

AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO DE JUNTAS SOLDADAS A LASER DE AROS
DE RODAS AUTOMOTIVAS, EM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA,
MICROLIGADO AO NIÓBIO

Marcio Luís Almeida Cunha

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

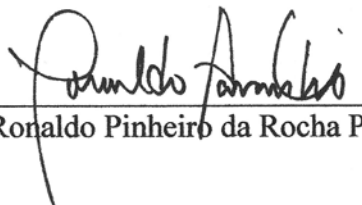
Aprovada por:



Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.



Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, D. Sc.



Prof. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos, Ph.D.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL
AGOSTO DE 2008

CUNHA, MARCIO LUÍS ALMEIDA

Avaliação de desempenho de juntas soldadas a LASER de aros de rodas automotivas, em aço de alta resistência, microligado ao nióbio [Rio de Janeiro] 2008

XIV, 250 p., 29,7 cm (COPPE/UFRJ, M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2008)

Dissertação - Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Soldagem LASER. 2. Aço microligado ao Nb.

I. COPPE/UFRJ II. Título (série).

“não temas, porque eu sou contigo; não te assombres, porque eu sou teu DEUS; eu te fortaleço, e te ajudo, e te sustento com a minha destra fiel.”

Isaías 41:10.

AGRADECIMENTOS

- Primeiramente a DEUS, por suas incontáveis bênçãos durante toda essa importantíssima jornada da minha carreira profissional.
- À minha amada e respeitada esposa, GIANY APARECIDA PINTO CUNHA, por seu amor, carinho, paciência, compreensão, apoio e inúmeras orações durante esse longo e trabalhoso caminho e sábias palavras incentivadoras.
- Aos meus filhos, LARA RÚBIA CUNHA e PEDRO YURI CUNHA, pela imensa compreensão durante os períodos de ausências, que não foram possíveis renunciá-las.
- Aos meus pais, JOÃO PEDRO DA CUNHA JÚNIOR e HERMÍNIA ALMEIDA CUNHA, pelas orações, preocupações, incentivos e responsabilidade à minha formação. Ao meu irmão EVANDRO ALMEIDA CUNHA e sua família, que também oraram pelo sucesso desse período de aprendizado.
- Ao Prof. JOÃO DA CRUZ PAYÃO FILHO, pela orientação, apoio, confiança e amizade demonstrada durante esse período de estudo e trabalho.
- Ao corpo docente da COPPE/UFRJ, em especial aos professores JOÃO MARCOS, ARI SAUER, FERNANDO BASTIAN, LUIZ CARLOS, JOSÉ PONTES e MARYSILVIA COSTA .
- Aos Secretários e Funcionários da COPPE/UFRJ, em especial a FRANCISCO DE ASSIS LIMA DE SOUSA JÚNIOR, pelo apoio e contribuição às solicitações.
- A COMPANHIA SIDERÚRGICA NACIONAL (CSN), empresa onde trabalho por mais de 23 anos e onde iniciei minha carreira profissional, como menor aprendiz, na ESCOLA TÉCNICA PANDIÁ CALÓGERAS (ETPC).
- Ao meu amigo ROBERTO LUIZ SILVA GERMANO, Gerente de Desenvolvimento de Produtos da CSN, pela apoio incondicional para a realização desse curso e no desenvolvimento desse estudo.

- Aos meus amigos, FÉLIX WILLIAN CORTES DIAS, onde iniciamos juntos esse desafio, e sua participação foi fundamental para conclusão dessa jornada e EDMILSON MAGALHÃES OLIVEIRA, pelas constantes palavras motivadoras.
- Ao meu amigo ROBERTO DO CARMO QUINTÃO, pela imensa colaboração no processo de soldagem a LASER.
- À JOSÉ EDUARDO RIBEIRO DE CARVALHO pelas palavras incentivadoras.
- À YELSON DUBOC DO NATAL, pela sugestão do tema.
- Aos meus colegas de trabalho do Centro de Pesquisas da CSN, em especial, a DOUGLAS DE SOUSA BARROSO, HEITOR JOÃO BOSCO NOGUEIRA, GERSON CANDIDO LEITE, THIAGO TRANIN PAULINO, GILSON HENRIQUE RODRIGUES DE PAULA, JULIO CESAR LOPES DA SILVA, LUCIANO MONTEIRO RODRIGUES, ROBSON DIAS CAETANO, PRISCILA OLIVEIRA DE SOUZA CARVALHO, REGINALDO GOMES TOLEDO, GISELLE VIANA DE CARVALHO DOS REIS, CLÁUDIO VERÍSSIMO DA SILVA, ANDERSAN DOS SANTOS PAULA, THIAGO DE SOUZA MARTINS, NEILOR DA SILVA OLIVEIRA, ELIANE GUEDES DE CARVALHO, NILTON VIEIRA LARCHER, FELIPPE HENRIQUE ALVES LUCENA, ANTÔNIO HENRIQUES BOTELHO DE MELLO e ALOYSIO SÉRGIO DE ARANTES.
- À MARCOS VALÉRIO, Técnico de Desenvolvimento do Laboratório de Metalografia, do Centro de Pesquisas da CSN, por sua imensa ajuda, pró-atividade e qualidade nas fotografias contidas nesse estudo.
- À Borlem S.A. Empreendimentos Industriais, por acreditar e apoiar o desenvolvimento desse trabalho, e em particular os agradecimentos à ANTÔNIO CLÁUDIO DE ARRUDA, JOSÉ CARLOS OMS, CLÁUDIO APARECIDO GERALDO, RENEE CARLOS NESPOLI NETO, LEANDRO KISZEGI, LUCCAS RAFAEL RAIMUNDO CITRO, ERIC ROBERTO SANTOS, KLEBER N. DOS SANTOS, MARCOS RUOPPOLI ALBANES, WILSON COSTA DE OLIVEIRA, ANTÔNIO UEHARA, CLAILSON PINHEIRO, HECTOR MANSANO DO PRADO ROSA E PAULO ROGÉRIO OLIVEIRA DOS SANTOS.

- À GALVASUD, por disponibilizar seus equipamentos para os experimentos, e em especial, os agradecimentos à sua equipe técnica, RONALDO RAMOS RODRIGUES, HUMBERTO RODRIGUEZ DOS SANTOS, CASSIO PIMENTEL NUNES, PAULO CÉSAR DA SILVA BARÇANTT, ANDERSON NUNES DE ANDRADE, CAROLINA DE CARVALHO KAKUMU, DENÍLSON DE FREITAS GARCIA, EDMILSON DE SOUSA SILVA, EDMILSON PIRES DE CARVALHO, JORGE DA SILVA JUNIOR, NELSON FLORÊNCIO DE SOUZA FILHO, ROGÉRIO NUNES DE OLIVEIRA, VAGNER GOMES DA SILVA, ADRIANO ROGÉRIO KANTOVISCKI E WELLINGTON FONSECA DA SILVA.
- À COMPANHIA BRASILEIRA DE METALURGIA E MINERAÇÃO (CBMM), EM especial a FULVIO SICILIANO, CELSO DE SILVA PONTES e Dr. HARDY MOHRBACHER.
- Aos meus colegas de Mestrado, CARLOS HENRIQUE M. FONTES, BRUNO REIS CARDOSO E ANDRÉ PELLICCIONE, pela amizade e colaboração.
- Ao meu amigo MANOEL A. C. FONSECA, do IEN por seu valioso incentivo durante o curso.
- Aos meus amigos de trabalho, SANDRO ROSA CORRÊA e MARCO ANTÔNIO VIEIRA, do grupo de solda, que brevemente estarão retornando. E também a NILSON JOSÉ DOS SANTOS por seu constante e verdadeiro apoio.
- À todos meus irmãos das IGREJAS PRESBITERIANAS que oraram em prol dessa conquista, em especial à IGREJA PRESBITERIANA CASA DE PEDRA/VR.
- Finalizando, um imenso agradecimento a SÉRGIO AZAMBUJA (em memória), pelo privilégio e a felicidade de ter trabalhado em sua equipe, por mais de dez anos, aprendendo a arte da engenharia da soldagem.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.).

AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO DE JUNTAS SOLDADAS A LASER DE AROS
DE RODAS AUTOMOTIVAS, EM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA,
MICROLIGADO AO NIÓBIO

Marcio Luís Almeida Cunha

Agosto/2008

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Neste estudo foi avaliado o desempenho de aros de rodas automotivas, soldados a LASER, em um equipamento de 8 kW de potência, com ressonador a gás de CO₂, onde ficou comprovado a viabilidade técnica e econômica dessa tecnologia de soldagem em substituição ao atual processo por resistência elétrica, denominado “DC – Butt Welding”.

As juntas soldadas a LASER foram submetidas às condições reais de fabricação e posteriormente a testes de fadiga radial dinâmica, apresentando resultados consideravelmente satisfatório. Associado a essas avaliações, as juntas foram submetidas à caracterizações laboratoriais de ensaios de tração, embutimento Erichsen, charpy, metalografia, microdureza Vickers (Hv) e análises no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), onde novamente foram observados resultados animadores, principalmente em função do menor aporte térmico (H) aplicado por esse tipo de soldagem, o que favorece a taxa de nucleação ($\dot{N}$) dos produtos de transformação da austenita, assegurando refino de grão final à microestrutura do cordão de solda.

Esse trabalho documenta o potencial da soldagem LASER em adequar-se às atuais exigências quantitativas e qualitativas do mercado automobilístico, além de viabilizar à aplicação de aços especiais, em aros de rodas, como por exemplo os materiais Dual Phase (DP) e Complex Phase (CP), permitindo assim avanço no desenvolvimento de novos modelos de rodas passeios e utilitários mais leves, sem comprometer a segurança, o custo e o desempenho desse componente.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.).

PERFORMANCE EVALUATION OF HIGH STRENGTH LOW-ALLOY (NIOBIUM
ADDED) STEEL JOINTS PRODUCED BY LASER WELDING FOR AUTOMOTIVE
WHEEL RIMS

Marcio Luís Almeida Cunha

August/2008

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

In this study, the performance of LASER welded joints, on rims of automotive wheels, was evaluated. Economic and technical viabilities for producing the part by using a carbon dioxide (CO₂) gas resonator (8 kW) are proved. These results clearly put this welding technology as a strong candidate for replacing the currently used manufacturing process, named “DC – Butt Welding”.

LASER welded joints were submitted to the actual manufacturing conditions and to dynamic radial fatigue test, presenting satisfactory results. Tension test, Erichsen cupping test, charpy impact test, metallographic analysis, Vickers microhardness test (Hv) and in Scanning Electron Microscope (SEM) analyses were also performed on the joints. The results of the additional testing were also satisfactory mainly owing to the lower heat input (HI) applied by this kind of welding process, which favors the austenite nucleation rate ($\dot{N}$) during the microstructure transformation, assuring refining the final grain size in the weld fillet.

This study records the potential of LASER welding as a manufacturing process to meet the current quantitative and qualitative demands by the automobile market. Additionally, it makes feasible the use of Higher Strength Steels for wheel rims, such as Dual Phase (DP) and Complex Phase (CP). Therefore, it allows further development of lighter wheels keeping in sight safety, cost and performance.

ÍNDICE

1 – INTRODUÇÃO	1
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 - Recuperação Estática	4
2.2 - Recuperação Dinâmica	6
2.3 - Recristalização Estática	8
2.4 - Recristalização Dinâmica	10
2.4.1 - Nucleação em recristalização dinâmica	12
2.4.2 - Influência da recristalização dinâmica no tamanho de grão	14
2.4.3 - Efeito da adição de elementos de liga na recristalização dinâmica	16
2.5 - Recristalização Metadinâmica	18
2.6 - Processamento Termomecânico	22
2.6.1 - Conceitos sobre processamento termomecânico e metalurgia física	24
2.6.1.1 - Reaquecimento de Placas	25
2.6.1.2 - Laminador de Tiras a Quente (LTQ)	27
2.6.1.2.1 - Laminação Controlada (LC)	31
(a) Laminação controlada por recristalização	34
(b) Laminação controlada convencional	34
(c) Laminação controlada por recristalização dinâmica	34
2.6.1.3 - Mesa de resfriamento e temperatura de bobinamento	35
2.6.1.4 - Resfriamento na bobinadora e na bobina	41

2.6.1.5 - Uniformidade de propriedades	43
2.7 - Conceitos de Ligas	46
2.8 - Processo de Soldagem a Topo por Corrente Contínua	48
2.8.1 - Técnica operatória	50
2.8.2 - Parâmetros de soldagem	52
a) ciclo de soldagem	53
b) corrente de soldagem	54
c) força entre mordentes (eletrodos)	55
2.8.3 - Fonte de calor	55
2.9 – LASER	59
2.9.1 – Luz	59
2.9.2 - Emissão espontânea, absorção e emissão estimulada	62
2.9.2.1 - Emissão espontânea	63
2.9.2.2 – Absorção	63
2.9.2.3 - Emissão estimulada	63
2.10 - Soldagem por Feixe LASER (LBW – LASER Beam Welding)	65
2.10.1 - Feixe LASER para soldagem	67
2.10.2 - LASER sólido de Nd:YAG	69
2.10.3 - LASER a gás de CO ₂	71
2.10.4 - Aplicações da soldagem a LASER	77
2.10.5 – Parâmetros de soldagem a LASER em equipamentos de CO ₂	78
2.10.5.1 - Parte ótica	79
2.10.5.1.1 - Distância focal (F)	80
2.10.5.1.2 - Diâmetro focal (d)	81

2.10.5.1.3 - Profundidade de foco (L)	82
2.10.5.1.4 - Posição do foco	84
2.10.5.2 - Gases de proteção	85
2.10.5.2.1 - Tipo e vazão do gás de proteção	86
2.10.5.3 - Condições de soldagem	87
2.10.5.3.1 - Potência do LASER e velocidade de soldagem	87
2.10.5.3.2 Cuidados na preparação de peças para a soldagem	89
2.10.6 - Qualidade da junta soldada a LASER	90
2.10.6.1 - Normas existentes em soldagem a LASER	90
3 - MATERIAIS E MÉTODOS	92
3.1 - Materiais	93
3.1.1 - Parâmetros de fabricação e propriedades do aço CSN B480	95
3.1.1.1- Temperaturas no tratamento termomecânico (TTM)	95
3.1.1.2 - Resultado de composição química	95
3.1.1.3 - Redução de espessura e quantidade de deformação (ϵ)	96
3.1.1.4 - Temperatura, tempo, velocidade e taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) entre passes	96
3.1.1.5 - Tempo de transição e taxa de resfriamento	98
3.1.1.6 - Microestrutura e propriedades mecânicas	99
(a) Metalografia	99
(b) Propriedades mecânicas	101
3.1.2 - Comentários	105
3.2 - Método	106
3.2.1 - Caracterização simplificada da situação atual na soldagem Butt Welding	107
3.2.1.1 - Sequência de produção	108

3.2.1.2 - Ocorrência de falhas	109
3.2.1.3 - Histórico de falhas	110
3.2.2 - Testes experimentais e avaliações de soldas LASER	112
(a) Características da máquina de solda LASER	112
(b) Procedimentos de soldagem	112
3.2.2.1 - Primeira fase de experimentos com solda LASER	114
3.2.2.2 - Segunda fase de experimentos com solda LASER	115
3.2.2.3 - Terceira fase de experimentos com solda LASER	116
3.2.2.4 - Quarta fase de experimentos (1º teste na Borlem)	120
3.2.5.5 - Quinta fase de experimento com solda LASER	123
3.2.2.6 - Sexta fase de experimentos (2º teste na Borlem)	126
3.2.2.7 - Sétima fase de experimento com solda LASER	128
3.2.2.8 - Oitava fase de experimentos (3º teste na Borlem)	130
3.2.2.8.1 - Critérios utilizados no ensaio charpy “V”	130
4 - RESULTADOS	133
4.1 - Caracterização de uma junta Butt Welding	133
4.1.1 - Comentários	138
4.2 - Primeira fase de experimentos com solda LASER	138
4.2.1 - Comentários	140
4.3 - Segunda fase de experimentos com solda LASER	141
4.3.1 - Comentários	147
4.4 - Terceira fase de experimentos com solda LASER	148
4.4.1 - Comentários	164
4.5 - Quarta fase de experimentos (1º teste na Borlem)	165

4.5.1 - Aro aprovado	165
4.5.2 - Aro reprovado	166
4.5.3 - Aro reprovado	167
4.5.4 - Aro reprovado	168
4.5.5 - Aro reprovado	169
4.5.6 - Aro reprovado	170
4.5.7 - Aro reprovado	171
4.5.8 - Comentários	172
4.6 - Quinta fase de experimentos com solda LASER	174
4.6.1 - Resultados da atividade avaliativa	174
4.6.1.1 - Comentários	182
4.7 - Sexta fase de Experimentos (2º teste na Borlem)	183
4.7.1 - Resultado de teste de fadiga	186
4.7.2 – Comentários	189
4.8 - Oitava fase de Experimentos (3º teste Borlem)	190
4.8.1 - Resultado de ensaio charpy	190
4.8.1.1 - Comentários	195
4.8.2 - Resultado das análises no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)	197
4.9 - Atratividade econômica da solda LASER em aro de roda	203
4.9.1 - Cálculo de atratividade econômica	203
4.9.1.1 - Economia de material	204
4.9.1.2 - Redução nos índice e sucata e retrabalho	205
4.9.2 - Comentários	207

5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	208
5.1 - Solda Butt Welding	208
5.1.1 - Comentários	214
5.1.2 - Comentários gerais sobre resultados da solda Butt Welding	214
5.2 - Solda LASER	216
5.3 - Considerações Finais	221
6 - CONCLUSÕES	239
7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	240
8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	241
9 – ANEXO I	249

1 - INTRODUÇÃO

A realidade econômica atual conduz toda e qualquer empresa a estar constantemente revendo seus custos, gerando esforços para alcançar reduções e ao mesmo tempo aumentar sua eficácia produtiva.

No seguimento da indústria automobilística a redução de custo voltada às atividades e procedimentos que bloqueiem completamente o desperdício e reduzem ao máximo os índices de sucata e retrabalho, são intensamente objetivadas em cada fase do processo produtivo, associada à preocupação com a atualização tecnológica de seus equipamentos. Além desse fato, o setor de autopeças, como por exemplo os fabricantes de rodas de aço, especificamente os que atendem as classes passeios e utilitários, são constantemente exigidos a fornecerem produtos com design cada vez mais eficientes, associados a geometria que assegurem rigidez, capacidade de suportar cargas de deformação e resistência à fadiga, na produção de peças mais leve sem comprometer a segurança e o desempenho de seus produtos. Logo essas empresas demandam aços de alta resistência com boas propriedades de conformabilidade, tenacidade e soldabilidade. Materiais com essas características são denominados aços de alta resistência baixa liga (ARBL), contendo elementos microligantes. Esses materiais geralmente são ofertados com taxa extra no preço, entre 14 a 20%, em relação aos aços C-Mn de média resistência. Porém, possuem o grande atrativo de permitir a maior relação unidade produzida versus tonelagem fornecida, entretanto, a preocupação com a eficiência produtiva, via redução dos índices de sucata, torna-se ainda mais importante.

Os aços ARBL são produzidos pelas siderúrgicas utilizando tecnologia avançada, tanto na obtenção de composições químicas mais elaboradas, que garantam estreitas faixas de adições de elementos de liga, como também utilizando padrões operacionais de tratamento termomecânico (TTM), com laminação controlada (LC), que conferem ao material acentuado refino de grão ferrítico final, assegurando alta resistência mecânica sem comprometer a conformabilidade, tenacidade e a soldabilidade.

A Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) fornece ao seguimento de autopeças, aços ARBL microligado ao nióbio (Nb) para aplicação em aros de rodas. Durante o

processo de fabricação dos aros, o material de base é submetido na transformação, ao processo de soldagem por resistência elétrica, denominado “DC - Butt Welding (BW)”, que apesar de alta capacidade produtiva, trabalha com baixa densidade de potência (10^3 W/mm^2) sendo, portando, a soldagem realizada com alto aporte térmico (H), promovendo zonas termicamente afetadas (ZTA's) extensas, cerca de 2 a 3 vezes a espessura do material de base, de cada lado da interface de solda, e essas ZTA's são submetidas a baixos gradientes térmicos durante resfriamento, isto é, essas regiões ficam expostas a elevados tempos de transição entre as temperaturas 800 a 500°C ($\Delta t_{8/5}$), na faixa de 120 a 180 segundos, o que confere microestrutura final, dos produtos de transformação da austenita, granulação grosseira, alterando consideravelmente as propriedades das ZTA's em relação às propriedades obtidas no material de base por TTM. Além desse fator, o processo BW obrigatoriamente necessita realizar as etapas de “raspagem”, “alisamento” e “apara” da solda, para retirada do excesso de material produzido pelo forjamento das interfaces topo a topo, aumentando assim o tempo total do processo de soldagem, obrigando a linha produtiva à utilizar duas máquinas de solda, para equalizar o tempo de processo dessa operação com as outras etapas de fabricação do aro.

Aliado a todos os fatores mencionados acima, foi proposto o desenvolvimento desse trabalho, que pode ser considerado inédito, submetendo juntas soldadas a LASER, à avaliações de desempenho durante as etapas de fabricação de aros de rodas automotivas, produzidas a partir de aços ARBL microligado ao Nb com 3,05 mm de espessura.

O processo de soldagem a LASER opera com altíssima densidade de potência (10^4 a 10^5 W/mm^2), aplicando baixo aporte térmico (H), reduzindo significativamente a extensão da ZTA, cerca de 0,5 vezes a espessura total do material de base, que em função de elevados gradientes térmicos durante resfriamento, promovem baixíssimo tempo de transição entre $\Delta t_{8/5}$, aproximadamente 3 a 6 segundos, garantido assim refino de grão ferrítico final, por favorecer a taxa de nucleação ($\dot{N}$), dos produtos de transformação da austenita, conferindo desempenho à junta soldada com valores próximos ao metal de base, apesar de uma microestrutura final completamente alterada.

