas de redução de tamanho do cristalito, não apresentando, entretanto, uma das maiores durezas encontradas. O aumento da frequência infere que: a energia utilizada no processo será entregue no mesmo intervalo de tempo, contudo essa entrega será realizada por um número maior de pulsos o que, para uma mesma quantidade de energia, acarreta, conseqüentemente, em pulsos de menor energia. Pode-se analisar com isso que, esse aumento na frequência dos pulsos não forneceu tempo suficiente, à altas temperaturas, para que ocorresse um elevado crescimento dos cristalitos. Contudo, também não permitiu uma austenitização tão elevada quanto as demais condições de modo que, mesmo havendo um refino na estrutura, esse refino não se traduziu em aumento equivalente nos patamares de dureza, quando comparado às outras condições.

Já a condição N2 (maior energia de pulso) foi ao mesmo tempo a condição que apresentou menor taxa de redução de tamanho do cristalito, conjuntamente à uma das maiores durezas encontradas superficialmente. O aumento da energia infere que, para um mesmo fluxo de gás de proteção, a poça de fusão levará mais tempo para resfriamento. Comparando as condições N2 e N1, que utilizaram o mesmo fluxo de gás de proteção, pode-se dizer que a condição N2, por apresentar maiores temperaturas na poça de fusão, desenvolveu uma melhor “martensitização” da estrutura, o que refletiu em altos patamares de dureza. Entretanto, o tempo

destinado ao crescimento dos cristalitos foi maior que o fornecido pela condição N1, refletindo em uma estrutura mais grosseira.

Também pode-se inferir que, uma vez que a condição N2 apresenta uma das maiores durezas, mesmo apresentando uma estrutura grosseira em relação às condições N1 e N3, houve algum papel fundamental do gás nitrogênio nessa condição. Com isso, pode-se analisar que, uma maior energia de pulso permitiu um maior tempo de interação gás/poça de fusão, de modo que esse maior tempo possa ter permitido a ocorrência de intersticialização de nitrogênio no metal de solda, o que justificaria os altos valores de dureza, mesmo com um baixo refinamento da estrutura.

Por fim, a condição N3 (maior fluxo de gás de proteção) foi a condição que mostrou o melhor par de propriedades, aliando uma das maiores durezas encontradas superficialmente, em conjunto à maior taxa de redução de tamanho de cristalito gerada na camada superficial da poça de fusão. O maior fluxo de gás de proteção se traduz em uma maior taxa de resfriamento, refletida no menor crescimento dos cristalitos, que se traduz na estrutura mais refinada obtida. Entretanto, essa maior taxa de resfriamento também acarretaria em menores temperaturas atingidas pela poça de fusão. Uma vez que a energia utilizada pela condição N3 é a mesma presente na condição N1, era de se esperar um maior refino da estrutura N3 quando comparadas as duas condições, visto a maior taxa de resfriamento da condição N3. Desse modo, pode-se inferir que, a “martensitização” da estrutura vista na condição N3 não teria sido tão eficiente, de modo que se deveria ter obtido um patamar de dureza semelhante ou até inferior ao apresentado pela condição N1, fato não ocorrido.

Portanto, tem-se mais uma condição onde houve papel decisivo por parte do gás nitrogênio. Um maior fluxo de gás de proteção provavelmente permitiu uma maior interação entre gás/poça de fusão, de modo que, mesmo que a taxa de resfriamento imposta tenha sido maior, a maior quantidade de gás destinada possa ter permitido a ocorrência de intersticialização de nitrogênio no metal de solda, o que justificaria os melhores valores de dureza da condição N3, frente à condição N1, mesmo com maior taxa de resfriamento e outros parâmetros idênticos.

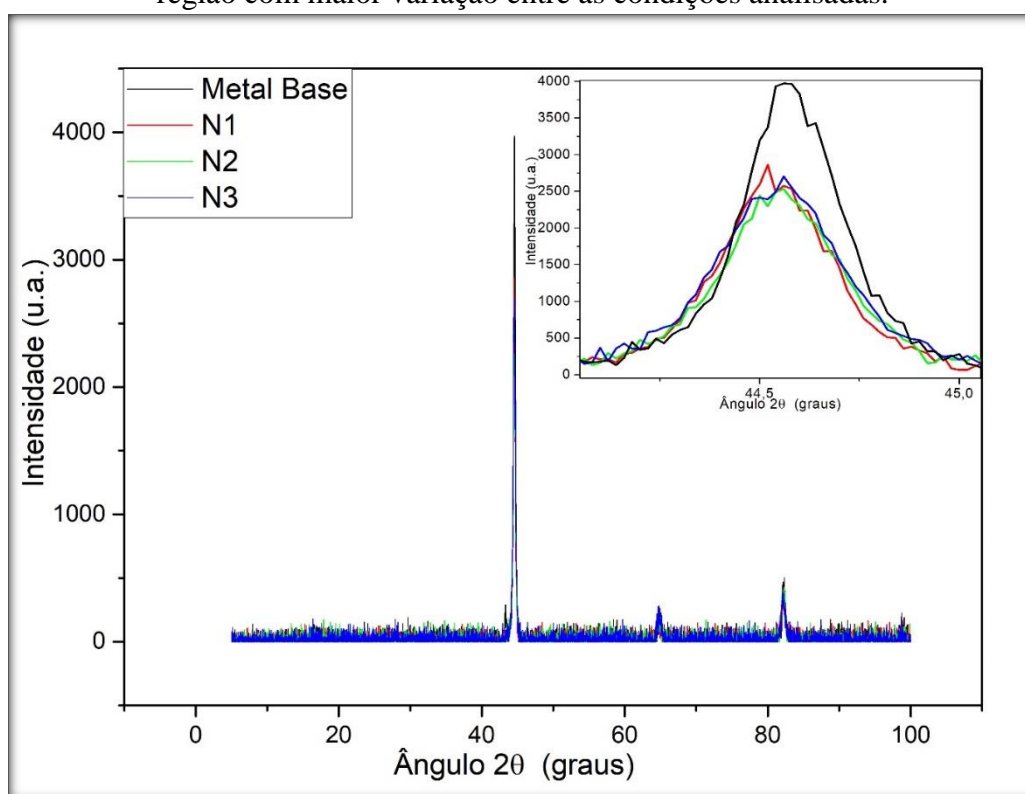
#### **4.5.2 Corpos de prova após processo de preparação metalográfica convencional**