Nesse estudo, além da participação da CSN, que viabilizou todas as condições para o desenvolvimento do tema, disponibilizando os recursos laboratoriais necessários de seu Centro de Pesquisas em Volta Redonda/RJ, contou também com a participação de mais duas empresas, a Borlem, fabricante de rodas automotivas, situada em Guarulhos/SP, onde foram realizados os testes experimentais na linha de fabricação de aros e testes de “fadiga radial dinâmica”, e a Galvasud, empresa do grupo CSN, situada em Porto Real/RJ, onde foram realizados todos os desenvolvimentos dos parâmetros otimizados de soldagem a LASER.

Os resultados comprovaram a viabilidade técnica e econômica desse estudo, em função do potencial do processo LASER em realizar a soldagem de aros em altas velocidades, utilizando apenas 1/3 do tempo gasto pelo processo BW, com índices de sucata extremamente inferior, praticamente zero, em relação a situação atual, além de demonstrar sua capacidade de absorver variações nas propriedades mecânicas, de tiras a quente de aços microligados, que ocorrem ao longo da largura e do comprimento de bobinas laminadas e decapadas (BQD's). Por último ficou a percepção sob uma importante viabilidade técnica, que é a capacidade que essa moderna tecnologia representa em poder soldar materiais de maiores propriedades, como por exemplo, aços Dual Phase (DP), Complex Phase (CP) e outros, mantendo os altos índices de produtividade, uma vez que a utilização desses materiais em aros de rodas, representam avanços tecnológicos na produção desse componente, maximizando a relação peso versus desempenho final do produto, associado a elevadíssima redução de custos operacionais.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Recuperação Estática

A recuperação estática é um processo normalmente definido como a restauração das propriedades físicas do metal sem que ocorra alguma mudança sensível na microestrutura, e seu início ocorre instante após a deformação a quente, não necessitando, portanto de um tempo de incubação. Esse fenômeno se caracteriza por rearranjos locais de discordâncias que dão origem a estrutura celular e de subgrãos.

O núcleo da estrutura celular é uma região que apresenta baixa densidade de discordância e é circundada pelas paredes das células, que são regiões com alta concentração de discordância. Essa variação promove seguidas interações entre discordâncias, causando aniquilações mútuas entre essas de sinais opostos e o alinhamento dessas de mesmo sinal, essa dinâmica, geralmente conhecida como poligonização /1/, ou também denominado por outros pesquisadores como estado estacionário (“steady state”) /2, 3/, conduz à formação de contornos de pequeno ângulo.

A formação de contornos de pequeno ângulo é controlada pelo valor da energia de defeito de empilhamento (EDE) do material. Quanto maior a EDE mais facilitado será a movimentação de discordâncias, logo fases com alta EDE, como a ferrita (α), tendem apresentar intensa recuperação, entretanto as fases de baixa EDE, como a austenita (γ), a recuperação é praticamente nula, essa característica contribui de forma extremamente favorável para o efetivo processo de recristalização subsequente /4/.

Outros fatores, além da EDE, influenciam na taxa de recuperação como, por exemplo, a quantidade (ϵ) e a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) associada à temperatura em que esses parâmetros são executados. A relação temperaturas baixa versus alta taxa de deformação podem conduzir para o efeito de aumentar a energia de deformação armazenada, elevando conseqüentemente a força motriz para a ocorrência da recuperação /4/.

A quantidade de deformação (ε), também conhecida como deformação verdadeira efetiva, é definida para laminação de planos, segundo Von Mises, como:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{h_i}{h_f} \right) \quad (1)$$

Onde:

ε = deformação verdadeira [adimensional],

h_i = espessura inicial da chapa [mm] e

h_f = espessura final da chapa [mm].

Entretanto é muito comum essa relação ser também considerada em valor de percentual de redução (ε'), sendo então utilizado a equação abaixo:

$$\varepsilon' = 100 \left(\frac{h_i - h_f}{h_i} \right) \quad [\%] \quad (2)$$

A taxa ou velocidade de deformação ($\dot{\varepsilon}$) é uma função da deformação aplicada e do tempo de aplicação, definido como /5/:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{\Delta t} \quad (3)$$

Onde:

$\dot{\varepsilon}$ = taxa de deformação [s^{-1}] e

Δt = tempo de deformação [s].

2.2 - Recuperação Dinâmica

A recuperação dinâmica é assim chamada por iniciar simultaneamente à deformação, estando o material sob estado de tensões geralmente a altas temperaturas. O termo “altas temperaturas” trata-se de uma expressão relativa. As temperaturas de trabalho na laminação a quente devem ser convenientemente definidas em termo da fração da temperatura absoluta de fusão do material /5/.

Semelhantemente como acontece no processo estático, na recuperação dinâmica também há o rearranjo de discordâncias nas estruturas de subgrãos, impulsionadas pela ativação térmica da deformação a quente, que no decorrer de sucessivas reduções aumentam os números de defeitos cristalinos. Esses fenômenos desenvolvendo-se a elevadas temperaturas permitem que em determinado momento seja alcançado o estado estacionário (“steady state”), promovendo efeitos semelhantes aos descritos no item anterior, de interações entre discordâncias, mantendo-se constantes as quantidades de defeitos /2, 3/. Em ensaios de tração a quente, estabelecendo-se uma curva tensão-deformação ($\sigma_x \epsilon$), o estado estacionário é caracterizado pela estabilização da tensão à medida que o material vai sendo deformado conforme visualizado na figura 1. Esse efeito geralmente é observado quando o material é submetido a deformações com taxas superiores à aproximadamente 1 s^{-1} (na produção de tiras a quente, a taxa de deformação aplicada em cada passe de laminação está associada a quantidade de deformação verdadeira e a velocidade de giro dos cilindros /5/).

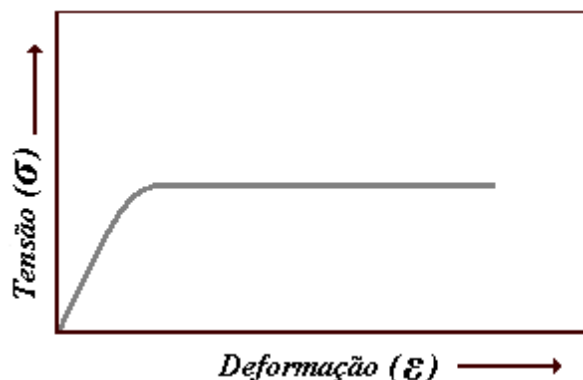


Figura 1 – Curva tensão-deformação ($\sigma_x \epsilon$) a quente. Ocorrência somente de recuperação dinâmica. O patamar é a tensão de estado estacionário (“steady state”) /2/.

No decorrer da recuperação dinâmica a migração de contornos de alto ângulo não se estabelece, e os grãos vão se alongando a medida que são aplicadas as cargas de deformações, enquanto os subgrãos mantêm estruturas eqüiaxiais, como apresentado na figura 2.

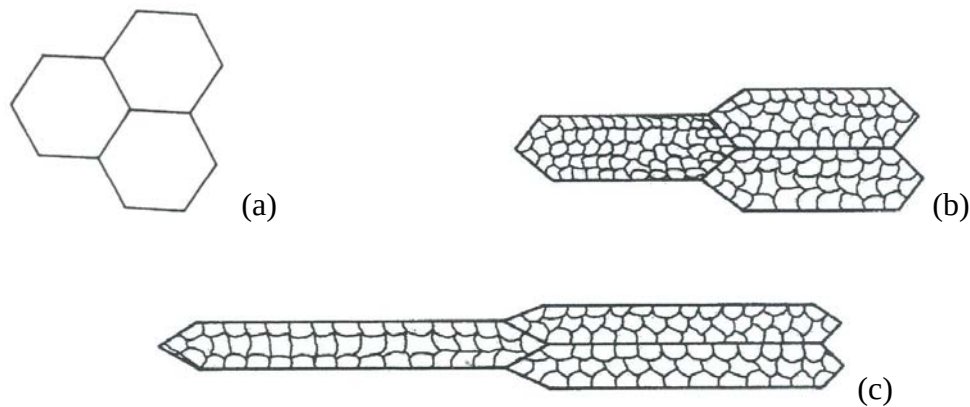


Figura 2 – Mudança de forma do material, seguida de alterações microestruturais durante a recuperação dinâmica /2/:

- (a) microestrutura inicial,
- (b) microestrutura após uma deformação ε_1 .
- (c) microestrutura após deformação $\varepsilon_2 > \varepsilon_1$.

A figura 2 objetiva ilustrar a ocorrência de duas conseqüências do estado estacionário, a primeira que a estrutura de subgrãos não se altera fortemente no que diz respeito à quantidade de discordâncias, espaçamento médio entre essas, assim como não há diferenças significativas de orientação entre estruturas de subgrãos, e a segunda, atentar para o fato que no processo de deformação existem discordâncias que são geradas e eliminadas no interior dos subgrãos /2/.

A composição química do material, a taxa e a temperatura de deformação influenciam nas dimensões dos subgrãos, nas diferenças de orientações e na forma dos seus contornos /6/.

A figura 3 mostra esquematicamente os mecanismos de recuperação estática e dinâmica que ocorrem durante e imediatamente após a deformação a quente de aços

baixo carbono (C) e baixa liga, indicando também a recristalização estática, assunto do próximo item.

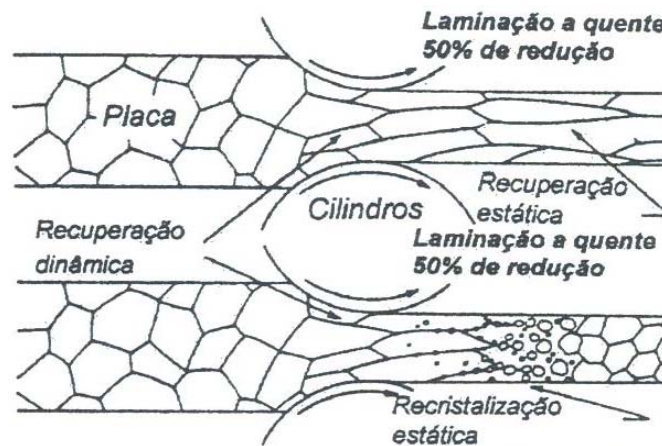


Figura 3 – Mecanismo de recuperação dinâmica e estática, que são possíveis de ocorrerem durante à deformação a quente de aços baixo carbono baixa liga /6/.

2.3 - Recristalização Estática

Este processo é desenvolvido através da extinção de discordâncias, devido à liberação de energia armazenada durante a deformação e a migração de contornos de alto ângulo /6/.

A recristalização estática necessita de núcleos e força motriz para iniciar e desenvolver-se, essas condições são alcançadas inicialmente no crescimento de subgrãos durante a recuperação do material encruado, que passa a atuar como núcleo de recristalização, e em seguida como força motriz para a migração dos subgrãos, devido a diferença de densidade de discordância entre o interior do núcleo recristalizado e o restante do material. O crescimento de subgrãos é favorecido pelos contornos de grãos existentes, inclusões, precipitados de segunda fase, interseções de maclas e bandas de deformações no interior dos grãos. Como essas regiões são locais de intensas distorções dos reticulados cristalinos, a concentração de discordâncias ao seu redor associado a presença de inclusões ou precipitados de segunda fase impulsionam à migração de contornos de subgrãos por suas vizinhanças /7/.

Um fenômeno marcante que ocorre com a recristalização estática é a conhecida migração de contornos de alto ângulo. Essa movimentação encontra condições favoráveis de deslocamento nas freqüentes diferenças entre grãos vizinhos com diferentes tamanhos de subgrãos ao longo da estrutura cristalina, promovendo o crescimento desses grãos no sentido das células maiores em direção aos grãos com células menores. Essa heterogeneidade entre tamanhos de grãos e subgrãos promovem diferenças de energia no sistema, que irão fornecer a força motriz para a migração. Essa variação de energia tem explicação no conceito de que, a soma das energias de dois subgrãos pode ser maior que a energia de um contorno formado a partir de dois subcontornos. O desenvolvimento desse processo é finalizado após sucessivas migrações que irão formar contornos de alto ângulo até um limite que possa ser considerado como um grão recristalizado /7, 8/.

Por outro lado, o crescimento dos subgrãos formados nas estruturas encruadas seguem através das eliminações de contornos comuns e também da rotação dos reticulados e do movimento das discordâncias, reduzindo assim a energia livre do sistema. Como resultado disso, a desorientação pode-se tornar maior e o coalescimento de dois pares de subgrãos podem, então, sofrer um crescimento adicional, formando um grão recristalizado definido por contornos de alto ângulo /7, 9/.

Em função do que foi abordado, os mecanismos de nucleação que atuam na recristalização estática podem ser relacionados como:

- Crescimento de subgrãos;
- Migração de contornos de subgrãos e
- Coalescimento de subgrãos.

Os dois primeiros mecanismos são muito similares por estarem associados a migrações de contornos e recristalizações de grãos com orientações necessariamente alinhadas à componente da textura do material encruado. O terceiro mecanismo por sua vez, onde a nucleação acontece por coalescimento, a orientação dos novos grãos difere de qualquer componente da textura do metal encruado, desde que este se forme pela rotação de subgrãos /7, 8, 9/.

2.4 - Recristalização Dinâmica

Anteriormente foi mencionado que o estado estacionário (“steady state”), na recuperação dinâmica, acontece em função da geração e eliminação simultânea de defeitos cristalinos. Logo, a eliminação de defeitos nesse caso é um processo que evolui devido acontecimentos individuais de aniquilação de discordâncias de sinais opostos e da eliminação de intersticiais e lacunas. Entretanto, na recristalização dinâmica, o processo de eliminação de defeito muda de escala, passando a ocorrer devido à migrações de contornos de grãos, que são impulsionados pelas grandes quantidades de aniquilações de defeitos cristalinos, indicando que a evolução dessa dinâmica é fortemente dependente do processo de deformação a quente, que precisa ocorrer de tal forma a gerar também grandes quantidades de defeitos. Como esses não podem ser eliminados somente pela recuperação dinâmica, seja devido às altas taxas de deformações ($\dot{\epsilon}$) ou a baixa EDE do material, fato esse que aumenta o potencial termodinâmico para a recristalização, atinge-se então um estágio favorável à recristalização durante a deformação a quente /2, 3/.

Os efeitos do encruamento, da recuperação e recristalização dinâmica em um gráfico de tensão-deformação ($\sigma \times \epsilon$) a quente, podem ser visualizados na figura 4. O pico de tensão permite definir a deformação de pico (ϵ_p) /2, 3/.

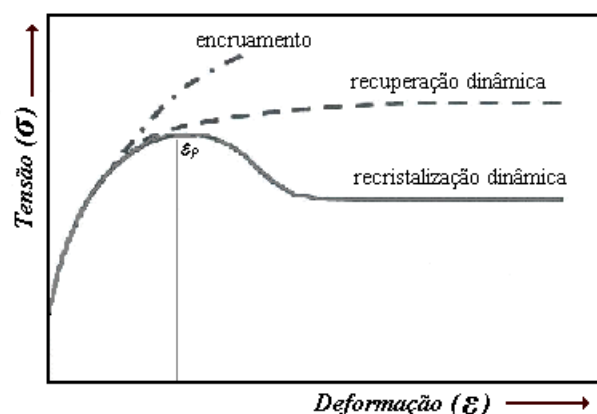


Figura 4 – Curva esquemática tensão-deformação a quente apresentando de forma comparativa a ocorrência do encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica /2/.

Observando a figura 4, é importante considerar a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$). Para elevada $\dot{\epsilon}$, a curva tensão-deformação indica valor de pico de tensão, que corresponde à deformação de pico (ϵ_p) e logo em seguida há um leve decréscimo dessa propriedade até atingir a estabilização da tensão à medida que o material vai sendo deformado. Esse efeito de queda pode ser explicado pela ocorrência da recristalização dinâmica próximo à ϵ_p promovendo a redução da tensão logo após essa deformação /2/.

Entretanto, a figura 5 caracteriza a condição de recristalização em baixas velocidades de deformação ($\dot{\epsilon}$). Sob essas condições o material recristaliza completamente promovendo um declive na curva tensão-deformação. Após a recristalização, o material sofre encruamento até acumular energia para uma nova onda de recristalização e assim sucessivamente, a tal ponto dessa dinâmica produzir ciclos de deformação-recristalização dinâmica, que caracterizam o formato da curva em vários picos de tensões seguindo uma determinada periodicidade /2/.

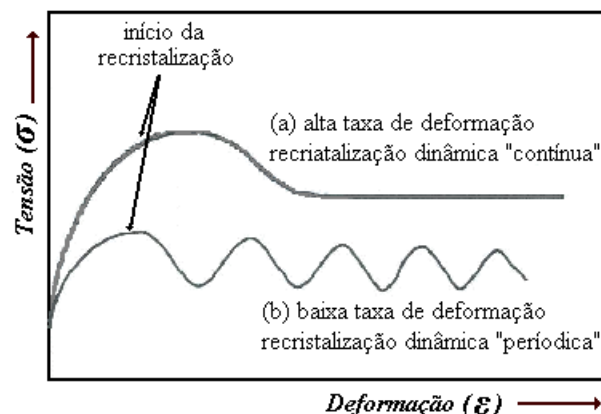


Figura 5 - Recristalização dinâmica durante a deformação a quente (esquemático) /2/:

- (a) alta taxa de deformação e
- (b) baixa taxa de deformação.

Essa periodicidade na recristalização dinâmica apresenta tendência a sair de fase com o aumento da deformação, uma vez que, após certo valor de deformação verdadeira (ϵ), a amplitude da onda diminui tornando a tensão constante. Tais efeitos podem ser observados na figura 6, que apresenta curvas $\sigma_x \epsilon$ para um aço médio carbono. Em altas taxas de deformações, o material apresenta curva típica de comportamento em recristalização dinâmica, com ocorrência de deformação de pico (ϵ_p), seguindo por

estabilização da tensão. Em baixas velocidades de deformações, a curva mostra seu caráter periódico causado por recristalização dinâmica em ciclos completos. Nota-se também que as curvas atingem valor estacionário para deformações verdadeiras (ϵ) maiores que aproximadamente 0,6 /2, 10, 11/.

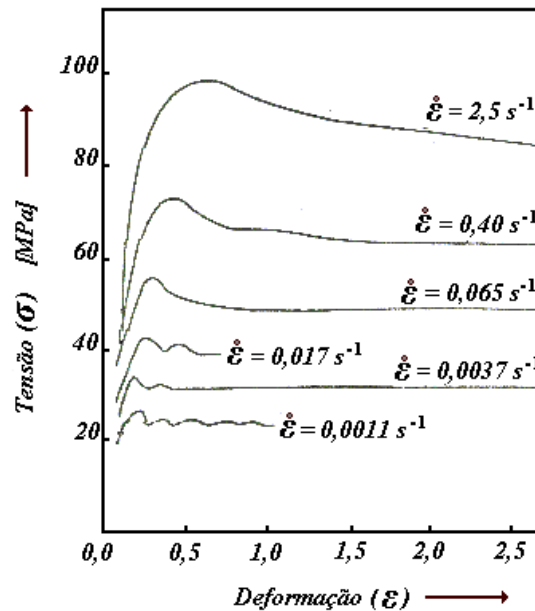


Figura 6 - Curvas tensão x deformação verdadeira, para um aço com 0,25% C austenitizado à 1100°C, mostrando a forte influência da velocidade de deformação na recristalização dinâmica /2/.

Existe uma deformação mínima para o início da recristalização dinâmica definida como deformação crítica (ϵ_c). Para aços baixo carbono deformado a quente, o valor da ϵ_c é de aproximadamente 0,80 ϵ_p /2, 5, 6, 10/. Para aços ao nióbio (Nb), a relação ϵ_c/ϵ_p é menor que 0,80 podendo assumir valores de até 0,5 /10,11/.

2.4.1 - Nucleação em recristalização dinâmica

Em função das características do processo de deformação a quente, considera-se para a maioria dos casos, que os contornos de grão são regiões preferenciais à nucleação da recristalização dinâmica /3/. Essa condição favorece a origem de um mecanismo conhecido como “necklacing”, que significa a ocorrência de formação de colares

sucessivos, que se desenvolvem por etapas, envolta de todo contorno, originando novos grãos de tamanhos reduzidos, que avançam seqüencialmente para o interior do grão original. A figura 7 mostra esquematicamente esse mecanismo.

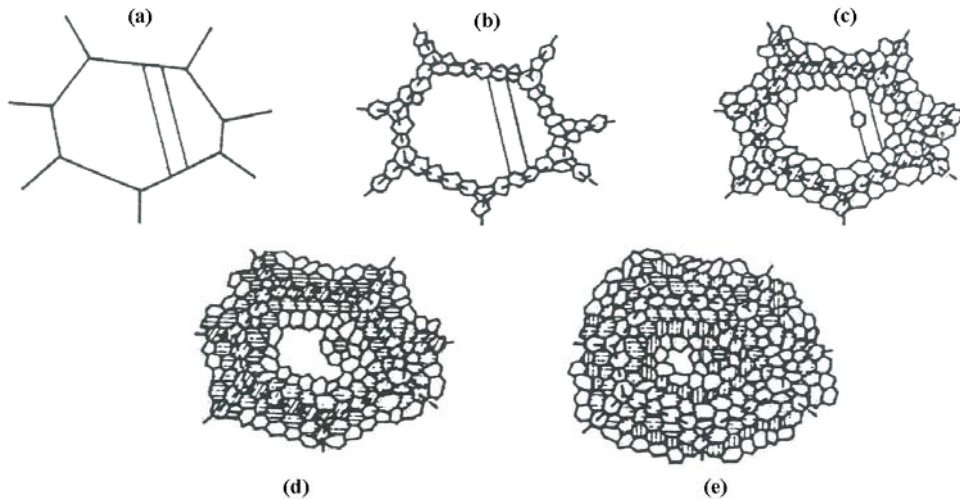


Figura 7 – Mecanismo de nucleação por formação de colares sucessivos /12/:

- (a) grão original,
- (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação crítica (ϵ_c) é superada,
- (c) segunda etapa, ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente,
- (d) terceira etapa, idem a segunda e
- (e) quarta etapa, que corresponde ao estado estacionário ou “steady state”.