A Fig. 61 traz os difratogramas de raios-x para o metal base e as condições de temperatura superficial N1, N2 e N3 (superfícies após processo de preparação metalográfica convencional),



sobrepostos em um único eixo, com detalhamento focando a variação ocorrida no primeiro pico ( $\sim 44,56^\circ$ ), entre as condições analisadas. Esse foco é devido ao fato de a aplicação do cálculo da variação do tamanho do cristalito, através da fórmula de Scherrer, ser realizada no pico aonde ocorreu maior variação entre os difratogramas a serem analisados.

Figura 61- Difratogramas de raios-x do metal base e das condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies após processo de preparação metalográfica convencional), sobrepostos em um único eixo. (Detalhe) Ampliação da região do primeiro pico ( $\sim 44,56^\circ$ ), mostrando a região com maior variação entre as condições analisadas.



Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 38 traz os parâmetros utilizados na execução da fórmula de Scherrer (Eq. 1) para cada condição, juntamente com os resultados do tamanho médio do cristalito (calculado através da Eq. 1) e, a porcentagem de redução sofrida em cada condição, em comparação ao valor calculado para o cristalito do metal base.

Tabela 38- Parâmetros utilizados na execução do cálculo, juntamente com valor calculado, para o tamanho do cristalito, através da equação de Scherrer e, a taxa de redução em relação ao valor obtido para o metal base, para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3 (superfícies após processo de preparação metalográfica convencional).

Condição	k (constante)	$\lambda$ (Å)	B (rad)	$\theta$ (°)	t (Å)	Redução (%)
Metal base	0,9	1,5413	0,0052	44,44	371	0
N1	0,9	1,5413	0,0054	44,58	360	3,0
N2	0,9	1,5413	0,0059	44,51	328	11,7
N3	0,9	1,5413	0,0063	44,58	310	16,5

Fonte: Próprio Autor.

Dos valores presentes na Tabela 38 vê-se que a condição N1, contrariamente ao ocorrido na análise realizada na superfície diretamente oriunda do processo de têmpera superficial, apresentou dessa vez a menor taxa de redução de tamanho do cristalito. Esse fato se atrela perfeitamente com os dados discutidos acerca da dureza na região central dos cordões. Agora, é possível analisar o ocorrido como decorrente da menor taxa de redução do tamanho do cristalito obtida nessa região, em comparação ao valor obtido no cálculo realizado na superfície diretamente oriunda do processo de têmpera superficial, o que acarretou diretamente na redução do valor de dureza obtida.

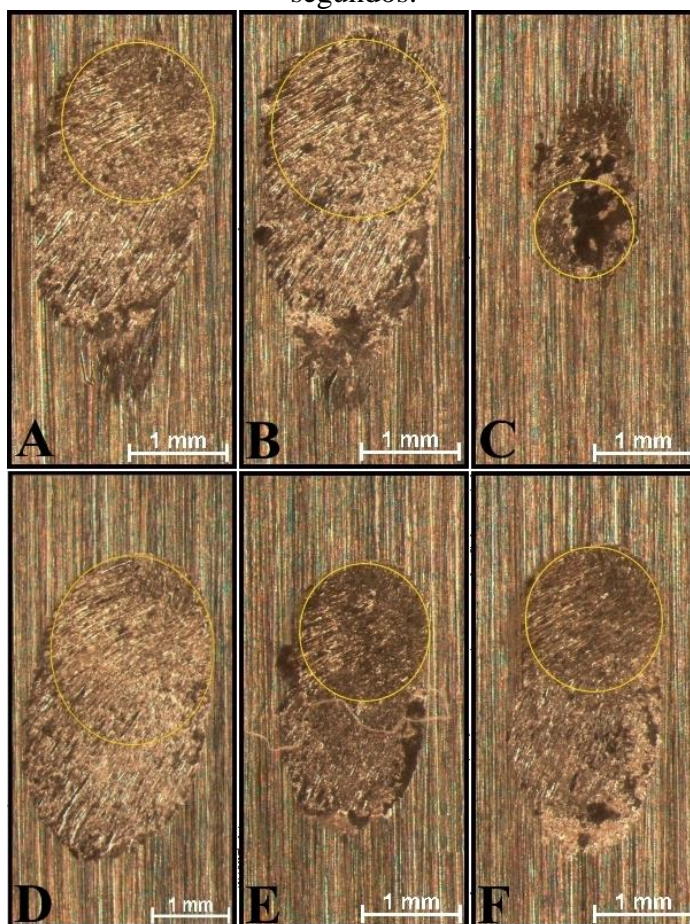
Quanto a condição N2, contrariamente ao observado na análise dos resultados obtidos na superfície diretamente oriunda do processo de têmpera superficial, dessa vez houve uma plena concordância entre a taxa de redução do cristalito calculada e os valores de dureza obtidos. Nesse caso, os valores de dureza se correlacionam apenas com a taxa de redução do cristalito e fenômenos de resfriamento que proporcionam a “martensitização” da estrutura, pois uma vez solidificada a fronteira superficial, cessa-se o contato com o gás de proteção, havendo o interrompimento da interação, o que, conseqüentemente, não proporciona um ambiente que permita a intersticialização de nitrogênio na estrutura do metal de solda.

Por fim, a condição N3 foi a condição que mostrou os melhores resultados na superfície após processo de preparação metalográfica convencional, aliando a maior dureza encontrada na análise descendente central ao longo das 6 primeiras medidas em cada condição, em conjunto à maior taxa de redução de tamanho de cristalito na mesma região. Nesse caso os valores de dureza se correlacionam apenas com a taxa de redução do cristalito e fenômenos de resfriamento que proporcionam a “martensitização” da estrutura, pois uma vez solidificada a fronteira superficial, cessa-se o contato com o gás de proteção, havendo o interrompimento da interação, o que, conseqüentemente não proporciona um ambiente que permita a intersticialização de nitrogênio na estrutura do metal de solda.

#### 4.6 TAXA DE DESGASTE

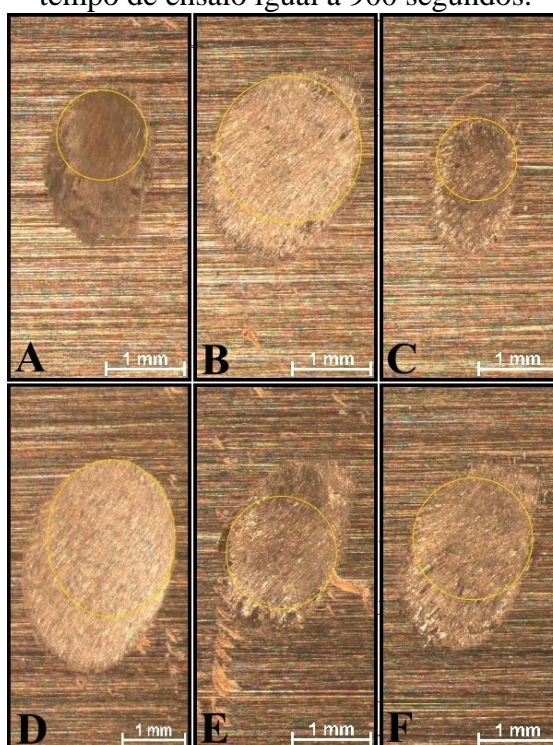
As Fig. 62, 63, 64 e 65 trazem, respectivamente, as imagens das crateras de desgaste obtidas em cada repetição, para cada condição de ensaio de micro desgaste realizado, para o metal base e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3. Em destaque nas imagens a cratera circular adotada (extrapolação da borda circular mais acentuada, ignorando arraste ocorrido na cratera) para os cálculos de  $d$  (diâmetro da cratera de desgaste),  $V$  (volume da cratera de desgaste) e  $Q$  (taxa de desgaste) em cada caso. As Tabelas 39, 40 e 41 trazem, respectivamente, os valores de  $d$ ,  $V$  e  $Q$ , para o metal base e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, para cada medição, em cada repetição, para cada condição de ensaio de desgaste realizado. A Tabela 42 traz os valores médios para  $d$ ,  $V$  e  $Q$ , para o metal base e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, para cada condição de ensaio de desgaste realizado.

Figura 62- Imagens das crateras de desgaste obtidas para o metal base: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.



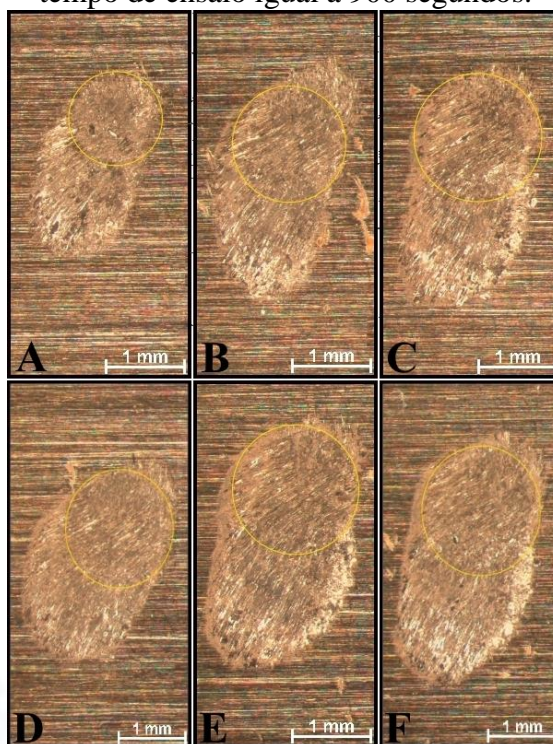
Fonte: Próprio Autor.