Pode-se observar na figura 7, que o mecanismo de formação de colares sucessivos (“necklacing”) é extremamente efetivo no refino de grão. E esse efeito pode ser explicado no balanço energético que ocorre, que é muito semelhante ao mecanismo de migração de contornos induzidos por deformação, pois no caso da formação dos colares, o aumento da energia livre devido a geração de novos contornos de grãos pode ser considerado como que totalmente compensado, na redução da energia livre devido a eliminação dos defeitos cristalinos, como por exemplo, aniquilação de discordâncias de sinais opostos, intersticiais e lacunas. Essa figura também chama a atenção para formação dos colares que sofrem uma parada, devido o material estar submetido a constantes deformações, ou seja, os grãos recristalizados dinamicamente interrompem seu crescimento, permanecendo em tamanhos muito reduzidos, uma vez que o potencial

termodinâmico vai se igualando ao restante da matriz deformada, via geração de novas discordâncias. Logo a formação dos colares seguintes, irá passar pelo mesmo processo, favorecendo a permanência dos grãos em tamanhos pequenos. Toda essa dinâmica de recristalização favorece consideravelmente o refino de grão da microestrutura austenítica. Entretanto, em condições de processo com baixas taxas de deformações, os grãos só param de crescer quando encontram seus vizinhos que também estão em processo de crescimento (“impingement”), dessa forma, o processo fica muito semelhante à recristalização estática, promovendo efeitos consideravelmente menores no refino de grão dessa matriz e consequentemente no processo de transformação ferrítica /12/.

2.4.2 - Influência da recristalização dinâmica no tamanho de grão

Em publicações de pesquisadores como Sakai e Jonas /13/, são apresentadas as relações entre o tamanho de grão inicial e o parâmetro de Zener-Hollomon (Z) associados ao tamanho de grão recristalizado dinamicamente. O parâmetro Zener-Hollomon é definido como a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), corrigida pela temperatura absoluta de deformação, estabelecendo o parâmetro Zener-Hollomon como indicado na equação abaixo:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{Q}{RT_K} \right) \quad (4)$$

Onde:

Z: taxa de deformação corrigida pela temperatura absoluta [s^{-1}],

Q: energia de ativação para deformação [cal./mol.],

R: constante universal dos gases [cal./mol. °K] e

T_K: temperatura absoluta de deformação [°K].

O parâmetro Z é um fator importante a ser considerado nos fenômenos relacionados à deformação a quente. O refino de grão é observado quando a curva $\sigma_x \varepsilon$ apresenta um único pico (condição de Z elevado). Por outro lado, o crescimento dos grãos ocorre quando a curva apresenta múltiplos picos (condição de Z pequeno) /13/.

As alterações no tamanho de grão associado à deformação em várias velocidades de deformações são apresentadas na figura 8, para um aço contendo 0,16% de carbono. As posições P_1 , P_2 e P_3 indicam os picos de recrystalização dinâmica /13/.

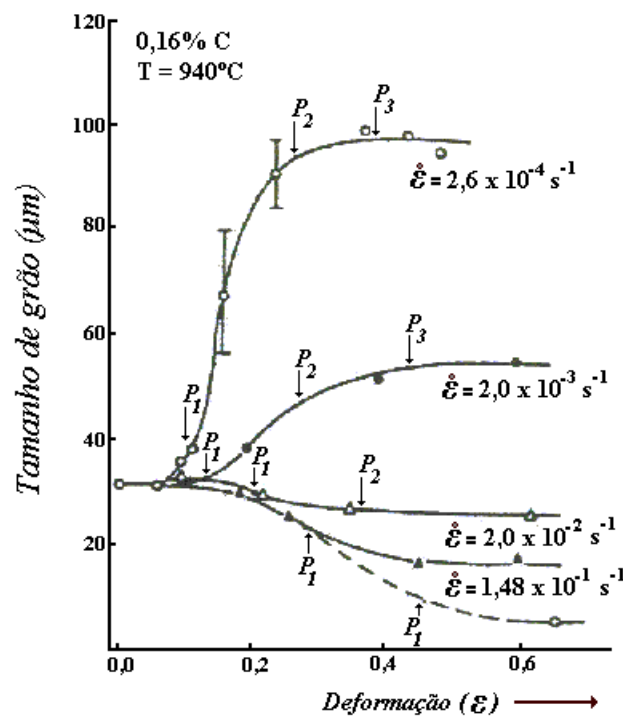


Figura 8 - Efeito da taxa de deformação no tamanho de grão recrystalizado dinamicamente, para um aço deformado por tração a quente a 940°C. Os picos na curva $\sigma_x \varepsilon$ são indicados pelas posições P_1 , P_2 , P_3 /13/.

Observando a figura 8, verifica-se a correlação do refino de grão com acontecimento de um ou no máximo dois picos, para elevadas taxas de deformação ($\dot{\varepsilon} \geq 2,0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). Na situação de um único pico, a relação de refino de grão mais severa é de aproximadamente 2:1. Logo o tamanho de grão final é nitidamente dependente do tamanho de grão inicial e do parâmetro Z , como pode ser observado na figura 9 /13/.

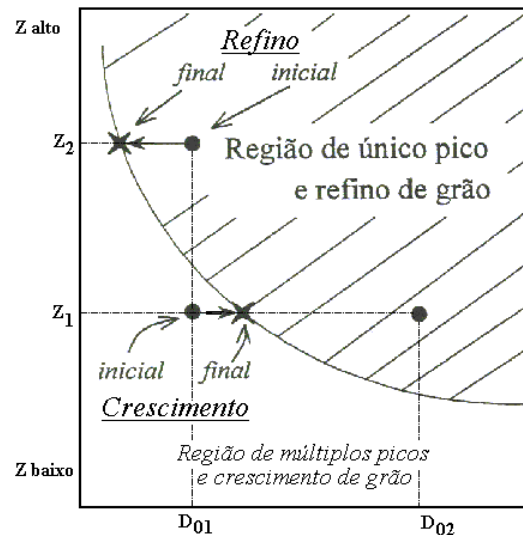


Figura 9 – Diagrama esquemático mostrando a dependência entre o tamanho de grão original, o parâmetro de Zener-Hollomon (Z), os tipos de curva tensão-deformação e refino/crescimento de grão. A área hachurada corresponde à região que ocorre um único pico e portanto o refino de grão /13/.

A figura 9 evidencia a correlação tamanho de grão gerado na recristalização dinâmica, versus parâmetro Z. Considerando um determinado ponto de interseção entre o par $D_{xx}-Z_y$, e seguindo uma horizontal na direção da curva característica do diagrama, que é uma curva dependente da temperatura de laminação, do tamanho inicial dos grãos, da quantidade (ϵ) e da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), é possível prevê o tamanho de grão final. Por exemplo, no caso dos pares $D_{02}-Z_1$ e $D_{01}-Z_2$, nota-se que ocorreu refino de grão final após recristalização dinâmica. Para os pares $D_{01}-Z_1$ e $D_{02}-Z_1$, observa-se mesmo tamanho de grão final após a recristalização dinâmica, porém o primeiro par apresenta crescimento de grão enquanto o segundo refino /13/.

2.4.3 - Efeito da adição de elementos de liga na recristalização dinâmica

A adição de átomos de soluto em ligas em solução sólida, tende a reduzir à habilidade do metal recuperar-se, aumentando, portanto as possibilidades do material recristalizar-se dinamicamente. Entretanto, a presença desse soluto pode também

aumentar os obstáculos à migração dos contornos de grão, diminuindo assim a velocidade com que ocorre a recristalização dinâmica /6/.

Geralmente dois efeitos principais são observados na adição de soluto: redução da EDE e formação de atmosferas de soluto junto às discordâncias. Estes fatores contribuem para redução à mobilidade das discordâncias, promovendo assim o aumento do limite de escoamento e na resistência à fluência /6/. Em relação a esta questão é válido mencionar que, em materiais multimicroligados ou em materiais fabricados por adições de dois ou mais elementos de ligas, a adição de um determinado soluto pode não atuar significativamente na redução da EDE, podendo até aumentá-la. Exemplo dessa ocorrência são alguns tipos de aço inoxidáveis austeníticos, em que a adição de níquel aumenta a EDE /2/.

Como a recristalização dinâmica é um mecanismo amaciador que pode desenvolver-se em diversos tipos de ligas, como por exemplo, latões, superligas à base de níquel e austenita de aço carbono e baixa liga, inoxidáveis e ferramenta, o efeito geral de se adicionar elementos de ligas é então o de aumentar a resistência e retardar a recristalização estática, sendo, porém seu efeito retardador na recristalização dinâmica praticamente ausente /2, 14/. Embora a presença de uma segunda fase em dispersão tende a estabilizar a microestrutura através do mecanismo de retenção dos contornos de grão, agindo de modo geral a impedir a recristalização dinâmica, pesquisadores como Roucoules /2/ e Hodgson /14/, comentam que importantes elementos microligantes, tais como Nb, Ti, V, Al e Mo atuam de forma quase imperceptível na cinética de recristalização dinâmica. Essa constatação tem como fundamento, a explicação de que as elevadas velocidades de migrações de contornos de grãos durante a recristalização dinâmica, estejam associadas às condições de cinética rápida. Sabe-se que quando o contorno de grão migra em altas velocidades, o efeito retardador do soluto torna-se muito pequeno. Acredita-se então que os átomos de soluto não têm condições, por difusão, de acompanhar o movimento desses contornos, tão pouco o de criar força de arraste. Esse conjunto de fatores evidencia a forma singular do efeito de soluto na cinética de recristalização dinâmica da austenita /2, 14/.

2.5 - Recristalização Metadinâmica

Após o término da deformação a altas temperaturas, o material passa a adquirir certo grau de amaciamento devido à recristalização dinâmica. Nesse instante muitos núcleos e alguns contornos de grãos estão em processo de crescimento e migração, substituindo regiões deformadas por locais livre de discordâncias. A evolução desses fenômenos de migração e crescimento, dos núcleos e grãos respectivamente, pode ser mantida sem ação de cargas de deformação e sem necessitar de nenhum período de incubação. Resumindo, é um tipo de processo que inicia dinamicamente e cresce estaticamente logo após cessar o efeito da carga de laminação /2, 10/.

Em se tratando de condições reais de deformações na fabricação de produtos planos, é razoável considerar que na maioria das condições de trabalho no processamento termomecânico dos aços, as reduções normais em laminação industrial, não favoreça a obtenção do estado estacionário (“steady state”), fato esse que aumenta o grau de importância do desempenho da recristalização metadinâmica na produção de aços planos laminados a quente. Para exemplificar essa situação, considera-se na produção de aços carbono baixa liga, que as reduções em cada passe de laminação podem perfeitamente ultrapassar a deformação crítica (ϵ_c), e não ocorrer a deformação no estado estacionário. Essa condição tem como justificativa o fato do processo de deformação crítica, ser favorecido pelas condições reais de laminação, onde normalmente são executadas a altas velocidades e reduzidos tempos interpases (normalmente entre 6 a 0,5 s), aumentando assim o efeito do acúmulo de deformação entre cadeiras, podendo então surgir fatores que impeçam o completo amaciamento do material, promovendo condições favoráveis para ultrapassar os valores de deformação crítica (ϵ_c) /10,11, 15, 16/.

A figura 10 ilustra o processo de recristalização metadinâmica em desenvolvimento na laminação industrial a quente, evidenciando a rápida cinética de evolução, que tem sua origem em núcleos formados dinamicamente e crescimento sem o efeito de tensões e não apresentando tempo de incubação, fatos esses que diferem marcadamente este processo de recristalização em relação aos demais mecanismos /15/.

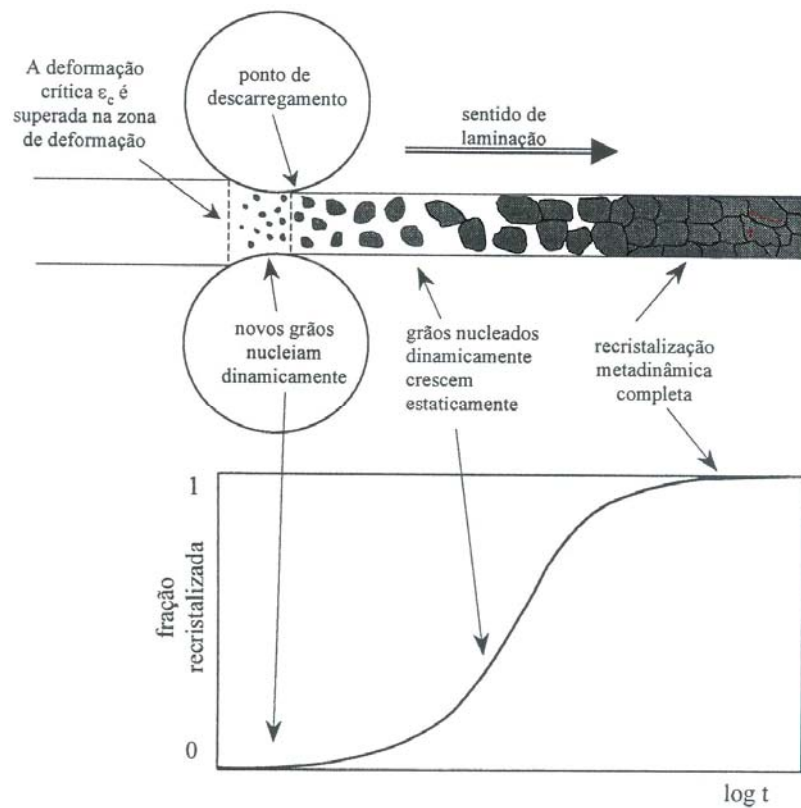


Figura 10 - Processo de evolução da recristalização metadinâmica na laminação industrial a quente /15/.

No que diz respeito ao tamanho de grão austenítico final, estes são mais refinados quanto maior for a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) utilizada. De forma geral, aumentado a taxa de deformação, aumenta-se também o número de núcleos formados, favorecendo a taxa de nucleação ($\dot{N}$) em detrimento à de crescimento ($\dot{G}$) justificando assim esse efeito refinador. A figura 11 comprova esse comportamento, avaliando o desempenho de dois mecanismos de recristalização em função do parâmetro Z em um ensaio de torção a quente /17, 18, 19/.

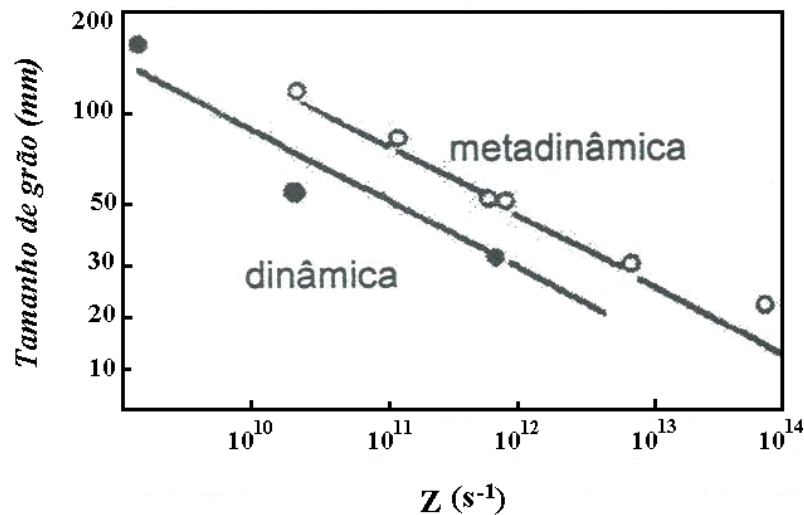


Figura 11 – Variação do tamanho de grão em função do parâmetro Z , e também em função dos mecanismos de recristalização para esse mesmo parâmetro /14/.

Os resultados da figura acima, mostram claramente que o refino de grão aumenta linearmente em função do aumento do parâmetro Z . Também é possível observar que o mecanismo de recristalização dinâmica é mais efetivo para o refino de grão em aproximadamente 1,5 vezes, em relação à recristalização metadinâmica. Montheillet – 1998 /20/, comenta que essa comparação entre a recristalização metadinâmica e estática, o tamanho de grão produzido pela primeira é da ordem de 2 a 3 vezes menor.

A recristalização metadinâmica se caracteriza sustentada por condições muito particulares, onde se pode destacar que além de sua rápida cinética, essa é basicamente dependente da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), e quase não é influenciada pela temperatura e/ou por adições de elementos de liga /14/. Com tudo, ainda assim a nucleação para a ocorrência da recristalização estática, pode ser gerada em regiões que não contiveram núcleos originários da recristalização dinâmica /2/.

Outra observação que é válida mencionar, tem haver com a influência da quantidade de deformação (ϵ) na interrelação entre três mecanismos de amaciamento, recristalização estática, metadinâmica e recuperação estática. Trabalhos publicados por pesquisadores como Djaic e Jonas /21, 22/, abordam esse assunto, que é apresentado na

figura 12, onde é mostrado esquematicamente a distribuição dos mecanismos de amaciamento mencionados, em função da quantidade de deformação aplicado ao material em ensaios de tensão-deformação a quente.

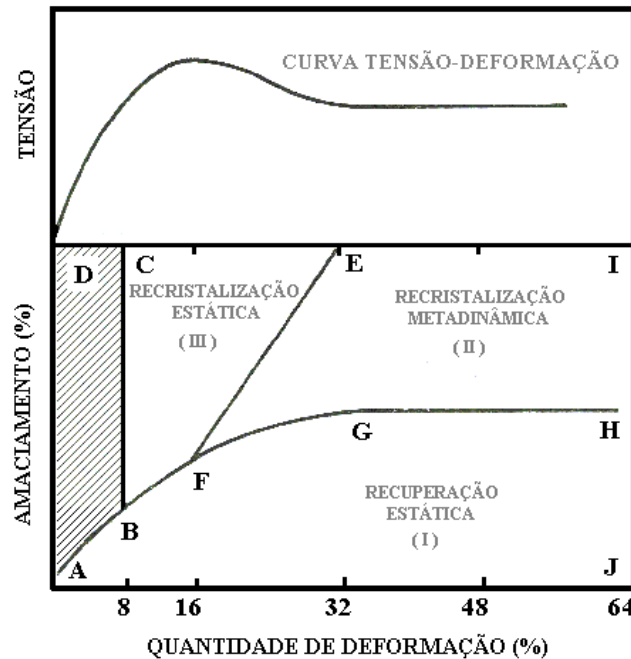


Figura 12 – Representação esquemática entre três mecanismos de amaciamento estático, e suas ocorrências em função da quantidade de deformação %, em um material que recristaliza dinamicamente /21/.

Observa-se na figura acima, que deformações abaixo da crítica (ϵ_c) para recristalização estática, o único mecanismo possível de amaciamento é a recuperação estática. Para maiores deformações, porém abaixo da deformação de pico (ϵ_p) a recuperação estática é acompanhada, após passado um intervalo de incubação, pela recristalização estática. Aplicando-se deformações maiores que a deformação de pico, ϵ_p , mas em valores menores que os necessários para atingir a deformação no estado estacionário (“steady state”), existe um período de recuperação estática e recristalização metadinâmica seguido por uma etapa de recristalização estática que decresce com o aumento da quantidade de deformação. Quando a deformação atinge valores que ultrapassam os requeridos ao estado estacionário, somente a recristalização metadinâmica pode ocorrer concomitantemente com a recuperação estática /21, 22/.

2.6 - Processamento Termomecânico

Na siderurgia a técnica utilizada para a deformação a quente das ligas metálicas é denominada de processamento termomecânico, ou tratamento termomecânico (TTM), sendo geralmente executada em temperaturas superiores a 60% da temperatura absoluta de fusão da liga /15/. O TTM além de envolver conhecimentos e controle dos fenômenos metalúrgicos que governam a deformação da austenita (γ) e sua posterior transformação, necessita também que seja considerada as características do laminador, composição química e propriedades desejadas no produto final.

Considerando o caso particular dos aços planos, diversas publicações têm abordado os fundamentos desse processo, entre essas os livros de Tamura et al./24/, onde é apresentado esquematicamente na figura 13, as etapas que compõem o tratamento termomecânico (TTM) /24/.

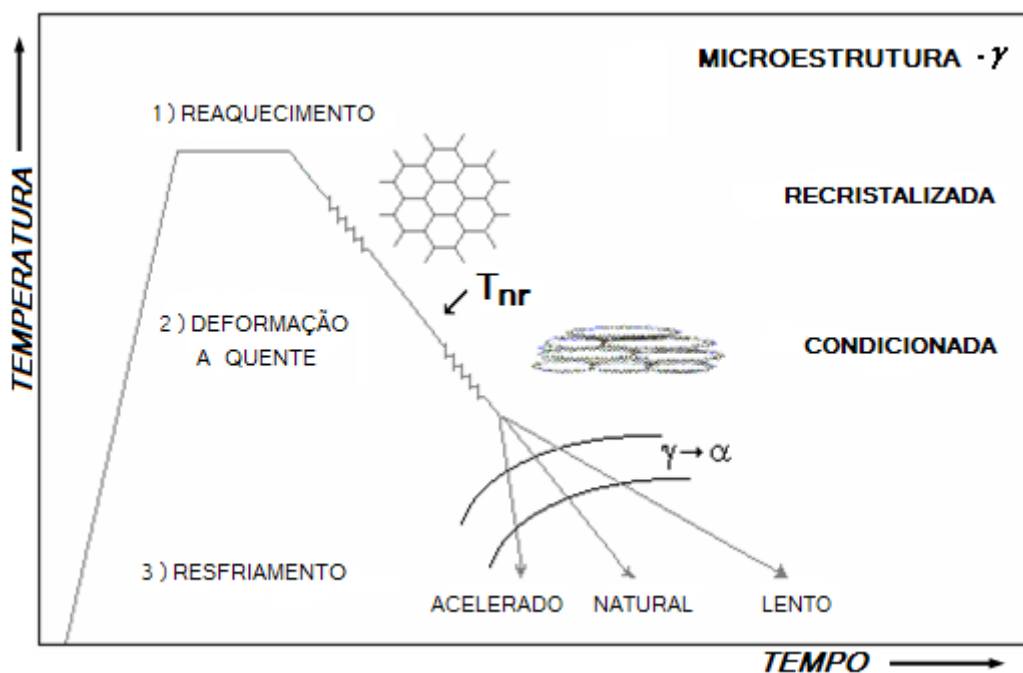


Figura 13 – Representação esquemática do processamento termomecânico /24 /.

A figura acima mostra os principais estágios do TTM e a evolução microestrutural que ocorre ao longo de seu desenvolvimento. Essa técnica de produção

tem seu início no reaquecimento de placas em temperaturas que podem variar de 1150 à 1250°C por períodos de aproximadamente 3 horas, sendo em seguida realizado o desenformamento para as primeiras etapas de deformações a quente, conhecidas como redução de desbaste, que são realizadas em laminadores esboçador duo e/ou quádruplo universais, em operações reversíveis, na horizontal e vertical, até que a placa alcance espessura e largura adequadas para entrar no laminador de tiras a quente (LTQ). Nesse momento o material é caracterizado como “esboço de laminação” e normalmente a faixa de espessura encontra-se entre 33 à 37 mm tendo sofrido deformações verdadeiras (ϵ) totais, em relação a espessura da placa, de aproximadamente 2,27 /5, 23/. Ao final do desbaste o esboço atinge temperaturas que podem variar de 1040 à 1120°C sendo essa denominada temperatura de entrega do esboço, RDT (Roughing Delivery Temperature) /51/.

Antes de ser realizado a laminação de acabamento, o esboço permanece em uma seção de espera, que permite controlar a temperatura de entrada do material no laminador, podendo essa variar aproximadamente entre 980 à 1060°C (dependendo dos parâmetros que foram considerados no modelamento matemático do processo), denominada temperatura de entrada no trem de acabamento, FET (Finishing Entry Temperature) /51/.

Ao ser executada a laminação de acabamento, normalmente em laminadores de 6 a 7 cadeiras, o material sofre as primeiras deformações em altas temperaturas na faixa de 970 à 1010°C, e ao final pode atingir espessuras entre 12,5 a 1,2 mm, significando valores de deformações verdadeiras totais (ϵ_T) entre 1,19 a 3,89 (considerando esboço com 35 mm) em temperaturas finais de laminação da ordem de 840 à 950°C, denominadas como temperatura final de acabamento, FDT (Finishing Delivery Temperature). Saindo desse estágio o material atravessa a certa velocidade, a seção de resfriamento controlado (laminar flow), que é formada por diversos dispositivos de refrigeração (chuveiros) que retiram calor da tira através de jatos d'água em forma de sprays, controlando a taxa de resfriamento, até finalmente ser bobinado à temperaturas que podem variar de 530 à 680°C, denominada temperatura final de resfriamento, CT (Cooling Temperature) /5, 23, 24, 51/.

A figura 14 mostra esquematicamente as regiões de leituras das temperaturas RDT, FET, FDT e CT ao longo do processamento termomecânico no Laminador de Tiras a Quente 2 (LTQ-2) da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) /51/.

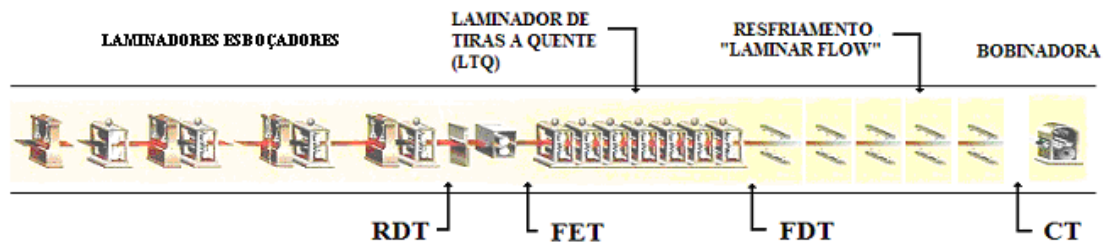


Figura 14 – Regiões de leitura das temperaturas de processo (RDT, FET, FDT e CT) no LTQ-2 da CSN /51/.

2.6.1 - Conceitos sobre processamento termomecânico e metalurgia física

A figura 15 apresenta um layout esquemático de um laminador de tiras a quente (LTQ) e a localização dos principais fenômenos metalúrgicos que estão associados a essa técnica de produção de aços planos.

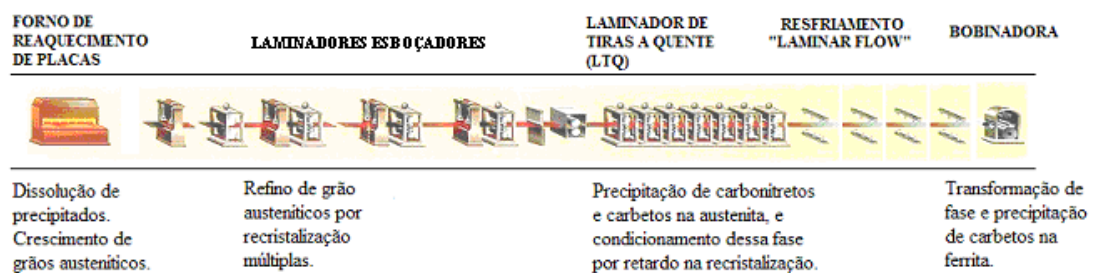


Figura 15 – Estágios e principais fenômenos metalúrgicos durante a laminação a quente de aços ARBL /51/.

2.6.1.1 - Reaquecimento de Placas

Após a fabricação das placas no lingotamento contínuo, essas são submetidas a resfriamento natural até a temperatura ambiente, sendo em seguida armazenadas para aguardarem programação de produção. Passado esse período as placas são aquecidas, em fornos de reaquecimento, submetidas a temperaturas adequadas para iniciar o processo de laminação a quente. Porém antes do reaquecimento dos aços ARBL, suas placas são normalmente encaminhados para operações de escarfigem, que são realizadas manualmente com maçarico oxi-acetileno, que objetivam remover completamente qualquer defeito superficial originado durante lingotamento, prevendo assim ocorrências desses defeitos no produto final /51/.

Além de garantir adequada plasticidade ao metal para a laminação a quente dos aços ARBL, a temperatura de reaquecimento de placas deve ser suficiente para assegurar que /25, 26/:

- i) Os elementos microligantes permaneçam em solução. Entretanto, para graus que utilizam titânio (Ti), a estabilidade de finos precipitados de nitretos de titânio (TiN) é objetivada para limitar o crescimento dos grãos austeníticos durante o reaquecimento.
- ii) A temperatura final de acabamento (FDT) permaneça acima da temperatura de início de transformação de fase (Ar_3).

A resolubilização incompleta de elementos microligantes reduzirá a efetividade do refino de grão e/ou endurecimento por precipitação da matriz ferrítica final. Logo para a maioria dos graus microligados ao Nb temperaturas da ordem de 1250°C são normalmente praticadas /25, 26/. Entretanto, também é considerado na literatura, que a estabilidade das primeiras partículas de carbonitretos, ainda grosseiras, formadas durante os estágios de lingotamento e solidificação, influenciam na metalurgia de transformação, isto é, pequenas parcelas não dissolvidas no reaquecimento limitarão o crescimento de grão austenítico em temperaturas elevadas /27, 28, 29/.

A figura 16 /25,/ mostra valores de temperaturas requeridas para a completa resolubilização dos carbeto e carbonitreto de Nb, formados durante o resfriamento das placas. Pode-se observar que as temperaturas mínimas necessárias para a completa dissolução são determinadas em função dos teores de nitrogênio (N), carbono (C) e nióbio (Nb) e quanto maior a adição desses elementos, maior a temperatura de rea aquecimento /25, 26/.

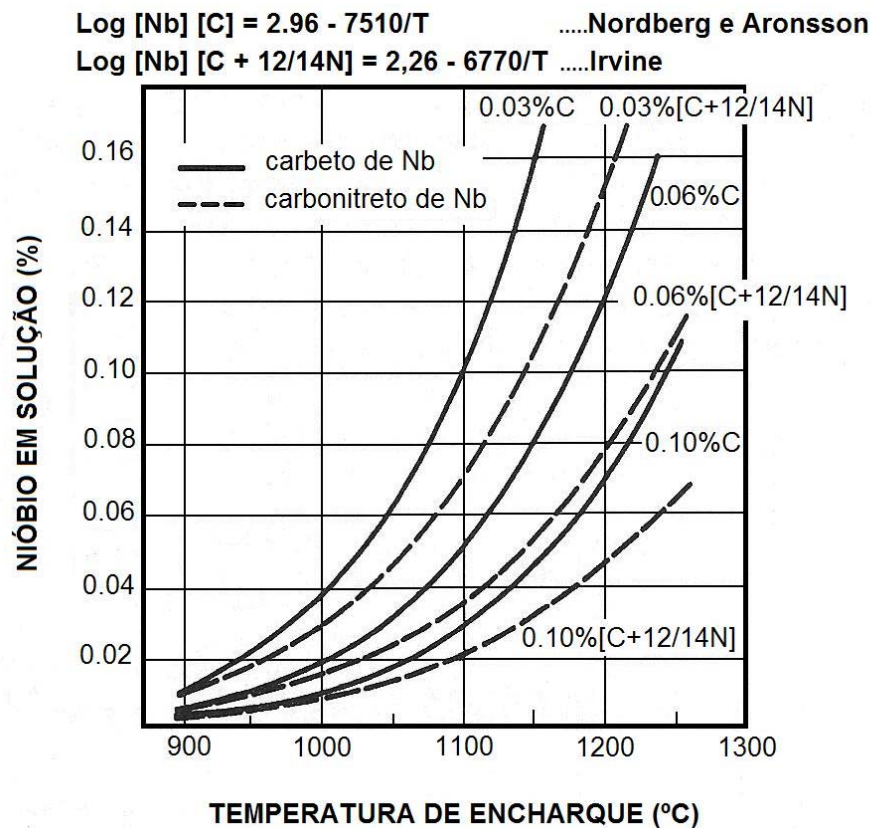


Figura 16 – Solubilidade dos carbeto e carbonitreto de Nb em aço baixo carbono /25/.

A figura 17 /30/ evidencia também o efeito da temperatura sobre a evolução do crescimento de grão austenítico. Embora o processo inicial de desbaste, para a produção do esboço de laminação, exerça certo efeito na redução do tamanho de grão austenítico, sempre é desejável iniciar esse processo com o menor tamanho de grão possível, por esse motivo, pequenas adições de Ti aos aços microligados ao Nb, são algumas vezes realizadas para limitar o crescimento excessivo de grãos dessa fase /30/.

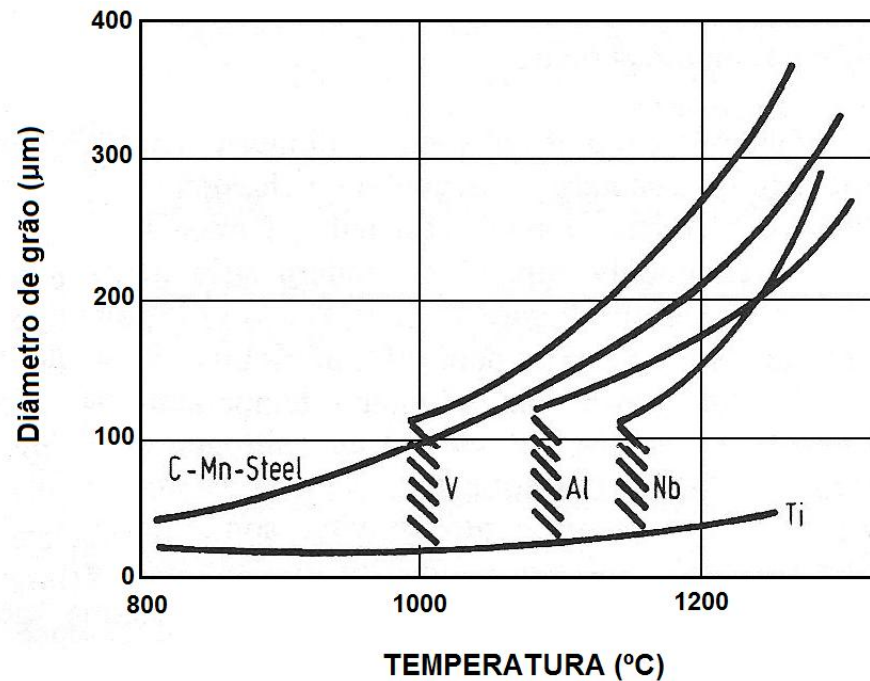


Figura 17 – Efeitos de alguns elementos microaligantes em ancorar o crescimento de grãos austeníticos durante o reaquecimento de placas ARBL /30/.

2.6.1.2 - Laminador de Tiras a Quente (LTQ)

O LTQ também conhecido como “Trem de Acabamento” é o equipamento responsável pela laminação controlada (LC) das tiras a quente dos aços ARBL. O laminador é tipicamente formado por 6 a 7 cadeiras de laminação e seus parâmetros de processamento são programados com a preocupação de assegurar o controle metalúrgico na deformação e transformação da austenita (γ), assim como controlar precisamente o bom desempenho de cada cadeira de laminação de forma sincronizada em relação à todo conjunto. Exemplo de alguns desses parâmetros podem ser definidos como: velocidade e diâmetros dos cilindros, quantidade (ϵ) e taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), taxa de resfriamento, temperatura e carga de laminação entre cadeiras /5, 24/.

O padrão de redução empregado em cada cadeira é modelado matematicamente, com a preocupação de reduzir ao máximo as cargas de laminação que são desenvolvidas no interior do laminador à medida que a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) vai progressivamente aumentando, acompanhando o aumento de rotação dos cilindros /5, 24/.

A evolução microestrutural das tiras a quente durante a laminação controlada (LC), ocorre de diversas maneiras dependendo dos parâmetros de laminação. Quando em altas temperaturas (950 à 1020°C), a microestrutura austenítica vai sendo progressivamente refinada em consequência dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão que ocorrem a cada passe de deformação. Ao longo dessas reduções, a evolução do tamanho de grão vai depender da cinética dos fenômenos mencionados acima que ocorrem durante os intervalos entre passes. Após as primeiras cadeiras de laminação, o material começa a sofrer reduções em temperaturas intermediárias (850 à 920°C), onde a aceleração entre cadeiras vai aumentando, promovendo curtos intervalos de tempo entre passes, que podem não ser suficientes para a completa recristalização estática, acumulando então deformações para os passes seguintes. Desta forma, como os intervalos entre passes são cada vez menores, pode-se refinar os grãos com o controle do processo de amaciamento governado pela recristalização dinâmica ou metadinâmica /31, 32/.

Durante as etapas de reduções nas temperaturas intermediárias, o decréscimo da temperatura torna a cinética de precipitação dos elementos microligantes cada vez mais acelerada, permitindo iniciar sua ação retardadora sobre a recristalização da fase austenítica, de modo que, em condições típicas de processamento, esta é suprimida para temperaturas abaixo da denominada temperatura de não recristalização (T_{nr}). Deformações realizadas abaixo desta temperatura são acumuladas e a microestrutura austenítica vai sendo “condicionada” e constituída de bandas de deformação no seu interior, ocorrendo paralelamente precipitação induzida por deformação (P_{ID}) de carbeto e carbonitretos /31, 32/. Esses acontecimentos influenciam significativamente no aumento das cargas de laminação entre cadeiras.

Em se tratando de aços microligados ao nióbio (dependendo de sua composição química), é amplamente divulgado nas literaturas técnicas /30, 33, 34, 35/ que o atraso na recristalização da γ é função do aumento do arraste de soluto e da precipitação induzida por deformação (P_{ID}) dos carbonitretos de nióbio, Nb(CN). A ocorrência desses efeitos aumenta a área de contorno de grão, além de criar outros pontos de alta energia para a nucleação da ferrita (α), como bandas de deformação, maclas de recozimento e contornos de subgrãos, aumentando assim o número de sítios nucleantes

da ferrita. Esse processo que evolui desenvolvendo uma microestrutura austenítica em formato de “panqueca”, ou “alongada”, que é denominada “condicionamento” (conditioning) dessa matriz (austenita “condicionada”) durante a laminação controlada no tratamento termomecânico /36/.

Nos aços microligados ao Nb, a nucleação de Nb(CN) na γ é esperada que ocorra heterogeneamente em locais preferenciais como contornos de grãos e discordâncias, como também em contornos de subgrãos da γ deformada. A ocorrência da precipitação nos contornos de grãos é considerada a de maior ordem de grandeza e de maior cinética em relação à precipitação no interior da matriz. Sugerindo por tanto, que a precipitação nos contornos de grãos retardam o processo de recristalização e a precipitação na matriz, é necessária para assegurar à completa parada da recristalização /37/. Qualquer P_{ID} que ocorra na γ é incoerente com a matriz ferrítica final, uma vez que essa precipitação guarda herança cristalográfica com a microestrutura da austenita prévia (γ_p). Além disso, essa precipitação é considerada por trazer pouca, senão nenhuma contribuição em termos de endurecimento por precipitação devido aos tamanhos grosseiros desses precipitados /36/. A precipitação induzida por deformação dos Nb(CN) na γ tem como função mais importante, segundo algumas publicações /11, 15, 16/, conferir microestrutura de grãos ferríticos refinados, através do ancoramento de contornos de grãos austeníticos associado ao endurecimento por precipitação interfásica (carbonitreto formado na interface γ/α durante a transformação) que irão resultar em melhores combinações de alta resistência, boa tenacidade, ductilidade e soldabilidade. Entretanto, outros grupos de pesquisadores /38, 39, 40/, entre eles Kestenbach et al. /40/, que apesar de considerar a precipitação interfásica como fonte principal de endurecimento, eles defendem opinião que a precipitação na austenita de carbonitreto têm importante contribuição no endurecimento de aços ARBL e, portanto essa parcela não deve ser desconsiderada e nem tão pouco se deve limitar o papel desse tipo de precipitação à somente ancorar o contornos de grãos austeníticos.

Durante o TTM é muito importante que a temperatura de acabamento (FDT) seja mantida um pouco acima da A_{r3} para explorar ao máximo os ganhos de propriedades da matriz γ deformada abaixo da T_{nr} . Os valores de tenacidade melhoram quando a laminação de acabamento é realizada na austenita meta-estável /36/.

A espessura final da tira a quente também deve ser levada em consideração, pois influenciará os parâmetros de processamento e as propriedades finais do produto. Considerando a mesma composição química e condições de processamento, a tendência geral será observar menores valores de resistência para maiores espessuras. Particularmente isso é observado em espessuras acima de 6,00 mm, e pode ser explicado pelos seguintes fatores:

- i) Menor deformação verdadeira (ϵ) total para maiores espessuras, resultando em menor condicionamento da matriz austenítica, reduzindo os números de sítios para nucleação da ferrita.
- ii) Maiores espessuras também significará taxa de resfriamento menor durante o resfriamento controlado (RC), por reduzir a eficiência da retirada de calor da tira pelos jatos d'água, afetando a taxa de nucleação da ferrita ($\dot{N}$) e consequentemente o tamanho de grão.

Algumas publicações indicam que o grau de super-resfriamento assim como o refinamento dos grãos ferríticos estão relacionado ao produto entre a taxa de nucleação da ferrita por unidade de área (N_s) e a área interfacial efetiva da austenita para a nucleação da ferrita (S_v). O aumento na velocidade de resfriamento (V_R) promove aumento no valor de N_s , devido à elevação do grau de super-resfriamento, para um dado valor de S_v , promovendo então a rápida parada no crescimento dos grãos ferríticos, uma vez que um grão ao crescer encontra outro, ou seja, há um favorecimento da taxa de nucleação ($\dot{N}$) em detrimento à taxa de crescimento ($\dot{G}$) dos grãos ferríticos, refinando a microestrutura final /17, 18, 19/.

A quantidade de Nb em solução na entrada e na saída do trem de acabamento, também é importante para o condicionamento da austenita e para o patamar de endurecimento por precipitação interfásica. Sob condições práticas, quase nenhum carbeto de Nb terá sido precipitado durante a fabricação do esboço de laminação /41/. Embora exista uma série de trabalhos mostrando que o exato mecanismo de

desenvolvimento da precipitação do Nb(CN) durante o acabamento multipasse esteja ainda sob investigação, pode-se atualmente considerar que as altas taxas de deformações ($\dot{\epsilon}$) e o curto intervalo de tempo interpasses no acabamento de tira a quente, que a precipitação do Nb(CN) na austenita será muito menor em relação ao equilíbrio, em relação ao encontrado no produto final, podendo presumir que aproximadamente 50% do Nb permanecerá em solução durante o acabamento /42/.

2.6.1.2.1 - Laminação Controlada (LC)

A laminação controlada é industrialmente conhecida como processo de laminação termomecanicamente controlado (TMCP – “Thermomechanical Controlled Rolling Process”) /14/. Esse procedimento de laminação atualmente está consolidada como tecnologia para produção de aços que atendam os quatros requisitos fundamentais na ciência dos materiais, processo, microestrutura, propriedades e desempenho /43/. O desenvolvimento dessa técnica teve seu início na década de 60 motivado principalmente em produzir aços de baixa liga combinando excelentes propriedades mecânicas como conformabilidade, tenacidade e soldabilidade. O grande foco dessa técnica teve como fundamento a obtenção de microestruturas de grãos ferríticos bastante refinada, a partir de estruturas austeníticas condicionada durante os passes finais de laminação, que são viabilizadas através do acúmulo de deformações conseguido pelas adições de elementos microligantes, Nb e Ti, permitindo assim durante às décadas de 70, 80 e início de 90 o satisfatório desenvolvimento das famílias de aços ARBL que estão disponíveis atualmente no mercado /11, 15/.