Figura 63- Imagens das crateras de desgaste obtidas para a condição de têmpera superficial N1: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.



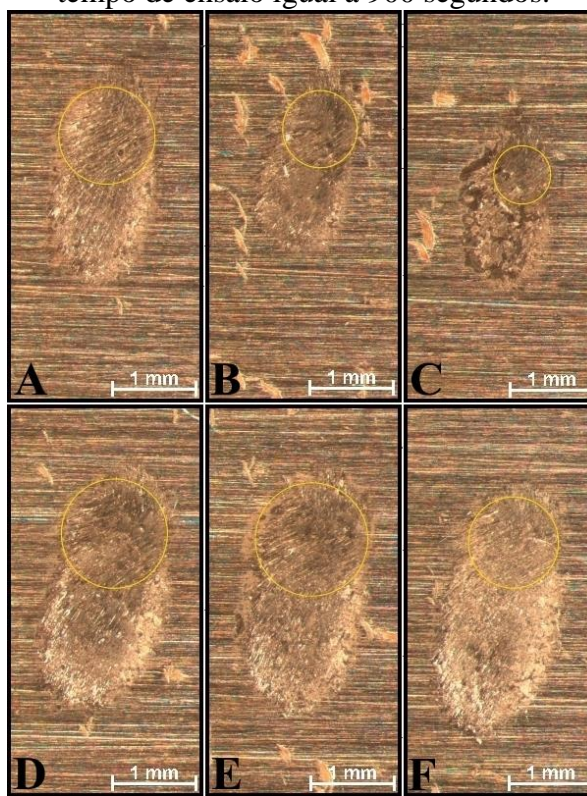
Fonte: Próprio Autor.

Figura 64- Imagens das crateras de desgaste obtidas para a condição de têmpera superficial N2: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 65- Imagens das crateras de desgaste obtidas para a condição de têmpera superficial N3: (A, B, C) Crateras para tempo de ensaio igual a 300 segundos e (D, E, F) Crateras para tempo de ensaio igual a 900 segundos.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 39- Valores de  $d$ , para cada medição, de cada repetição, para cada condição de ensaio de desgaste realizado, no metal base e nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3. Valores em mm.

	300 s						900 s					
	1-1	1-2	2-1	2-2	3-1	3-2	1-1	1-2	2-1	2-2	3-1	3-2
<b>Metal base</b>	1,590	1,691	1,805	1,891	1,039	1,032	2,192	2,242	1,354	1,454	1,439	1,522
<b>N1</b>	1,190	1,186	1,908	1,941	1,057	1,087	2,107	2,180	1,444	1,488	1,573	1,606
<b>N2</b>	1,227	1,234	1,484	1,532	1,680	1,687	1,657	1,694	1,669	1,713	1,783	1,812
<b>N3</b>	1,190	1,208	0,913	0,961	0,702	0,722	1,316	1,358	1,392	1,409	1,120	1,132

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 40- Valores de  $V$ , para cada medição, de cada repetição, para cada condição de ensaio de desgaste realizado, no metal base e nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3. Valores em  $[\text{mm}^3 \times 10^{-4}]$ .

	300 s						900 s					
	1-1	1-2	2-1	2-2	3-1	3-2	1-1	1-2	2-1	2-2	3-1	3-2
<b>Metal base</b>	247	316	410	494	45	44	892	977	130	173	166	207
<b>N1</b>	78	76	512	549	48	54	762	873	168	189	237	257
<b>N2</b>	88	90	187	213	308	313	291	318	300	333	391	417
<b>N3</b>	78	82	27	33	9	11	116	131	145	152	61	63

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 41- Valores de Q, para cada medição, de cada repetição, para cada condição de ensaio de desgaste realizado, no metal base e nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3. Valores em  $[\text{mm}^3/\text{m} \times 10^{-7}]$ .

	300 s						900 s					
	1-1	1-2	2-1	2-2	3-1	3-2	1-1	1-2	2-1	2-2	3-1	3-2
<b>Metal base</b>	2064	2640	3427	4129	376	366	2485	2719	362	481	462	578
<b>N1</b>	648	639	4279	4583	403	451	2121	2431	468	528	659	716
<b>N2</b>	732	749	1566	1779	2572	2615	811	886	835	927	1088	1160
<b>N3</b>	648	688	224	275	78	88	323	366	404	424	169	177

Fonte: Próprio Autor.