Considerando que a laminação controlada é ajustada para ocorrer no domínio gama, o estado da austenita prévia à transformação definido por sua microestrutura e seus teores de elementos microligantes que restaram em solução, definem a dinâmica de evolução microestrutural que ocorrem nessa etapa de processamento, uma vez que as condições de transformação de fases são fortemente influenciadas pelo estado da austenita prévia (γ_p). Portanto, a microestrutura ferrítica final e o endurecimento causado por precipitação, definem as propriedades mecânicas do material, que por sua

vez estão associadas ao estado da austenita prévia e pelas condições que são executadas o resfriamento controlado (RC) /23/.

De acordo com Tamura /23/, a laminação controlada pode ser subdividida após reaquecimento do material basicamente nas seguintes etapas:

- Laminação na região de recristalização da austenita,
- Laminação na região de não recristalização da austenita,
- Laminação na região intercrítica (austenita + ferrita) e
- Resfriamento controlado para refinar os grãos ferríticos de forma mais efetiva.

Mantendo-se os conceitos acima, atualmente os padrões operacionais de laminação controlada respondem a vários esquemas de tratamento termomecânico em função dos mecanismos microestruturais atuantes durante a deformação. Três desses padrões foram resumidos por Siciliano et al. – 1999 /15/, sendo apresentados sua características na figuras 18.

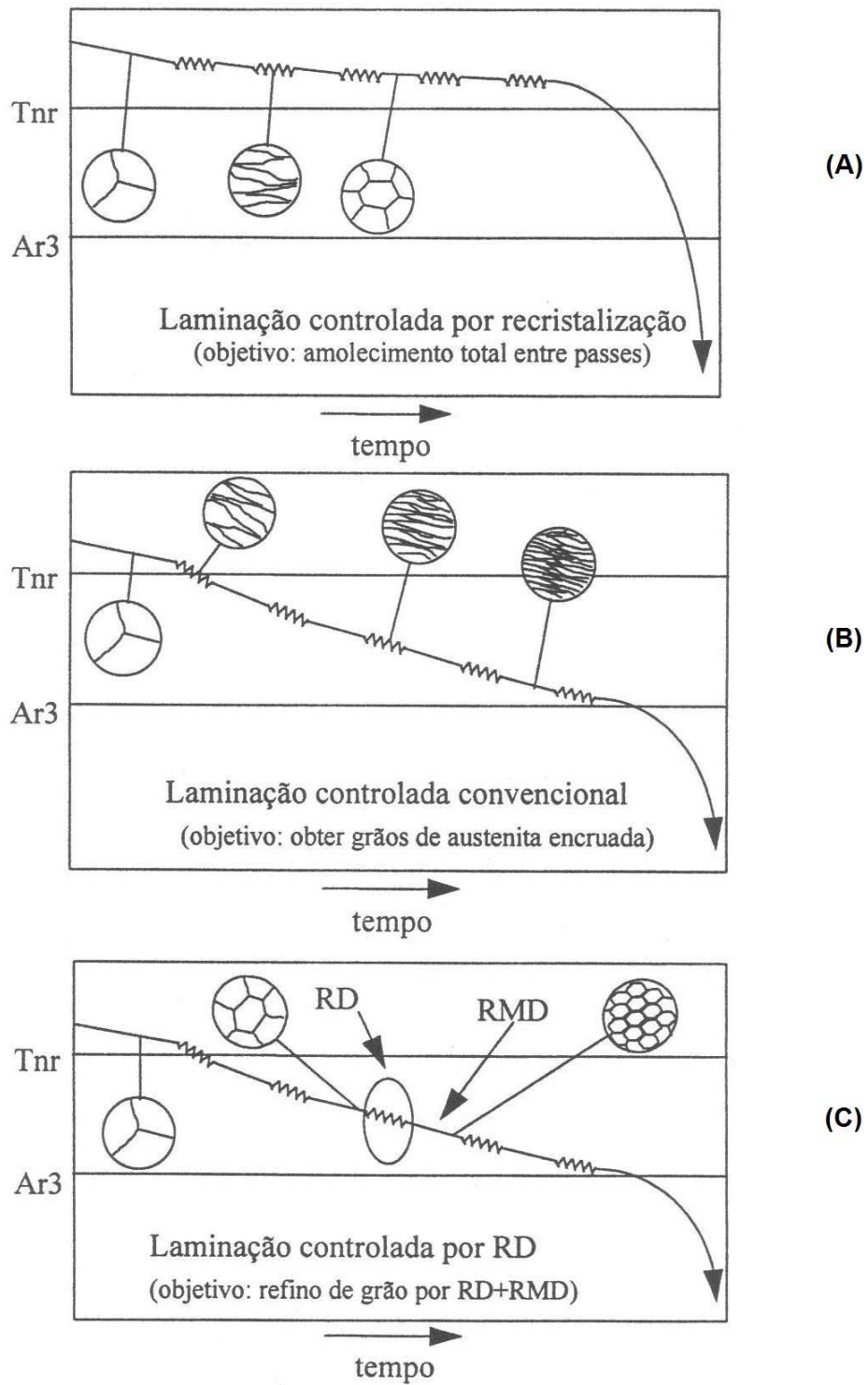


Figura 18 – Diagramas tempo-temperatura comparando três padrões operacionais de laminação controlada /15/:

- (a) laminação controlada por recristalização,
- (b) laminação controlada convencional e
- (c) laminação controlada por recristalização dinâmica (RD = recristalização dinâmica, RMD = recristalização metadinâmica).

(a) Laminação controlada por recrystalização

Este processo é mais comumente utilizado na produção de chapas espessas e corresponde a laminação controlada por recrystalização estáticas, envolvendo altas temperaturas de processo, superiores a 950°C, com recrystalização total entre passes. A adição de Ti é usualmente utilizada para evitar o crescimento excessivo do tamanho de grão, através da dispersão de precipitados de TiC (carbeto de titânio).

(b) Laminação controlada convencional

É um processo eficientemente utilizado para promover o endurecimento por acúmulo de deformação na austenita condicionada, que são alcançados nos últimos passes de laminação. Esse acúmulo de deformação ocorre sob ação da precipitação induzida por deformação (P_{ID}) de partícula de elementos microligantes como Nb e Ti, que são responsáveis por retardarem a cinética de recrystalização estática entre passes da austenita, em temperaturas abaixo T_{nr} /31, 32/.

O grande benefício extraído das deformações abaixo da T_{nr} , é justificado pelo acúmulo de deformações, que promovem elevadíssimas concentrações de defeitos cristalinos, aumentando a taxa de nucleação da ferrita na transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, favorecendo o refino de grão da microestrutura final. Essa característica da microestrutura confere ao aço aumento da tenacidade acompanhado por aumento no limite de escoamento, caracterizando assim o mecanismo de endurecimento por refino de grão dos aços ARBL.

(c) Laminação controlada por recrystalização dinâmica

O terceiro processo mostra o efeito da recrystalização dinâmica, que no decorrer de sua evolução passa a acontecer como metadinâmica, em um ou mais passes durante a laminação. Esse processo pode ser trabalhado de duas formas, aplicando grandes deformações ao material ou acumulando deformações entre passes. O primeiro pode ser executado nos primeiros passes a altas temperaturas, e o segundo em temperaturas mais

baixas nos passes finais de laminação. Ambos promovem refino de grão na microestrutura final, causada pela recristalização dinâmica. Entretanto, como esse processo é ditado por altas taxas de deformações, associado à grandes quantidades de deformações, a sua aplicação requer atenção à composição química do material e às características do equipamento, pois a presença de partículas de Nb(CN) aumentam muito as cargas de laminação, podendo inviabilizar essa técnica. Uma alternativa seria a utilização de elementos microligantes que precipitem em temperaturas mais baixas como, por exemplo, o vanádio (V).

2.6.1.3 - Mesa de resfriamento e temperatura de bobinamento

Na saída do trem de acabamento a espessura e largura da tira é conferida com precisão por dispositivos de raio-x, e em seguida é realizado o resfriamento em uma mesa, de determinada extensão, formada por diversos chuveiros com spray de água em cima e abaixo da tira. O resfriamento controlado (RC) é provavelmente um dos mais importantes estágios de fabricação dos aços ARBL laminado a quente, exigindo controle preciso dessa operação no modelamento matemático do processo /36/.

Quando a bobinadora captura e encaixa a ponta da tira, é aplicado imediatamente esforços de tração ao material e o laminador irá acelerar a velocidade do processo para manter a temperatura de acabamento. Variações na velocidade da tira promoverão diferentes taxas de resfriamento aplicadas, resultando em variações das propriedades mecânicas se essas não forem controladas de forma adequadas ao longo de todo comprimento da mesa em que a tira ficará submetida à refrigeração.

Há grandes variedades de perfis de resfriamento que podem ser empregados em um moderno laminador de tiras a quente. A aplicação do resfriamento antecipado é utilizada com êxito em alguns padrões de produção de aços ARBL microligado ao Nb, permitindo explorar ao máximo o condicionamento da γ . Por outro lado, se um resfriamento tardio é aplicado, algum grau de recuperação irá ocorrer na γ , porém nenhuma recristalização. Além disso, a presença do Nb em forma de precipitados e em

solução retardará significativamente o processo de restauração, mantendo a densidade de discordâncias por mais tempo /36/.

A aplicação do resfriamento acelerado promoverá refino adicional importante aos grãos, devido à transformação a temperaturas mais baixas promoverem maiores núcleos de austenita sub-resfriada /42/.

O tipo de microestrutura desenvolvida a partir do resfriamento controlado pode ser prevista a partir de diagramas de resfriamento contínuo (DRC – em inglês, CCT – Continuous Cooling Transformation). Tais diagramas indicam como as propriedades mecânicas do material podem ser prevista de acordo com o modelamento matemático empregado para o resfriamento. Na prática, para aços microligados com baixos teores de carbono (C), o resfriamento acelerado é interrompido na faixa de temperatura entre 650 à 550°C ou menos para alguns produtos /42/. A figura 19 /44/ mostra um diagrama CCT, para um aço microligado ao Nb, que pode ser utilizado para prever a microestrutura do material e suas propriedades mecânicas em função da taxa de resfriamento imposta durante o resfriamento controlado (RC).

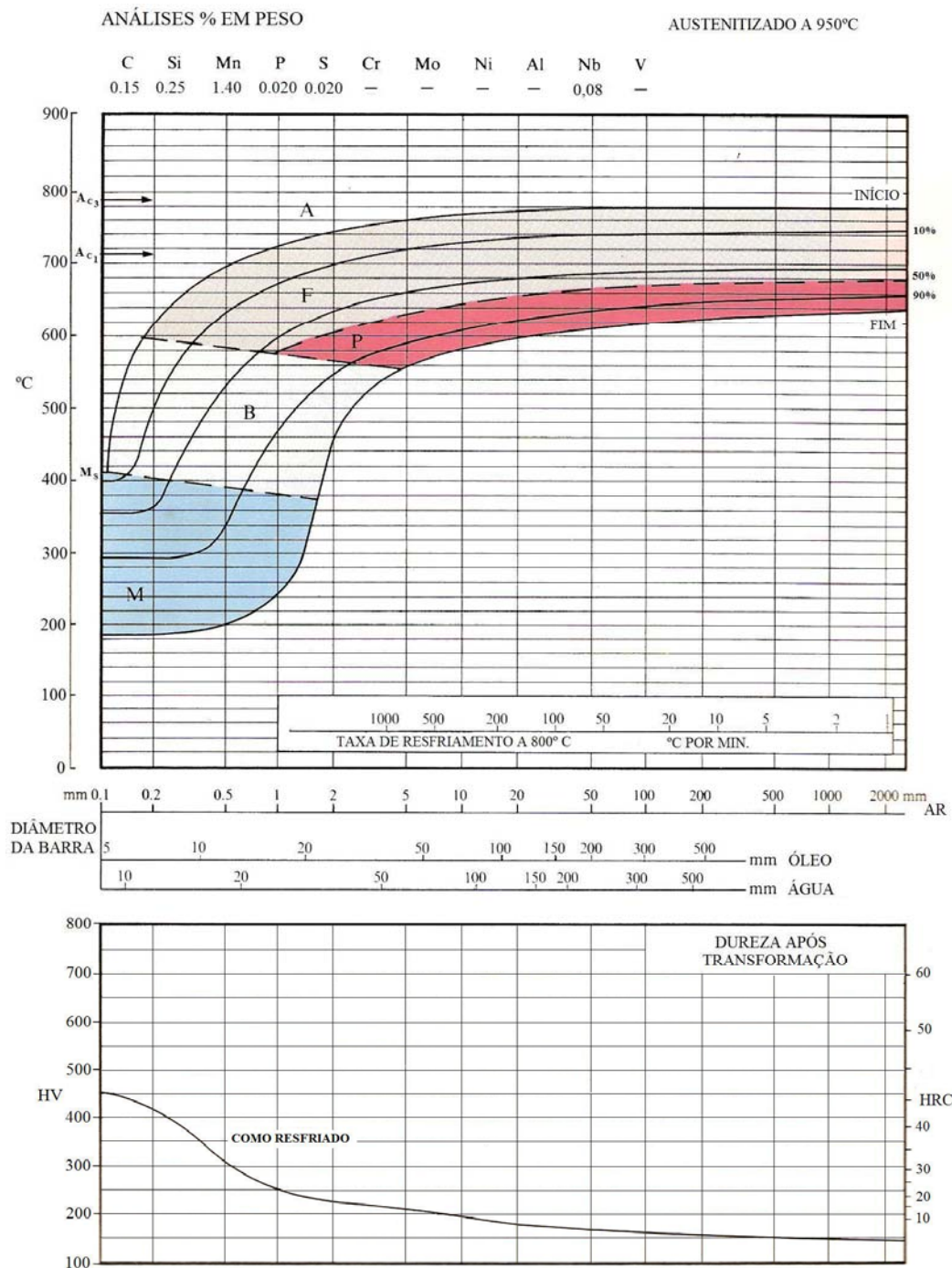


Figura 19 – CCT de uma aço microligado ao Nb /44/.

A taxa de resfriamento desempenha notável importância no tamanho de grão ferrítico final, como mostrado na figura 20 /45/. Para a mesma espessura e composição química do aço, o aumento da taxa de resfriamento (através da aplicação do resfriamento antecipado) refina o grão ferrítico aumentando o limite de escoamento (LE) /36/.

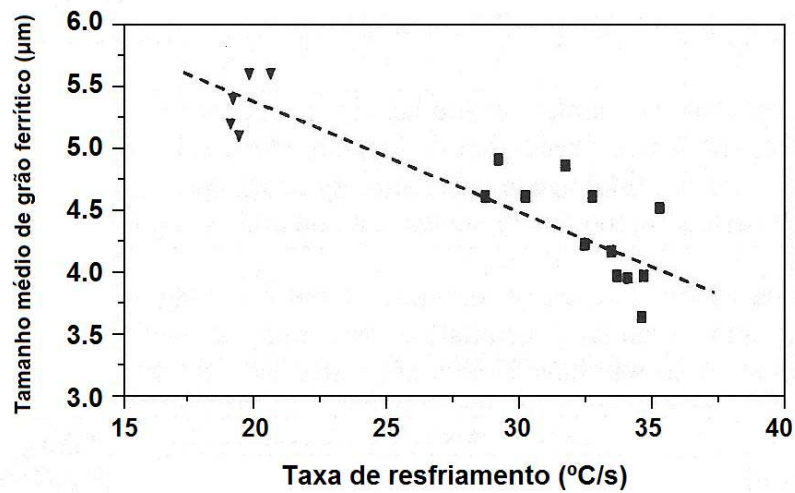


Figura 20 – Influência da taxa de resfriamento no tamanho de grão da ferrita em tiras de aço ARBL microligado ao Nb /45/.

A efetividade de uma microestrutura austenítica condicionada em relação à recristalizada, com aplicação do resfriamento acelerado também pode ser visualizado na figura 21 /46/. Experiências com taxas de resfriamento máximas de 15°C/s em tiras a quente, evidenciaram a capacidade de uma microestrutura condicionada responder favoravelmente ao refino de grão, por aumentar o número de sítios nucleantes da ferrita.

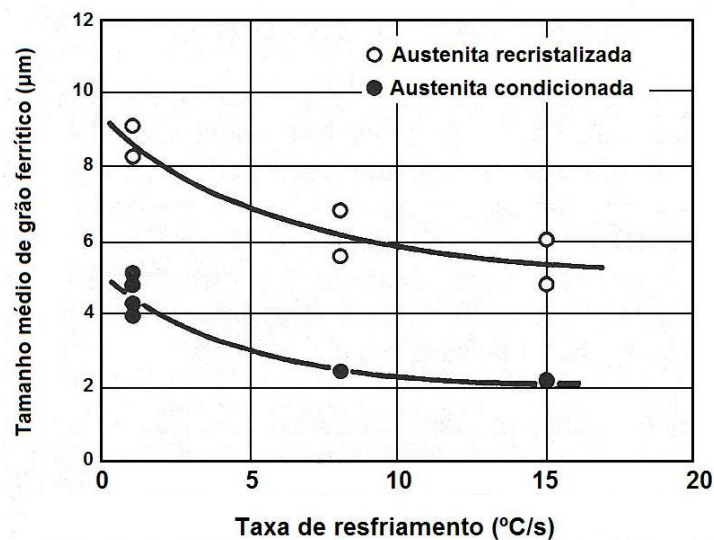


Figura 21 – Efeito da taxa de resfriamento e do condicionamento da austenita, no refino de grão ferrítico final /46/.

O resfriamento acelerado associado a baixas temperaturas de bobinamento, resulta em microestruturas ricas em ferrita acicular (bainita livre de carbeto). Esse tipo de microestrutura, com teores de elementos de liga otimizados podem aumentar o limite de resistência do aço ($LR > 650$ MPa) acompanhado de adequados níveis de alongamento e tenacidade, viabilizando fortemente à aplicação desses produtos para a indústria automobilística, principalmente na aplicação de aros e disco de rodas /46/.

O teor de Nb em solução após o término da laminação controlada, em conjunto com a taxa de resfriamento e a temperatura de bobinamento irão definir o grau de endurecimento por precipitação promovido por finas partículas de carbonitreto de Nb, conforme demonstrado esquematicamente na figura 22 /47/. Durante o resfriamento acelerado, além do refino de grão ferrítico, precipitação interfásica de elementos microligantes podem ocorrer /48/.

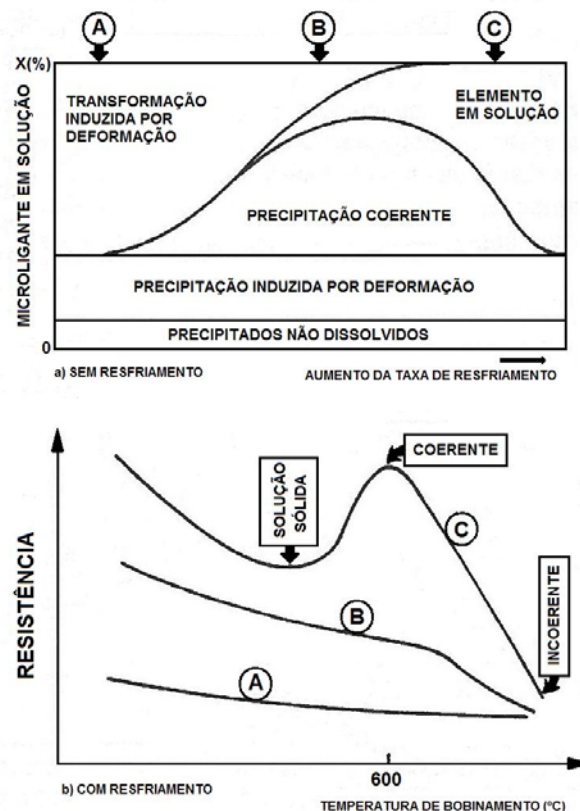


Figura 22 - Influência das condições de processamento na origem dos precipitados e no resultado da resistência final – esquematicamente /47/.

A aplicação de temperaturas de bobinamento alta pode resultar em transformação incompleta para a ferrita, como mostrado na figura 23 /49/. Para as composições dos aços consideradas nessa figura, qualquer austenita residual se transformará lentamente em ferrita e perlita, uma vez que a γ será rica em carbono rejeitado pela ferrita adjacente. A morfologia da ferrita/carbeto será fortemente influenciada pela temperatura de bobinamento. A lamela grosseira formará a altas temperaturas, enquanto que a redução dessa temperatura resultará em agregados de perlita em ilhas de ferrita e carbeto. A presença de carbeto nos contornos de grão e perlita grosseira poderão reduzir significativamente os valores de tenacidade /49/.

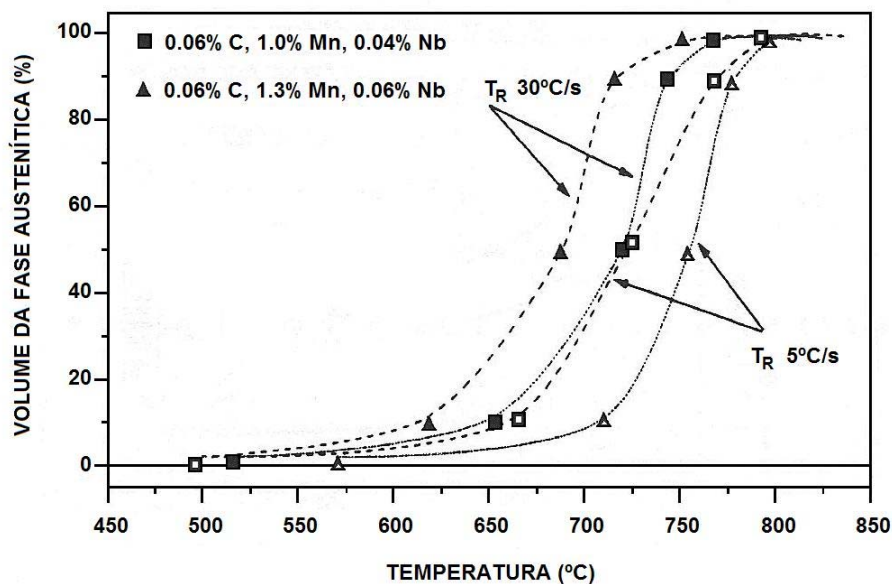


Figura 23 – Curvas de transformação de fase para dois aços microligados e duas taxas de resfriamento (reaquecidas a 1000°C e resfriado lentamente)/49/.