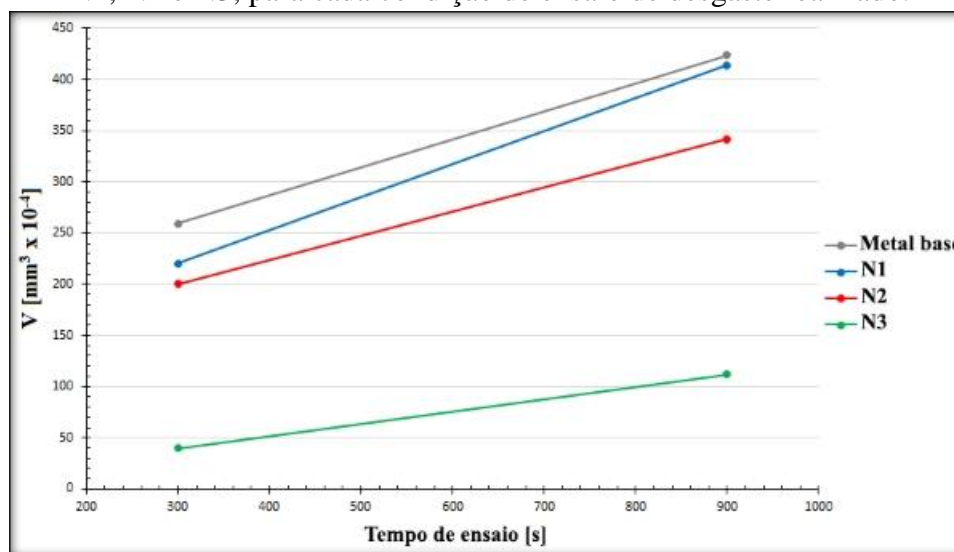
Tabela 42- Valores médios (média  $\pm$  desvio padrão) de d, V e Q, para cada condi o de ensaio de desgaste realizado no metal base e nas condi es de têmpera superficial N1, N2 e N3.

300 s			
	d [mm]	V $[\text{mm}^3 \times 10^{-4}]$	Q $[\text{mm}^3/\text{m} \times 10^{-7}]$
<b>Metal base</b>	1,508 $\pm$ 0,380	259 $\pm$ 0,019	2167 $\pm$ 0,000156
<b>N1</b>	1,395 $\pm$ 0,414	220 $\pm$ 0,024	1834 $\pm$ 0,000202
<b>N2</b>	1,474 $\pm$ 0,205	200 $\pm$ 0,010	1669 $\pm$ 0,000083
<b>N3</b>	0,949 $\pm$ 0,219	40 $\pm$ 0,003	334 $\pm$ 0,000027
900 s			
	d [mm]	V $[\text{mm}^3 \times 10^{-4}]$	Q $[\text{mm}^3/\text{m} \times 10^{-7}]$
<b>Metal base</b>	1,701 $\pm$ 0,404	424 $\pm$ 0,040	1181 $\pm$ 0,000111
<b>N1</b>	1,733 $\pm$ 0,324	414 $\pm$ 0,032	1154 $\pm$ 0,000088
<b>N2</b>	1,721 $\pm$ 0,063	342 $\pm$ 0,005	951 $\pm$ 0,000014
<b>N3</b>	1,288 $\pm$ 0,129	112 $\pm$ 0,004	311 $\pm$ 0,000011

Fonte: Próprio Autor.

A Fig. 66 traz a plotagem dos valores médios de V, para o metal base e para as condi es de têmpera superficial N1, N2 e N3, para cada condi o de ensaio de desgaste realizado.

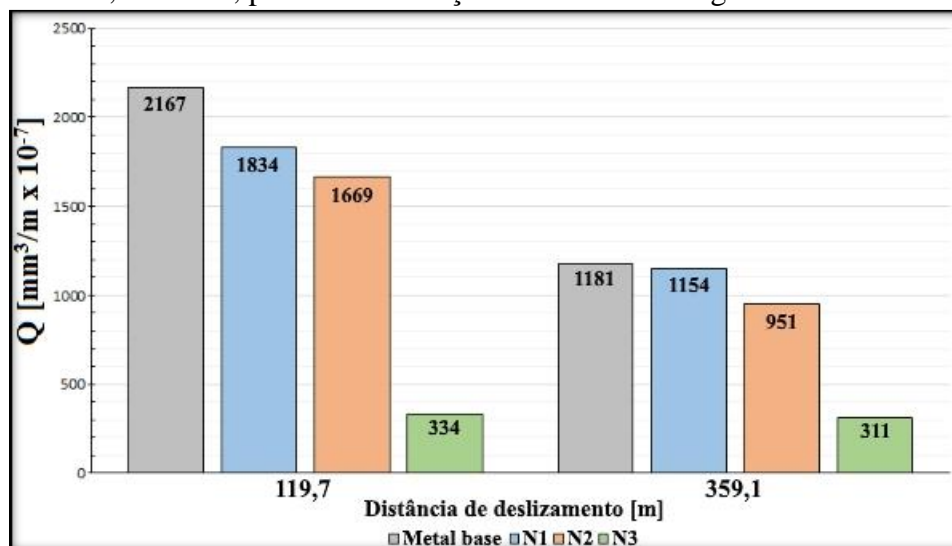
Figura 66- Valores médios de V, para o metal base e para as condi es de têmpera superficial N1, N2 e N3, para cada condi o de ensaio de desgaste realizado.