Em função dos desenvolvimentos alcançados sobre o resfriamento controlado, nas décadas de 50 e 60, com aplicação da refrigeração laminar, pesquisas atuais concentram-se na aplicação de tecnologias de resfriamento ultra rápido (UFC – Ultra Fast Cooling) /50/. Os estudos têm possibilitado demonstrar até agora, que quando comparado aos dispositivos convencionais, onde a taxa de resfriamento de 20 a 40°C/s é facilmente obtida, unidades UFC podem atingir taxas acima de 300°C/s. Essa tecnologia permitirá a fabricação de aços microligados ao Nb com baixos teores de carbono, com maior resistência, combinado com desenvolvimento de grão de ferrita equiaxiais muito

fino e aumento no endurecimento por precipitação. Consequentemente, a otimização dos teores de elementos de liga será ainda mais intensificadas, assim como maiores garantias de uniformidade nas propriedades mecânicas ao longo da largura e comprimento das bobinas.

2.6.1.4 - Resfriamento na bobinadora e na bobina

Finalizado o estágio de resfriamento controlado, precipitação adicional de Nb(CN) ocorrerá dentro da matriz ferrítica, em locais favoráveis como discordâncias. Assim que a bobina a quente é enrolada e resfriada lentamente, algum grau de crescimento de partículas ocorrerá para todos os precipitados existentes /52/. De acordo com a relação Orowan-Arrheny a condição ideal é formar grandes volumes de pequenos precipitados, para maximizar o aumento do limite de escoamento (LE) global. A vantagem do Nb como elemento microligante é comprovado pelo fato desse elemento não só refinar o grão ferrítico e aumentar a resistência, mas também de ser importante na resistência através da precipitação secundária. O Nb também é capaz de ser mais efetivo no aumento do LE quando precipitado como partículas coerentes com a matriz ferrítica em comparação ao vanádio (V) e ao titânio (Ti), figura 24 /53/. Esse mecanismo é explicado pela maior diferença no parâmetro do reticulado cristalino do NbC para o Fe- α comparado ao TiC ou VC e VN.

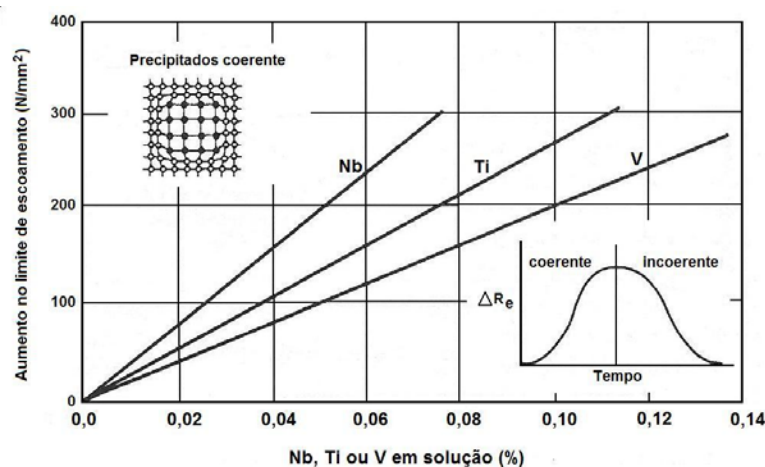


Figura 24 – Aumento máximo no LE e endurecimento por precipitação para uma ampla faixa de composições químicas de aços ARBL, solução tratada a 1300°C e aquecimento isotérmico à 600°C /53/.

É importante considerar que a temperatura de bobinamento não somente determina a morfologia da microestrutura, como também o nível de endurecimento por precipitação esperado para o Nb em solução, na saída do acabamento. Estudos em escala laboratoriais indicam valores ideais para a temperatura de bobinamento na obtenção de valores de alta resistência, enquanto os níveis de ductilidade e tenacidade são mantidos em valores aceitáveis /45, 54/.

Os resultados desse estudo conduziram em experimentos industriais, para um determinado grau de aço microligado ao Nb, onde a taxa de resfriamento média na saída do acabamento foi aumentada e a temperatura de acabamento reduzida (CT) de 650 para 575°C. O resultado dessa alteração no tamanho de grão ferrítico foi mencionado anteriormente na figura 20, onde se observou no aumento da taxa de resfriamento de 20 para 32°C/s, redução no tamanho médio dos grãos ferríticos de 5,5 para 4,0 µm, elevando o LE em aproximadamente 24 MPa. Neste caso, a redução da temperatura de bobinamento também promoveu maior contribuição no endurecimento secundário e resistência de sub-grãos, estimado em 80 à 90 MPa no total, em comparação aos 40 MPa observado quando bobinado a 650°C. Além disso, no experimento com uma série de aços microligados ao Nb, utilizando temperatura de acabamento constante, houve confirmação que o aumento do teor de Nb não contribui para conferir aumento adicional do endurecimento por precipitação, sendo o equilíbrio nos valores de propriedades alcançados no ajuste da temperatura de bobinamento, figura 25 /49/.

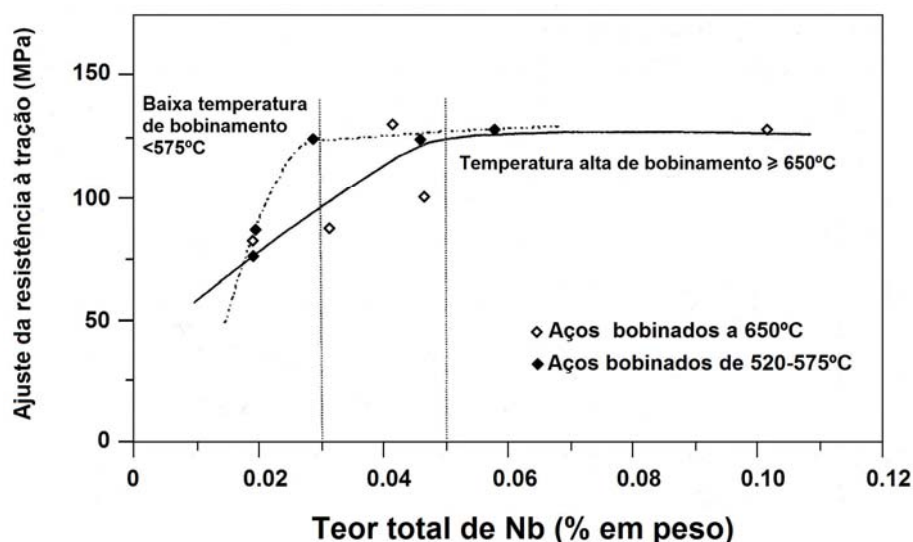


Figura 25 – Adequação dos resultados no limite de resistência em função do % de Nb e temperatura de bobinamento /49/.

2.6.1.5 - Uniformidade de propriedades

Uma das grandes preocupações dos metalurgistas durante a fabricação de tiras a quente de aços microligados é a obtenção de condições de processamento otimizadas que garantam ao produto final uniformidade em suas propriedades ao longo de todo comprimento e largura da bobina. Ao retirar o produto da bobinadora, o material resfriará lentamente até a temperatura ambiente. Entretanto, durante o resfriamento existirá a tendência ao crescimento dos precipitados em função do perfil térmico de resfriamento da bobina. Possíveis conseqüências dessa ocorrência nas propriedades mecânicas podem ser observadas na figura 26, que mostra o LE em uma tira de aço ARBL microligado ao Nb /49/. Este material em particular, apresenta menor resistência nas bordas, indicando que foi submetido a tempos insuficientes à temperaturas para conferir endurecimento secundário ideal, a partir de precipitados de Nb(CN), diferentemente ao centro da largura da bobina, que demonstra ter condições adequadas de resfriamento. Fatores como esses que promoveram heterogeneidades ao longo de uma bobina. Em geral foi observado, em aços altamente microligados (Nb e V), que as extremidades da bobina apresentaram valores mais alto de resistência em relação ao miolo da bobina, devido perfil térmico diferenciado entre essas regiões /49, 55/. Essa ocorrência é demonstrada quantitativamente na figura 27 /55/, onde duas curvas de resfriamento, representando partes distintas da bobina, são sobreposta em curvas de isothermas versus valores de dureza Vickers (Hv) em aço microligado com 0,02% Nb, em solução, em vários experimentos com temperatura de recozimento sub-crítico na ferrita /55/. A diferença para os maiores valores de dureza em uma determinada temperatura de recozimento é o resultado do tempo de recozimento correlacionado à fração volumétrica e ao tamanho dos precipitados na ferrita. Após determinado tempo, precipitados de NbC finos são homogeneamente formados por toda a matriz. Com tempo de recozimento mais longo, a quantidade desses precipitados aumentam, e valores de até 30 Hv (correspondendo a LR de 100 MPa) pode ser obtido. Com tempo de recozimento crescente, é esperado redução no valor de dureza devido crescimento dos precipitados. Esse tipo de efeito é inerente a bobinas laminadas a quente. Contudo, é importante considerar que, se a temperatura de bobinamento praticada for bem abaixo do ideal, então o inverso será verdadeiro, ou seja, as extremidades da bobina apresentarão menores valores de dureza devido à interrupção da precipitação. Além disso, alterações nos microconstituintes de segunda fase e fração volumétrica deverão

ser consideradas. Para minimizar esse efeito, e dependendo do tempo de resposta do equipamento ao modelo matemático que controla a saída do acabamento, é possível aplicar um procedimento de resfriamento em padrão U na tira, implicando na redução do nível de resfriamento submetido em ambas as extremidades da tira a quente, e assim, produzir uma bobina com as extremidades em temperaturas um pouco mais elevadas. Isto irá, de certo modo, contra-balancear o rápido resfriamento que ocorre nas primeiras espiras externas e internas do material bobinado, equilibrando de forma geral o resfriamento da bobina /55/.

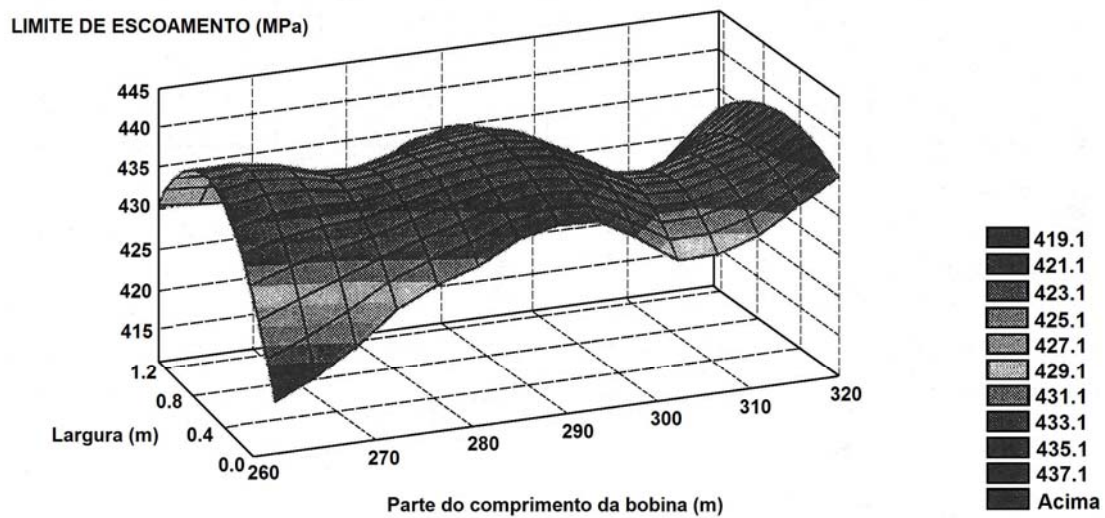


Figura 26 – Distribuição do LE topográfico para uma tira laminada a quente microligado ao Nb /49/.

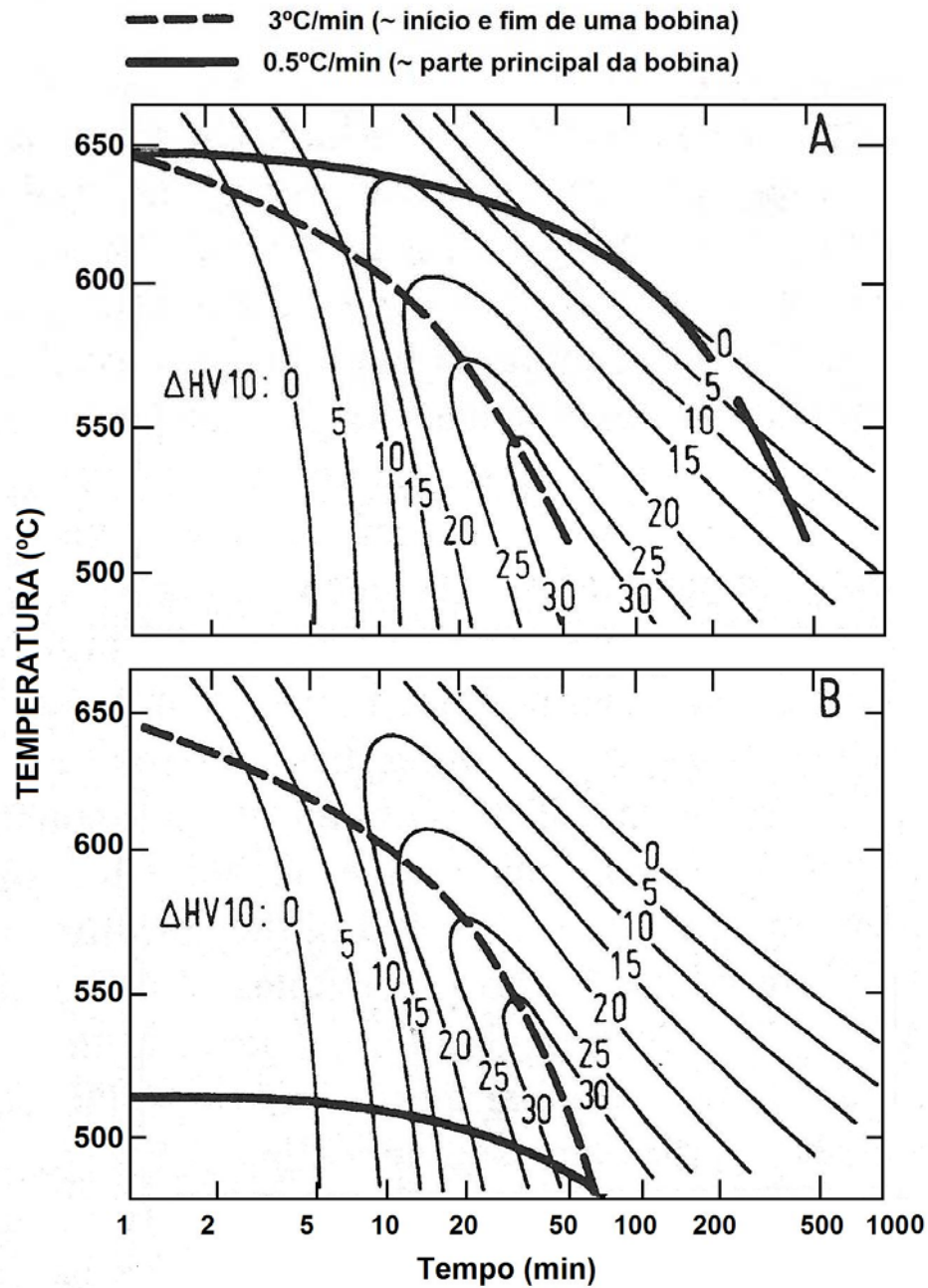


Figura 27 – Curvas isotérmicas versus valores de dureza devido ao endurecimento por precipitação do NbC, em aços com 0,2% de Nb em solução com as curvas em diferentes regiões da bobina superposta /55/:

- a) temperatura de resfriamento constante.
- b) resistência máxima e homogênea.

2.7 - Conceitos de Ligas

É amplamente divulgado pelos metalurgistas, o importante papel que os elementos de ligas desempenham na estabilidade termodinâmica e na cinética das transformações de fases, demonstrando que esses podem promover ou retardar essas transformações, atuando sobre pontos críticos de início e fim. Pesquisadores como Van der Zwaag, Enomoto e Kinsman et al./56, 57/, comentam ao abordarem os mecanismos atômicos que governam a reação bainítica em aços microligados, que a maioria dos elementos de liga substitucionais, tais como Cr, Si, Mn, Mo, Al, etc.; tanto formadores como não formadores de carbeto, reduzem a temperatura de início de transformação de fase (A_{r3}), além de mostrarem que o excesso de segregação local destes elementos na frente da interface γ/α é o principal responsável pela lenta cinética da transformação bainítica, devido atuar de forma dupla na cinética global de reação dessa fase, diminuindo a mobilidade da interface e a difusividade do carbono, gerando o conhecido efeito de duplo arraste de soluto. Os elementos de liga substitucionais também são os responsáveis pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida.

As adições de elementos microligantes, que atuam fortemente como formadores de carbeto, carbonitretos e/ou nitretos, como Nb, Ti e V, são os principais responsáveis pelo refinamento do grão austenítico durante a laminação controlada, e atuam de forma significativa no endurecimento do material do produto final /31, 32/.

Em aços ARBL, o carbono pode ser considerado como o principal elemento de liga as quais todas as transformações de fase são notavelmente afetadas e através do qual a microestrutura final e as propriedades mecânicas são controladas. A concentração de carbono é o mais importante dos fatores de que depende a estabilidade da austenita. O carbono é considerado com um elemento que exerce poderoso efeito austenitizante /58/. Entretanto, outras exigências tais como a soldabilidade limitam o teor de carbono a valores baixos (em aços ARBL para aplicação a indústria automobilística pode-se considerar $C < 0,13\%$ em peso) /59/.

Além do carbono, outros elementos de liga como o manganês (Mn) e o silício (Si) têm um importante papel no controle da cinética das transformações de fase e em particular na estabilidade da austenita /60/. Ambos os elementos aumentam a resistência

do material através do endurecimento por solução sólida. Em particular, o Mn que é um elemento austenitizante e, portanto estabilizador da austenita (γ), diminuindo a temperatura Ar_3 , além de aumentar a solubilidade do carbono (C) na austenita, tornando possível o enriquecimento desse elemento nesta fase.

O Mn pode substituir o Fe na formação de precipitados do tipo $(Fe_3, Mn) C$, que podem dar origem a partículas de austenita ricas em Mn que requerem menor concentração de carbono para se estabilizar a temperatura ambiente /61/. Também deve ser levado em conta o efeito inibidor do Mn na formação da ferrita durante o resfriamento, uma vez que este minimiza um possível enriquecimento de carbono desta fase /61/.

Adições de Si promovem a formação de ferrita pró-eutetóide durante o resfriamento. O Si repele fortemente o C em solução sólida na austenita, aumentando a difusão deste elemento na ferrita. Desse modo, sendo o Si um elemento pouco solúvel na cementita, a precipitação de carbeto é retardada ou inibida durante a formação da bainita, favorecendo a segregação de átomos de carbono da ferrita para a austenita remanescente. Entretanto o Si é também um elemento que pode ser oxidado durante recozimento, comprometendo a qualidade superficial de produtos planos laminados a quente e a qualidade do revestimento do aço laminado a frio. Consequentemente, o alumínio tem sido proposto como alternativa para substituição parcial ou completa do silício /61, 62/.

O alumínio (Al) é também, formador de ferrita e, apesar de não ser solúvel na cementita, apresenta um efeito menos efetivo para impedir a formação de carbeto, quando comparado com o Si /63/. Devido ao baixo potencial de endurecimento por solução sólida, o alumínio sempre é usado em combinação com conteúdos mais altos de carbono ou em combinação com fósforo. Como desvantagem do uso do alumínio, pode-se mencionar o aumento acentuado da temperatura M_s /63/.

O fósforo (P) é usado quando a adição de alumínio e silício tem que ser limitada. Baixas concentrações de fósforo (menores que 0,1%) são suficientes para retardar a cinética de precipitação de carbeto de ferro e conferir um claro aumento na resistência do material, trata-se de um elemento muito efetivo no endurecimento por solução sólida.

Os efeitos benéficos do fósforo pode ser consumado somente junto ao silício ou ao alumínio. Se a adição de fósforo excede certa quantidade, o fósforo pode segregar para os contornos de grão e deteriorar a ductilidade /61/.

Sendo o nióbio (Nb) um elemento fortemente formador de carbetos, ele atua como refinador de grão. Durante as transformações da austenita em ferrita pró-eutetóide e para ferrita bainítica, a taxa de nucleação desses microconstituintes é aumentada fortemente, levando a um enriquecimento maior de C na austenita remanescente nessas transformações, favorecendo a estabilidade da mesma. Por outro lado, a presença do nióbio pode favorecer o enriquecimento de carbono da austenita, contribuindo notavelmente na sua estabilidade /61/.

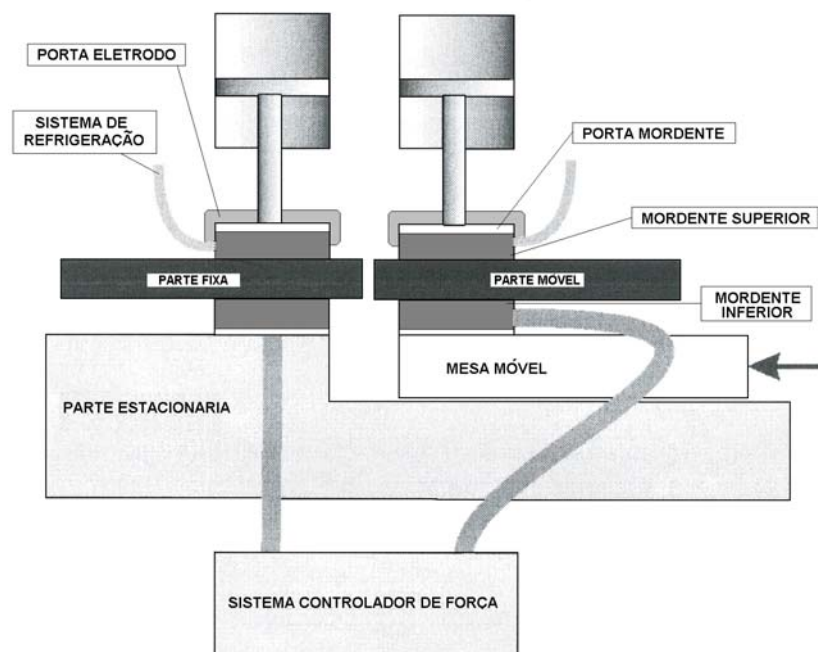
O Ti forma nitretos estáveis (TiN) que são insolúveis na austenita sendo efetivo no seu ancoramento e no papel de controlar seu estado inicial, devido partículas desses precipitados formarem à altas temperaturas (1300 à 1200°C), conforme anteriormente apresentado na figura 17. Pequena quantidade desse elemento adicionado (~ 0,01%) já é capaz de promover esse efeito. O excesso desse elemento pode promover também a precipitação de carbetos (TiC) a baixas temperaturas (1000 à 850°C), contribuindo para o endurecimento por precipitação na ferrita. O Ti tem forte afinidade não apenas pelo C e N, mas também por outros elementos tais como O e S /64/.

2.8 - Processo de Soldagem a Topo por Corrente Contínua

O processo de soldagem a topo por corrente contínua, também conhecido como DC Butt Welding Process (DC BWP) ou “Flashless”, foi especialmente desenvolvido para operar no lugar do processo de soldagem a topo por centelhamento (Flash Butt Welding - FBW) que é extremamente utilizado na fabricação de aros de rodas (em inglês - wheel-rims) automotivos /65/. Apesar desse novo processo garantir alta eficiência produtiva, economia de energia, além de proporcionar melhor ambiente de trabalho em relação ao processo FBW, são poucas as referências na literatura que abordam suas características.

O processo Butt Welding (BW) mantém no início de sua operação os mesmos procedimentos observados no processo FBW, como por exemplo garantir aceitável qualidade de corte durante a preparação dos blanks e ajustes corretos em suas calandragens, nivelamento e alinhamento adequados das interfaces do aro na máquina de solda, entre outros detalhes. A união metálica ocorre através da aplicação de pressão e calor, que promovem o caldeamento das interfaces garantindo a continuidade metálica do aro de roda /66/.

De forma simplificada pode-se descrever que o processo BW é formado por dois conjuntos de mordentes (dies) de cobre, refrigerados a água, que são chamados de eletrodos, sendo um conjunto fixo e outro móvel. O deslocamento do conjunto móvel é controlado por sistemas de forças que ajusta a sua velocidade durante a soldagem, em função da taxa de aquecimento das interfaces de solda. Cada eletrodo é conectado a uma polaridade, e ajustados para trabalhar com tensões (V) baixas e controladas, associadas a altíssimas correntes (i) no secundário do transformador. A figura 28 mostra esquematicamente os componentes principais desse equipamento de soldagem e no detalhe uma foto do conjunto de eletrodos de uma máquina de solda da Borlem Empreendimentos S. A., empresa do grupo Hayes-Lemmerz situada em Guarulhos/SP, e um importante cliente da CSN.



(a)

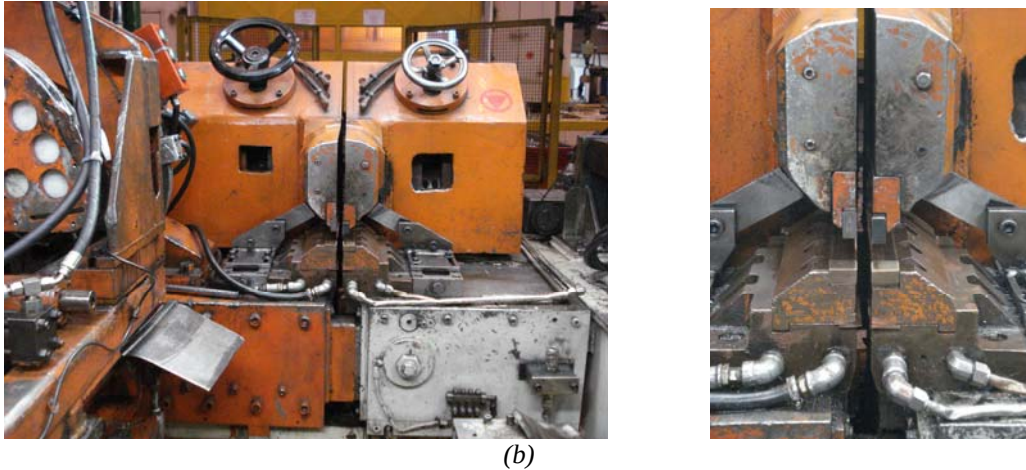


Figura 28 – Componentes principais de uma máquina de solda Butt Welding (BW):

(a) desenho esquemático dos principais componentes da máquina BW.

(b) foto de uma máquina de solda BW⁽¹⁾.

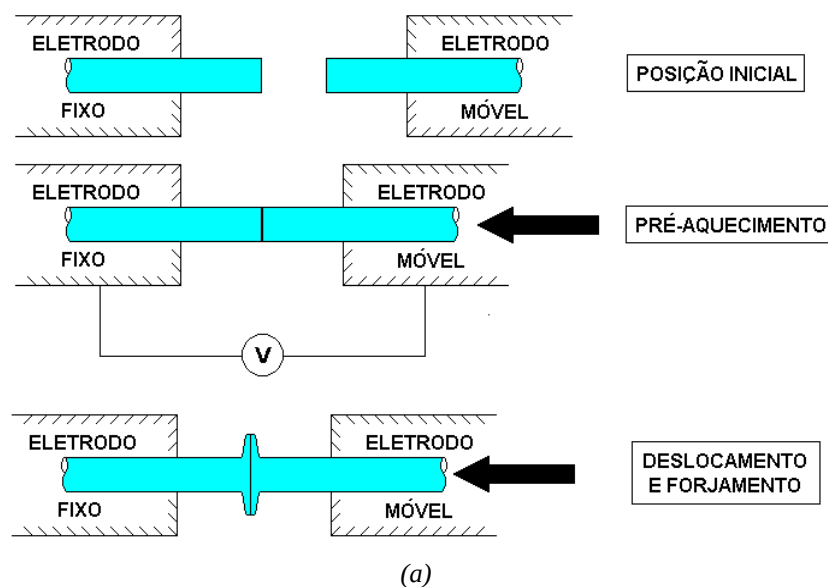
(1): Foto gentilmente cedida pela Borlem, mostrando uma de suas máquinas de solda, das linhas Hess de fabricação de aros passeio e utilitário.

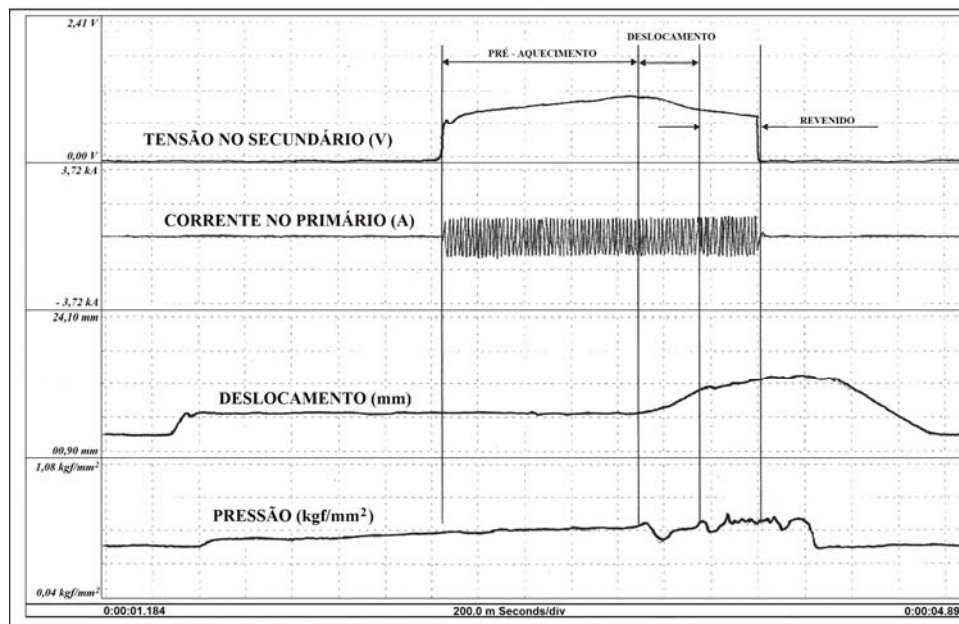
2.8.1 - Técnica operatória

No início do processo, após posicionar e prender as extremidades do aro entre os eletrodos fixo e móvel, que estão afastados entre si para não permitir que o topo de cada extremidade da peça se encostem, é aplicado pelo sistema de força, uma determinada pressão inicial na mesa de deslocamento, que empurra o eletrodo móvel contra o fixo até o topo das interfaces se tocarem. A partir desse instante a mesa não consegue mais manter seu movimento, e a pressão vai aumentando até atingir um valor pré estabelecido, que permanece constante, liberando a passagem de corrente elétrica (i). Como a corrente encontrará maior resistência à sua passagem na interface topo a topo do aro, ocorrerá aí intenso aquecimento, que também será sentido com o passar do tempo pelas regiões adjacentes, reduzindo gradativamente o limite de resistência à compressão do material. Essa etapa do processo é conhecida como fase de “pré-aquecimento” /67/.

Passado o “pré-aquecimento” a mesa reinicia sua movimentação promovendo o forjamento entre as interfaces, iniciando então o processo de união metálica. Essa etapa do processo é denominada como fase de “deslocamento”. O desenvolvimento dessa fase pode ser programado para ocorrer com níveis de corrente (i) ligeiramente maiores que a fase anterior. A certo instante, interrompe-se a fonte de aquecimento, cessando a aplicação da corrente elétrica, que leva a interface de solda a perder temperatura a uma dada taxa de resfriamento, aumentando a resistência do material à compressão, limitando assim o deslocamento da mesa, que permanece ainda por alguns instantes forçando as interfaces, para garantir a continuidade metálica da solda com qualidade satisfatória. Essa é a última etapa do processo de soldagem “Butt Welding” denominada “recalque” ou “forjamento”, após essa seqüência, os mordentes são abertos e um dispositivo transporta o aro para a seção de raspagem (rebarbação), alisamento e apara, que retiram o excesso de material na superfície inferior e superior da solda a topo /68/.

A seqüência descrita acima pode ser visualizada esquematicamente na figura 29, que mostra também um gráfico de monitoração eletrônica do processo de soldagem realizado pela CSN na Borlem, onde é possível observar a evolução da tensão no secundário do transformador, corrente no primário, deslocamento da pinça e pressão aplicada durante a soldagem, assim como identificar as etapas do processo (“pré-aquecimento”, “deslocamento” e “forjamento”). Esse equipamento de soldagem é alimentado por um transformador trifásico de 300 kVA de potência.





(b)

Figura 29 - Seqüência de soldagem “Butt Welding” e um gráfico de monitoração da solda, contendo /69/:

Tensão, em volts [V] – (registro médio no secundário do transformador),

Corrente, em quiloampère [kA] – (registro de uma fase no primário do transformador),

Deslocamento da pinça móvel, em milímetros [mm] e

Pressão durante soldagem, em quilograma força por milímetro quadrado [kgf/mm²].

2.8.2 - Parâmetros de soldagem

Os ajustes dos parâmetros de soldagem no sistema de controle do processo BW são semelhantes aos utilizados no controle do processo de soldagem a ponto (Resistance Spot Welding – RSW), logo os principais parâmetros são /70/:

- Ciclo de soldagem, em segundos (s) com ciclos de 50 ou 60 hertz (ciclos),
- Corrente (i) de soldagem, em ampères (A) e
- Força entre mordentes (eletrodos), em quilograma força por milímetro quadrado (kgf/mm²).

Os recursos existentes para o controle do ciclo de soldagem são mostrados na figura 30, entretanto os mais utilizados são o tempo de compressão (SQ), tempo e nível de corrente da 1ª, 2ª e 3ª solda (W_1 , W_2 e W_3 respectivamente), tempo de retenção (HO) e o tempo de pausa (OF).

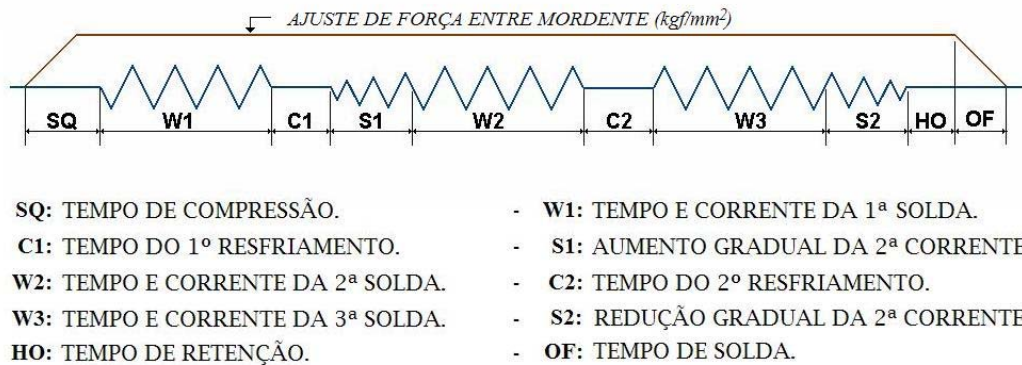


Figura 30 – Representação esquemática do controle do ciclo de soldagem no processo Butt Welding /65/.

Abaixo será comentado as principais funções que atuam nos parâmetros de soldagem BW.

a) ciclo de soldagem

O tempo de compressão (SQ) representa o período de liberação da força entre mordentes e à aplicação da 1ª corrente de soldagem (W_1), ou seja, é o controle do tempo necessário para empurrar o eletrodo móvel contra o fixo, e assegurar que o sistema aplicará o valor pleno de pressão que foi programado, antes de iniciar a etapa do “pré-aquecimento” /70/.

O ajuste do tempo e nível de corrente da 1ª solda (W_1), é o período em que a corrente de soldagem é aplicado ao material para iniciar a soldagem, e compreende toda a etapa do “pré-aquecimento”.

O ajuste do tempo e nível de corrente da 2ª solda (W_2), estabelece o nível de corrente e o período de duração de toda etapa de “deslocamento”, e de modo análoga, o ajuste do tempo e nível de corrente da 3ª solda (W_3) controla esses mesmos parâmetros durante a etapa de “forjamento”.

O tempo de retenção (HO) mantém a pressão entre mordentes por alguns instantes após ter cessado a aplicação da corrente elétrica. Essa etapa do processo é responsável por controlar a taxa de resfriamento na interface de solda e garantir a continuidade metálica com qualidade aceitável, além de ser importante para assegurar adequadas condições para a refrigeração dos mordentes de cobre pela circulação interna de água que são realizadas nesses componentes /70/.

Finalmente o tempo de pausa (OF) controla o intervalo de tempo para iniciar um novo ciclo de soldagem, com as mínimas garantias de não haver superaquecimento nos mordentes de cobre, assim como garantir que o próximo aro estará posicionado de forma adequada em termo de alinhamento e nivelamento das interfaces /70/.

b) corrente de soldagem

O ajuste da corrente de soldagem é dimensionado para garantir a correta aplicação da densidade de corrente, $[\rho] = [A/mm^2]$, durante a execução do ciclo de soldagem. O ajuste desse parâmetro é dependente da espessura e largura dos blanks que abastecem a linha de produção, e baixos valores na densidade de corrente não promoverá o caldeamento satisfatório da interface de solda, e valores em excesso poderão acarretar uma série de conseqüências metalúrgicas, como por exemplo, granulação grosseira na ZTA, fragilização nos contornos de grãos dessa região, aumento da temperabilidade na zona de fundida entre outros, que comprometerão o desempenho da junta, além de aumentar o desgaste dos componentes da máquina de solda e os custos de produção. Portanto esse parâmetro possui uma janela de trabalho que é influenciada pela força entre mordentes, tempo de solda ajustado em W_1 , W_2 e W_3 e também pela espessura e largura dos aros /70/.

c) força entre mordentes (eletrodos)

No ajuste da força entre eletrodos, são utilizados parte dos critérios considerados para a corrente de soldagem, entretanto é também levado em consideração os valores de propriedades mecânicas dos materiais de base, uma vez que os fabricantes de rodas automotivas trabalham com aços C-Mn de média resistência mecânica ($LE = 220$ a 340 MPa) e aços microligados de alta resistência ($LE = 350$ à 510 MPa) para atenderem toda uma gama de produtos das diversas montadoras do mercado interno e externo. Logo as propriedades mecânicas dos aços influenciam na determinação da melhor condição de trabalho para a força entre mordentes, que assegurem adequada qualidade à interface de solda.

2.8.3 - Fonte de calor

A fonte de calor é obtida através da passagem de corrente elétrica pela interface topo a topo da peça a ser soldada. A fonte de energia é conectada aos eletrodos, através do porta eletrodo, que conduzem a corrente elétrica às pinças inferiores e superiores da parte móvel (ou fixa), que por sua vez transmitem a peça, permitindo então que a corrente flua até a outra polaridade da fonte de energia.

Para facilitar o entendimento de como ocorre o aquecimento do processo BW, pode-se correlacionar o circuito de soldagem à diagramas de resistências em série. Cada resistência representará os principais componentes da máquina de solda que foram mencionados anteriormente. Sendo assim, pode-se considerar que a resistência global do sistema determinará a quantidade de corrente que fluirá no circuito de soldagem, logo segundo a lei de ohms, temos:

$$V = i \times R$$

$$P = V \times i$$

$$P = (i \times R) \times i$$

$$P = i^2 \times R$$

(5)

Sendo:

V = tensão, em volts [V],

i = corrente elétrica, em ampères [A],

R = resistência à passagem da corrente elétrica, em ohms [Ω] e

P = potência, em watts [W]. O watt também é conhecido como joule/segundo (J/s), logo $[P] = [J/s]$.

A equação 5 permite calcular o calor gerado na interface de solda a uma dada corrente aplicada. O modelo de resistência em série mostrado na figura 31, representa sob o ponto de vista elétrico, os componentes de uma máquina de solda BW /65/.

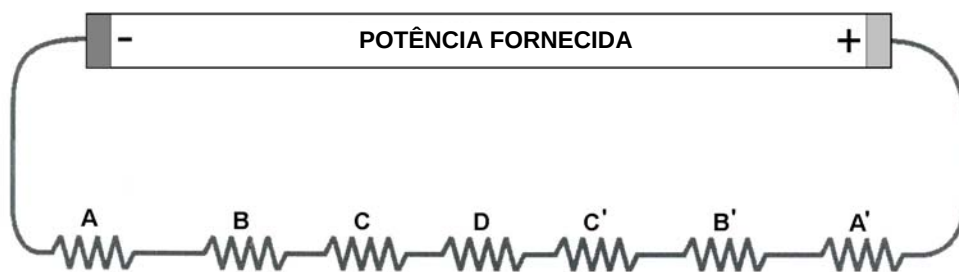


Figura 31 – Representação esquemática de um circuito de soldagem Butt Welding /65/:

A = Porta eletrodo fixo, B = Porta mordente fixo, C = Mordente fixo,

D = Interface de solda,

C' = Mordente móvel, B' = Porta mordente móvel e A' = Porta eletrodo móvel.

Esse diagrama mostra esquematicamente resistores representando todos os componentes físicos de uma máquina de solda BW. O somatório dessas resistências em série, equivalem a resistência total do circuito de soldagem. Essa disposição em série limitará a corrente elétrica em grandezas que serão dependentes dos valores de tensão. Como num circuito em série as resistências se somam, havendo portanto diferentes grandezas de resistência, a que apresentar valor mais elevado, limitará o nível de corrente elétrica. Esse efeito pode ser visualizado na figura 32.

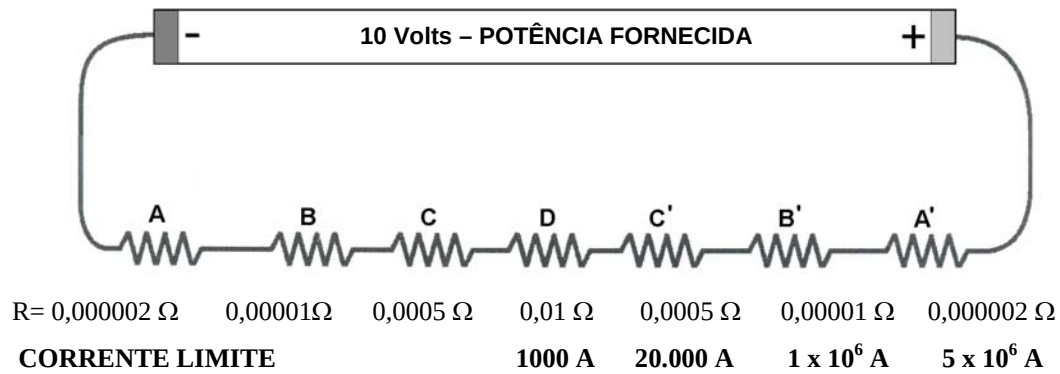


Figura 32 – Variação no valor da corrente em função dos valores de resistividade contidos em um circuito de soldagem em série /65/.