Fonte: Próprio Autor.

A Fig. 67 traz a plotagem, dos valores médios de Q para o metal base e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, para cada condição de ensaio de desgaste realizado.

Figura 67- Valores médios de Q, para o metal base e para as condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, para cada condição de ensaio de desgaste realizado.



Fonte: Próprio Autor.

Analisando-se os dados obtidos para as taxas de desgaste e correlacionando-os com os dados obtidos na etapa de análise de dureza, tem-se que os melhores resultados de dureza (condições N2 e N3, tanto superficialmente quanto dentro da faixa de profundidade analisada), também apresentaram os menores, e por conseguinte melhores, valores de taxa de desgaste.

Dentre essas duas condições, entretanto, a condição N3 destaca-se pelo fato de, além de apresentar a menor taxa de desgaste, o valor apresentado distancia-se muito dos valores apresentados pelas demais condições. Essa diferença está, provavelmente, atrelada ao fato de, a estrutura da condição N3 ser a mais refinada dentre as condições analisadas, tanto na superfície quanto dentro da faixa de profundidade analisada. Estruturas mais refinadas apresentam maiores durezas, consequentemente apresentando menores taxas de desgaste.

Na análise de tamanho do cristalito, a estrutura da condição N2 apresentava um aumento na taxa de redução de acordo com o aumento da profundidade em relação à fronteira superficial do processo de soldagem, apresentando inclusive valor menor da taxa de redução na superfície do que o apresentado pela condição N1. Isso pode ser correlacionado com os valores de taxa de desgaste visualizados, aonde superficialmente a condição N2 e N1 apresentam valores próximos e, à medida que o ensaio segue e a profundidade aumenta, o valor de taxa de desgaste

apresentado pela condição N2 passa a se distanciar e sofre uma queda abrupta quando comparado a si mesmo no começo do ensaio, fato menos evidente na condição N1.

Ainda na análise de tamanho de cristalito, tinha-se a condição N1 com uma, dentre as condições analisada, alta taxa de redução do tamanho da estrutura na superfície e, uma conseguinte queda de valor dentro da profundidade analisada, chegando a um valor de apenas 3%. Isso pode ser também correlacionado com os valores de taxa de desgaste visualizados, aonde os valores apresentados pela condição N1 e pelo metal base passam a se aproximar no decorrer do tempo de ensaio.

Por fim, a Tabela 43 traz os valores percentuais de redução dos valores de Q, apresentadas pelas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, quando comparadas com os valores apresentados pelo metal base, em cada condição de ensaio de desgaste realizado.

Tabela 43- Valores comparativos, de redução percentual, entre os valores de Q nas condições de têmpera superficial N1, N2 e N3, quando tomada como base o valor de Q para o metal base.

<b>Condição</b>	<b>Redução (%) – 300 s</b>	<b>Redução (%) – 900 s</b>
<b>Metal base</b>	0	0
<b>N1</b>	15,37	2,29
<b>N2</b>	22,98	19,48
<b>N3</b>	84,59	73,67

Fonte: Próprio Autor.



## 5 CONCLUSÕES

A análise do metal base mostrou mesma estrutura nas 3 direções analisadas, bem como valores de média de dureza bem próximos nas 3 direções, de modo que estabeleceu-se que a direção tomada para realização de tratamento térmico não seria uma condição de influência nos resultados.

Analisando todas as condições de têmpera superficial estudadas, os melhores valores de ganho de dureza superficial foram apresentados pelas condições que utilizaram gás nitrogênio, sendo que em alguns casos, o ganho de dureza superficial em relação ao metal base chegou a quase 89% (88,8% e 86,2% para as condições N2 e N3, respectivamente). O comportamento de dureza na direção descendente demonstrou que, a partir de uma certa profundidade, os valores apresentados pelas condições passam a ser pouco distanciados entre si. Pode-se enxergar esse fato como consequência de que a partir da solidificação da fronteira superficial da poça de fusão, o resfriamento do metal de solda passa a depender unicamente do volume de metal base a sua volta e, ao metal de solda solidificado superiormente, igualando o mecanismo de resfriamento em todas as situações, havendo com isso, uma equivalência de valores entre as condições. Entretanto, atendo-se a uma variação de dureza próxima à superfície (cerca de 0,30 mm), tem-se novamente em destaque as condições que utilizaram gás nitrogênio, com ganhos de quase 68% em relação ao metal base.

As análises através da realização de difratogramas de raios-x, nas condições N1, N2 e N3, não acusaram a presença da formação de nenhum nitreto, tanto quando analisando a superfície diretamente oriunda dos processos de tratamento superficial com laser, quanto quando analisando após processo de preparação metalográfica convencional da superfície. Entretanto, os difratogramas indicaram a transformação da estrutura bainítica do metal base em uma estrutura martensítica, o que justificaria às maiores durezas obtidas.

A utilização da técnica de réplica por extração de carbono, adaptada à utilização de raios-x, também não propiciou nenhum resultado acerca da presença de nitretos, nas regiões de maior dureza, para as condições N1, N2 e N3. Desse modo, avaliou-se que as condições que utilizaram gás nitrogênio tiveram parte desse gás passando a ser constituinte do metal de solda, de maneira intersticial como solução supersaturada, trazendo com isso os ganhos de valores de dureza visualizados.

Quanto aos cálculos da taxa de redução do tamanho dos cristalitos nas condições N1, N2 e N3, todas as condições apresentaram taxas de redução do tamanho dos cristalitos

(refinamento da estrutura), sendo as maiores taxas de redução apresentadas pela condição N3. Esse refinamento na estrutura se reflete nos valores de dureza obtidos, de modo que as melhores taxas de refinamento de estrutura também apresentaram os melhores valores de dureza.

Por fim, nos cálculos da taxa de desgaste nas condições N1, N2 e N3, os dados obtidos mostraram uma correlação direta, tanto com os dados de dureza obtidos para as 3 condições, quanto com seus respectivos comportamentos nos valores de taxa de redução do tamanho dos cristalitos. As condições que apresentaram maiores durezas, apresentaram também as menores taxas de desgaste, quando comparadas ao metal base. A mesma análise se aplica quando se analisa em relação à taxa de redução do tamanho dos cristalitos.

Com isso, dentre todas as condições de têmpera superficial por feixe de laser pulsado analisadas, obteve-se como melhor condição para ganho de propriedades mecânicas superficiais, a condição N3, que dentre todas as condições analisadas, aliou:

- alto valor de dureza superficial;
- alto valor de dureza na faixa de profundidade aproximada de 0,30 mm;
- alta taxa de refinamento da estrutura superficial;
- alta taxa de refinamento da estrutura na faixa de profundidade aproximada de 0,30 mm;
- baixos valores de taxa de desgaste;

## 5.1 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros, indica-se uma investigação mais aprofundada acerca do papel do gás nitrogênio nos ganhos de dureza visualizados no trabalho. Também sugere-se a variação dos parâmetros estudados, buscando-se melhores valores de dureza superficiais e um aumento na faixa de dureza no tangente à profundidade em relação à superfície do material.

## REFERÊNCIAS

- 1 RODRIGUES, J. R. P. et al. Study of machinability of VP 100 steel with different levels of titanium in end milling operations. **Acta Scientiarum Technology**, Maringá, v. 37, n. 1, p. 41-45, 2015.
- 2 MESQUITA, R. A. Análise de falhas como ferramenta para melhoria de qualidade em moldes e matrizes. In: CONGRESSO DE INOVAÇÃO, TECNOLOGIA E SUSTENTABILIDADE, 1., 2010, Brusque. **Anais...** Brusque: UNIFEBE, 2010. p. 46 p. - 1CDROM
- 3 FRANCO, L. A. et al. Soldabilidade do aço VP 100. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS- CBECIMAT, 21., 2014, Cuiabá. **Anais...** São Paulo: Metallum Congressos Técnicos e Científicos, 2014. p. 4578 – 4585.
- 4 WRITZL, V. **Influência dos parâmetros da têmpera superficial a laser por diodo na microestrutura dos aços ferramenta para trabalho a frio.** 2011. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais)– Faculdade..., Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2011.
- 5 MAJUMDAR, J. D.; MANNA, I. Laser processing of materials. **Sadhana**, India, v. 28, n. 3- 4, p. 495-562, 2003.
- 6 MAILLET, H. **O laser: princípios e técnicas de aplicação.** São Paulo: Monole, 1987. 538 p.
- 7 HANDBOOK, A. S. M. Heat treating. **ASM International, Handbook Committee.** Universidade da Califórnia: Califórnia, 1991. v. 4, 1012 p.
- 8 HANDBOOK, A. S. M. Surface engineering. In: ASM INTERNATIONAL. **Handbook Committee.** Califórnia: Universidade da Califórnia, 1994. v. 5, 1039 p.
- 9 REUTZEL, E. W. Advantages and disadvantages of arc and laser welding. In: OLSEN, F. O. (Ed.). **Hybrid laser-arc welding.** Cambridge: Woodhead Publishing, 2009. p. 3-27.
- 10 FORNAINI, C. Intraoral laser welding. In: XIAODONG, N. (Ed.). **Laser welding.** Croácia: Sciyo, 2010. p. 1-2.
- 11 ION, J. **Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application.** Philadelphia: Butterworth-Heinemann, 2005. 576 p.
- 12 STEEN, W. M.; MAZUMDER, J.; WATKINS, K. G. **Laser material processig.** London: Springer, 2003. 448 p.
- 13 DULEY, W. W. **Laser welding.** New York: Wiley, 1999. 264 p.

- 14 GRANADA DE ÍTRIO E ALUMÍNIO. In: WIKIPÉDIA: a enciclopédia livre. Flórida: Wikimedia Foundation, 2013. Disponível em: <[http://pt.wikipedia.org/w/index.php?title=Granada\\_de\\_%C3%ADtrio\\_e\\_alum%C3%ADnio&oldid=35142108](http://pt.wikipedia.org/w/index.php?title=Granada_de_%C3%ADtrio_e_alum%C3%ADnio&oldid=35142108)>. Acesso em: 24 ago. 2017.
- 15 ND: yag laser. In: WIKIPÉDIA: a enciclopédia livre. Flórida: Wikimedia Foundation, 2013. Disponível em: <[http://en.wikipedia.org/wiki/Nd:YAG\\_laser](http://en.wikipedia.org/wiki/Nd:YAG_laser)>. Acesso em: 24 ago. 2017.
- 16 PASCHOTTA, R. YAG lasers. In: ENCYCLOPEDIA of laser physics and technology. Bad Dürkheim: RP Photonics Consulting GmbH, 2008. Disponível em: <[http://www.rp-photonics.com/yag\\_lasers.html](http://www.rp-photonics.com/yag_lasers.html)>. Acesso em: 24 ago. 2017.
- 17 FABBRO, R. Developments in Nd:YAG laser welding. In: KATAYAMA, S. (Ed.). **Woodhead publishing series in electronic and optical materials**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013. p. 47-72. (Handbook of laser welding technologies, 41).
- 18 KATAYAMA, S. Introduction: fundamentals of laser welding. In: KATAYAMA, S. (Ed.). **Woodhead publishing series in electronic and optical materials**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2013. p. 3-16. (Handbook of laser welding technologies, 41).
- 19 THELNING, K. E. **Steel and its treatment**. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1984. 696 p.
- 20 REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 788 p.
- 21 PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformation in metals and alloys**. 2. ed. Flórida: CRC Press, 1992. 528 p.
- 22 CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo: ABM, 1988. 599 p.
- 23 ASSUMPÇÃO, L. F. J. **Otimização de um processo de têmpera por laser em aço 1045**. 2001. 118 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência Materiais)– Faculdade....., Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2001.
- 24 SLUD, R.; GOUVEIA, H.; OLIVEIRA, A. S. M. Laser de diodos: uma alternativa no tratamento de superfícies. In: - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS- CBECIMAT, 15., 2002, Natal. **Título...** Natal: Local de edição, 2002. p. 3136 – 3143.
- 25 CHANDLER, H. (Ed.). **Heat treater's guide: practices and procedures for irons and steels**. CHANDLER, H. (Ed.). **Materials park**: ASM International, 1994. 904 p.
- 26 PEREIRA, E. C. **Tratamento superficial por refusão a laser em aços AISI H13 e AISI 420**. 2006. 73 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

- 27 MEDEIROS, M. A. **Influência dos carbonitreos de titânio na usinabilidade do aço VP 100 utilizado em moldes de injeção de plástico.** 2011. 126 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica Materiais e Processos de Fabricação)– Faculdade..., Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2011.
- 28 CALLISTER, W. D; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction.** 9. ed. Hoboken: Wiley, 2013. 984 p.
- 29 RAWERS, J. et al. Nitride formation in Fe-Cr-Mn-Ni alloys. **Acta metall mater**, Great Britain, v. 40, n. 6, p. 1195-1199, 1992.
- 30 OLIVEIRA, H. S. et al. Caracterização mecânica e microestrutural da liga Ti-6Al-4V após tratamento superficial com laser pulsado Nd:YAG. In: ENCONTRO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA E PÓS-GRADUAÇÃO DO ITA, 15., 2009, São José dos Campos. **Anais...** São José dos Campos: Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2009. 8 p.
- 31 MODENESI, P. J.; MARQUES, V. P.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem.** Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2012. 209 p.
- 32 ALVES JUNIOR, C. **Nitreção a plasma: fundamentos e aplicações.** Natal: EDUFRRN, 2001. 109 p.
- 33 SANTOS, L. L. **Influência do revenimento nas propriedades/características de superfície do aço CA6-NM nitretado por plasma.** 2016. 128 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais)– Faculdade..., Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2016.
- 34 OLEA, C. A. W. **Caracterização por microscopia eletrônica do aço SAE 1141 microligado ao Nb.** 2002. 106 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia, Área: Ciência dos Materiais)– Faculdade..., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002.
- 35 PARTICLE Size And Grain Size In Nanoscience. Blogger, 2009. Disponível em: <<http://spendulum.blogspot.com/2009/03/particle-size-and-grain-size-in.html>>. Acesso em: 29 maio 2018.
- 36 MACHELI, Lebohang. **Is there a difference between crystallite size and particle size?** [S. l.: s. n.], 2016. Disponível em: <[https://www.researchgate.net/post/is\\_there\\_a\\_difference\\_between\\_crystallite\\_size\\_and\\_particle\\_size](https://www.researchgate.net/post/is_there_a_difference_between_crystallite_size_and_particle_size)>. Acesso em: 29 maio 2018.
- 37 NEW WORLD ENCYCLOPEDIA CONTRIBUTORS. **Crystallite.** [S.l.], 2009. Disponível em: <<http://www.newworldencyclopedia.org/p/index.php?title=Crystallite&oldid=936799>>. Acesso em: 29 maio 2018.

- 38 NORCINO, A. B. **Uma contribuição ao estudo das tensões residuais no fresamento.** 2013. 99 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica Materiais e Processos de Fabricação)– faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista- UNESP, Ilha Solteira, 2013.