Observando a figura 32, verifica-se que a maior resistência à passagem da corrente elétrica é exercida pela interface de solda, que limitará então o nível de corrente que fluirá durante a soldagem (desprezando com tudo o pequeno efeito das outras resistências). Como é a corrente elétrica que gera o aquecimento necessário a soldagem, a resistividade dos componentes irá indicar onde e quanto de calor será gerado, permitindo assim calcular o aquecimento em cada seção do circuito de soldagem como mostrado na figura 33 /65/.

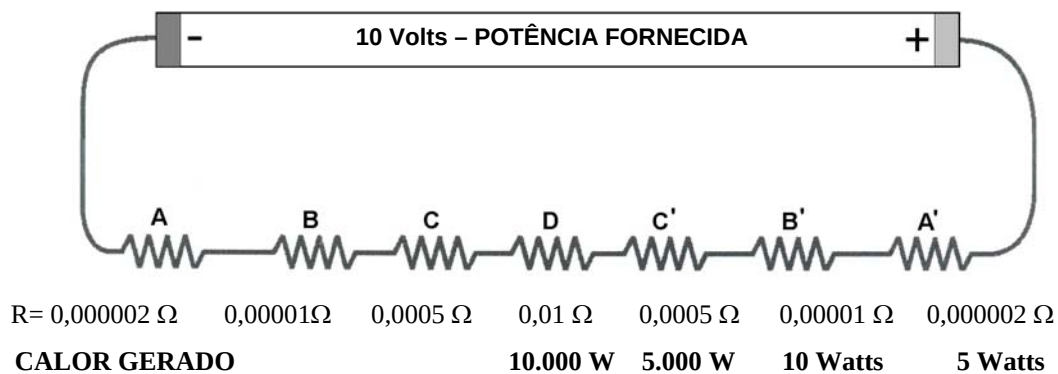


Figura 33 – Quantidade de calor gerado ao longo do circuito de soldagem /65/.

De acordo com a equação 5, verifica-se que o maior aquecimento está concentrado na interface topo a topo da peça. Essa situação não ocorre por acaso, os mordentes, os portas mordentes e os portas eletrodos são especialmente projetados para

promoverem esta situação. Entretanto, eventualmente uma destas regiões poderá apresentar problemas, e consequentemente alterar significativamente sua resistividade. Esses problemas podem surgir, por exemplo, devido às falhas no sistema de refrigeração, perdas de pressão nos mordentes causados por vazamentos de óleos, porta eletrodos sujos ou defeituosos, e outras situações que são peculiares em plantas industriais de alta produtividade. Essas situações cooperam para reduzir a concentração de calor na região de interesse, prejudicando a qualidade da solda, aumentando o desgaste do equipamento podendo gerar graves problemas de eficiência produtiva /65/.

Como a geração de calor é função da resistência do conjunto à passagem de corrente elétrica, a energia térmica total (Q) gerada durante o processo de soldagem pode ser expressa segundo a lei de Joule, que é função de três fatores, amperagem, resistência do condutor (incluindo a resistência das interfaces) e do tempo de aplicação da corrente, sendo calculada conforme equação abaixo /70/:

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (6)$$

Onde:

Q = calor gerado [J],

i = corrente de soldagem [A],

R = conjunto de resistência elétrica [Ω] e

t = intervalo de tempo de passagem da corrente elétrica [s].

O circuito de soldagem apresentado anteriormente pode ser simplificado considerando que os portas mordentes, os portas eletrodos e os eletrodos sejam um único sistema de resistência, como mostrado na figura 34.

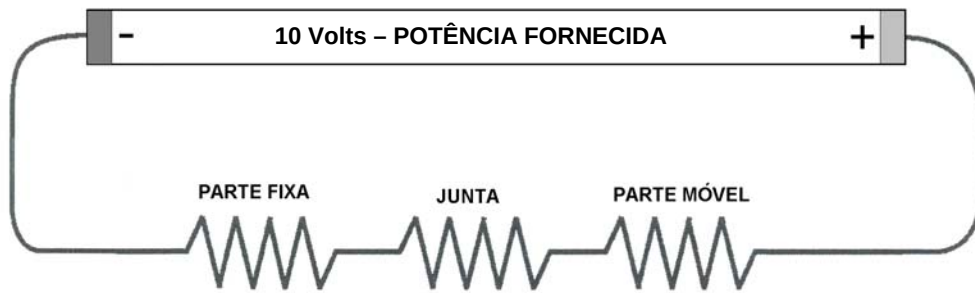


Figura 34 – Circuito de soldagem simplificado /65/.

Como a resistência de contato da interface de solda depende das propriedades do material e de suas dimensões (espessura e largura), a fusão da interface será governada pelo ajuste da corrente de solda e do tempo de aplicação. Logo a qualidade da solda estará correlacionada a esses parâmetros sincronizados à velocidade de deslocamento da pinça móvel que é dependente da pressão aplicada no sistema de força do equipamento /65/.

2.9 - LASER

A palavra LASER é um acrônimo da expressão em inglês “Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation”, ou seja, “Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação”, logo em última análise, quando se trata de LASER estamos considerando luz /71/.

2.9.1 - Luz

A luz na forma como a conhecemos, é uma gama de comprimentos de onda (λ) sensível ao olho humano. Trata-se de radiação electromagnética que se situa entre as radiações infravermelhas e as ultravioletas. As três grandezas físicas básicas da luz, como de toda radiação electromagnética, são: brilho, cor e polarização, que significa amplitude, frequência e ângulo de vibração respectivamente. Devido à dualidade onda-partícula, a luz exhibe simultaneamente propriedades de onda e partícula /72/.

Como a luz é uma onda eletromagnética com velocidade de propagação no vácuo de aproximadamente 300.000 Km/s, o comprimento de onda (λ) e a frequência eletromagnética (f) relacionados a essa velocidade são calculadas pelos parâmetros da equação abaixo /72/:

$$c = \lambda \cdot f \quad (7)$$

Onde:

c = Velocidade da luz [Km/s],

λ = Comprimento de onda [m] e

f = Frequência da radiação ou da onda eletromagnética [Hz].

Como a luz também é uma partícula, essa está associada a um campo eletromagnético, com massa de repouso e carga elétrica nula, possuindo energia equivalente (E_f) que pode ser calculada diretamente, conhecendo-se o comprimento de onda (λ), através da equação (8) abaixo /73/:

$$E_f = \frac{h \cdot c}{\lambda} = h \cdot f \quad (8)$$

E_f = Energia equivalente do fóton [J].

$h = 6,63 \times 10^{-34}$ [J.s].

h = Constante de Planck.

Essa quantidade básica de energia (E_f) absorvida ou emitida em pacotes individuais é denominada de fótons. Foi Albert Eistein em 1905, entendendo a hipótese introduzida por Max Plank (1900), que conseguiu demonstrar que o feixe de luz são pequenos pacotes de energia, denominado fótons, explicando assim o fenômeno da emissão fotoelétrica. Eistein propôs que quando um fóton interage com a matéria comporta-se como uma partícula e cede sua energia a um elétron individual /74/.

Qualquer um dos parâmetros “ λ ” ou “ f ” caracteriza a radiação eletromagnética. O espectro eletromagnético cobre uma ampla faixa de frequência e comprimento de

onda sendo a região do visível apenas uma estreita porção deste, como ilustrada na figura 35.

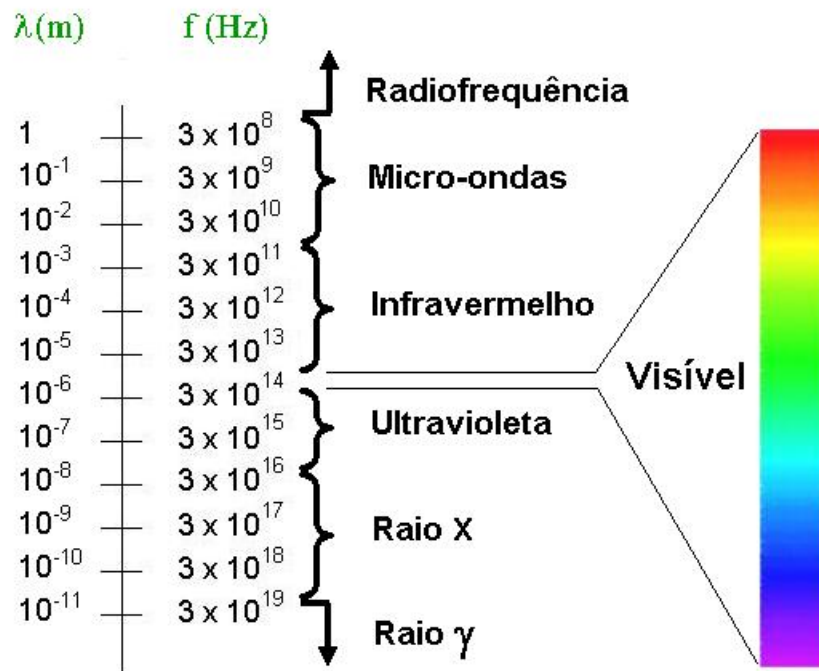


Figura 35 - Parte do comprimento de onda (λ) e frequência (f) do espectro eletromagnético /72/.

Algumas grandezas fotométricas de interesse podem ser definidas como /72/:

- Energia [J].
- Potência [W] = $\frac{\text{energia emitida (J)}}{\text{intervalo de tempo (s)}}$
- Intensidade (W/mm^2) = $\frac{\text{potência (W)}}{\text{área (mm}^2\text{)}}$

2.9.2 - Emissão espontânea, absorção e emissão estimulada

Os átomos são constituídos por núcleos carregados positivamente, circundados por uma nuvem de elétrons, ocupando órbitas bem definidas, conforme ilustrado na figura 36 para o átomo de oxigênio.

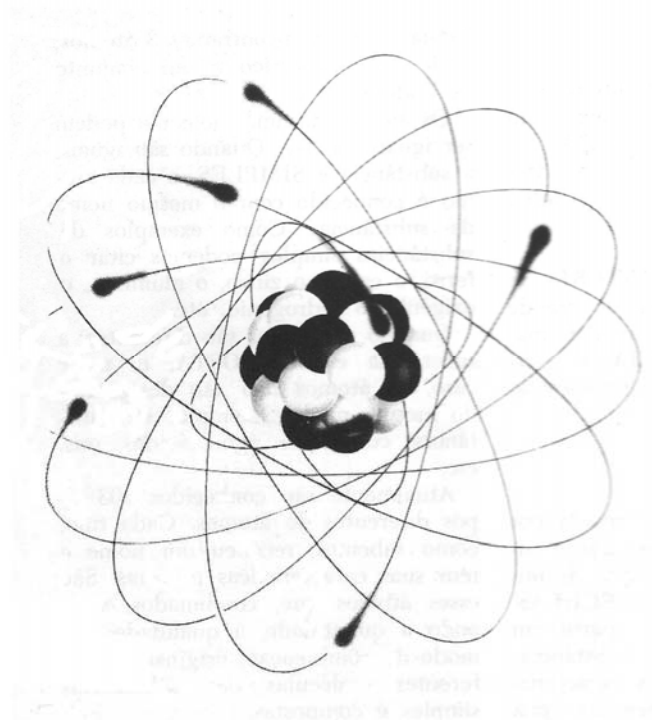


Figura 36: Órbitas ocupadas pelos elétrons do átomo de oxigênio /75/.

O modelo atômico de Bohr define que somente quantidades determinadas de energia podem ser absorvidas ou liberadas quando um elétron migra para um orbital de maior ou menor energia. Portanto, quando um elétron que possui um nível de energia E_1 faz a transição para um nível E_2 , há absorção por ele de um fóton de energia $E_2 - E_1$ e, semelhantemente, quando ele decai espontaneamente para o nível E_1 , há liberação de um fóton com a mesma energia $E_2 - E_1$.

A cada órbita ocupada pelos elétrons, corresponde a uma dada energia. Os elétrons se arranjam de modo que o átomo tenha a menor energia possível. Para que um elétron sofra transição para uma órbita externa é necessário adicionar energia ao

sistema. Quando o elétron retorna à órbita de menor energia, o excesso tem que ser liberado. O estado de mais baixa energia é chamado de “estado fundamental”, qualquer outro é chamado de “estado excitado” /76, 77/.

2.9.2.1 - Emissão espontânea

Um átomo, inicialmente no “estado excitado”, tem uma probabilidade finita de decair para o estado de menor energia emitindo um fóton com frequência (f), dada pela equação (9):

$$f = ((E_2 - E_1)/h) \quad (9)$$

h = constante de Planck

2.9.2.2 - Absorção

Um átomo, inicialmente no “estado fundamental”, tem uma probabilidade finita de absorver um fóton com frequência (f), $f = ((E_2 - E_1)/h)$, que incida sobre este átomo.

2.9.2.3 - Emissão estimulada

Um fóton com frequência (f), $f = ((E_2 - E_1)/h)$, incide em um átomo inicialmente no “estado excitado”, há uma probabilidade finita de que o átomo decaia com a emissão de um segundo fóton com a mesma frequência, na mesma direção e com a mesma fase que o primeiro, logo há emissão de radiação coerente.

A figura 37 ilustra esquematicamente os fenômenos da emissão espontânea, a absorção e emissão estimulada.

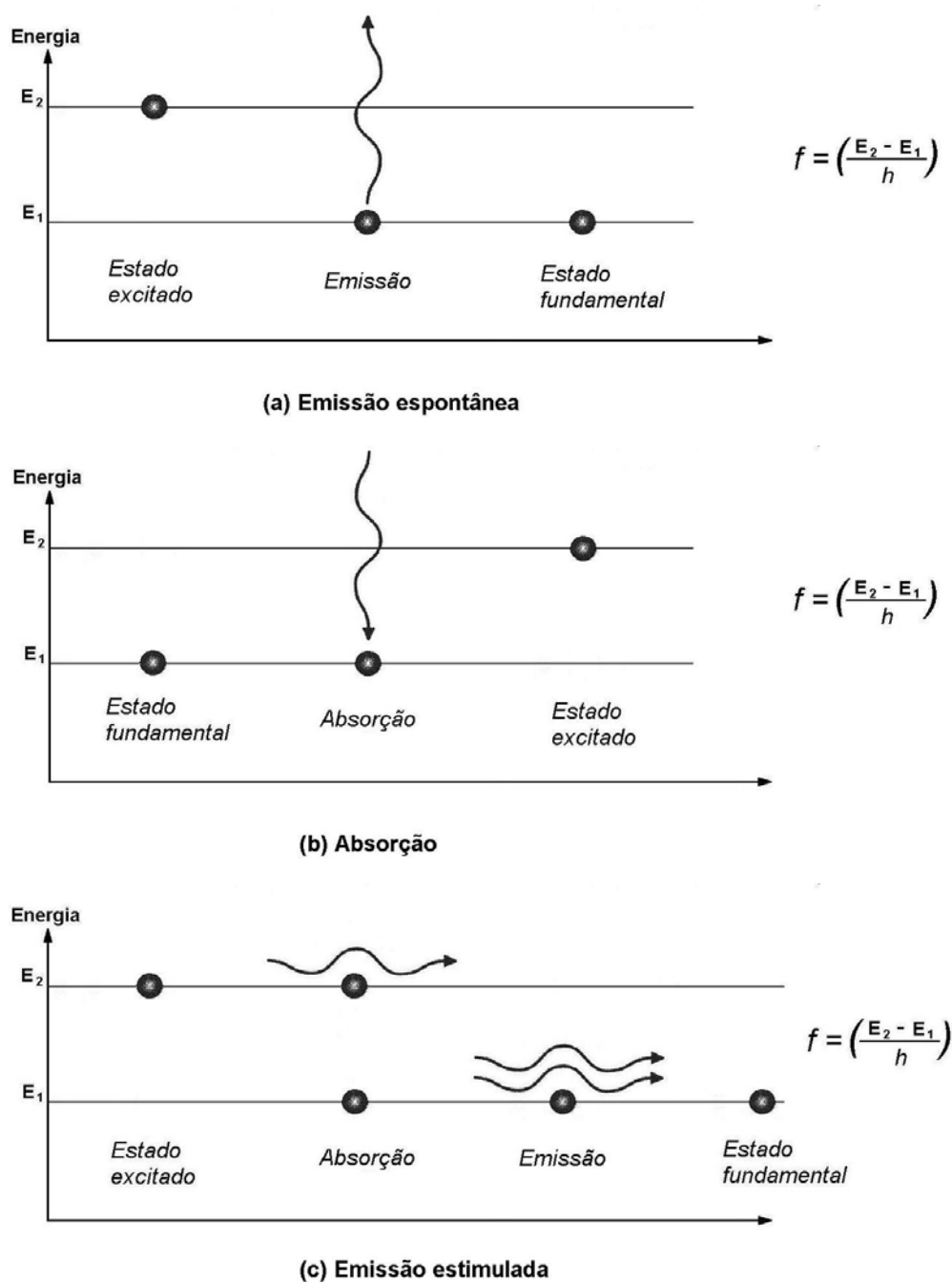


Figura 37- Diagramas esquemáticos da interação da energia com as partículas na /76, 77/, com adaptação do autor:

- a) emissão espontânea,
- b) absorção e
- c) emissão estimulada.

A capacidade dos diferentes comprimentos de onda de luz gerar calor quando absorvidos pelos materiais, associado à viabilidade dessa luz ser transmitida por longas

distâncias e também de ser focalizada óticamente em um pequeno ponto, promovendo então um intenso aumento na densidade de potência (W/mm^2), permitiu e estimulou o desenvolvimento de dispositivos especiais de geração de luz denominada LASER /72/.

2.10 - Soldagem por Feixe LASER (LBW – LASER Beam Welding)

A soldagem por feixe LASER é um processo de união metálica que produz fusão do material, através de intenso aquecimento obtido pela aplicação de um feixe de luz colimado (concentrado), monocromático (um único comprimento de onda) e coerente (todas as ondas em fase) sobre a superfície dos materiais a serem soldados /71, 72/.

O processo de solda a LASER é muito semelhante à soldagem por feixe de elétrons (EBW – Electron Beam Welding), com a diferença de não haver a necessidade de câmaras de vácuo, além do cordão de solda ser muito mais estreito /71./

Existem duas classes de processos industriais de soldagem a LASER, o processo por “condução térmica” e “penetração profunda”. O processo por condução térmica possui limitada penetração, devido o material ser liquefeito a profundidades da ordem do comprimento de difusão térmica, logo cordões produzidos por essa classe, apresentam razão de aspecto (relação largura/profundidade), próximo a 1 /72/. Ambas as classes de processos são autógenos, utilizados apenas para fundir parcialmente o metal de base e não possuindo característica de metal de enchimento /71/.

O princípio básico do processo LASER de penetração profunda está associado ao mecanismo de transferência de energia denominada de “keyhole”, conforme mostrado na figura 38. A movimentação da peça, ou do cabeçote LASER, faz com que o “keyhole” se desloque ao longo do comprimento da junta, sendo verificada uma solidificação quase imediata do metal fundido atrás do mesmo, dando origem ao cordão de solda.

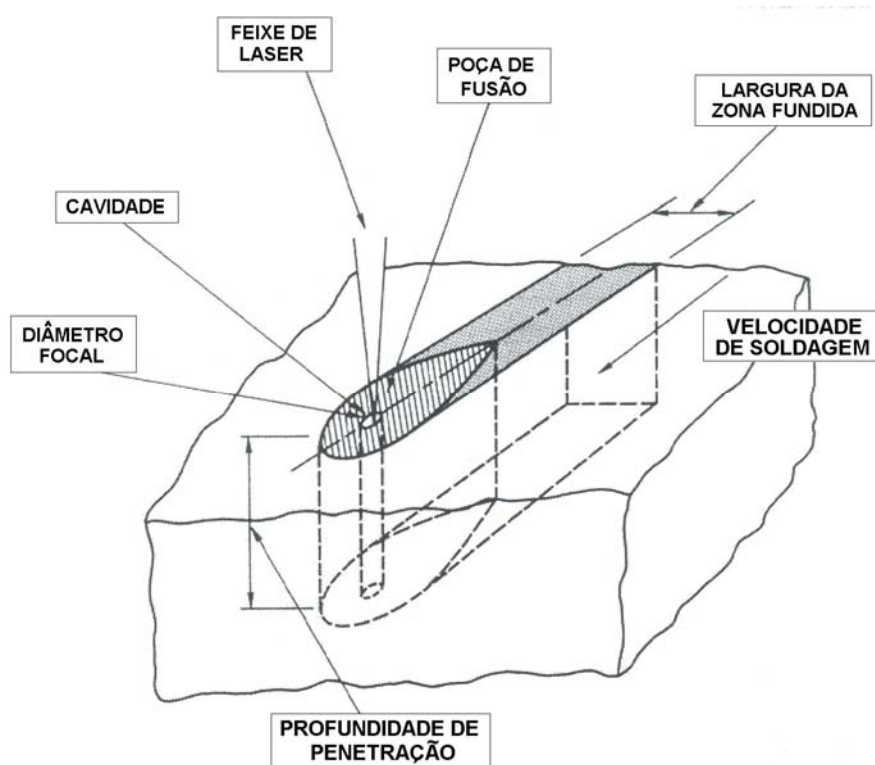


Figura 38 – Representação esquemática da formação do “Keyhole” na soldagem a LASER /71/.

A soldagem LASER de aço carbono é normalmente realizada com elevada densidade de potência, da ordem de 10^4 a 10^5 W/mm², de forma que o feixe, ao atingir a peça, causa imediata vaporização do material. A pressão de vapor gerada na peça dá origem a uma cavidade cilíndrica cercada de metal fundido, que é o “keyhole”. Com a formação do “keyhole”, a operação de soldagem pode ser conduzida a elevadas velocidades, obtendo-se altos valores de razão de aspecto, isto é, elevada penetração e reduzida largura do cordão de solda, com pequenas incidências de discontinuidades. Entretanto, a utilização de menor densidade de potência, abaixo de 10^3 W/mm², leva a peça à fusão, porém não ocorre a vaporização do metal, de modo que a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA) são tão largas quanto nos processos convencionais de soldagem a arco elétrico, além da região de solda exibir maior suscetibilidade à ocorrência de defeitos /71/.

Sob a ótica da engenharia, o ressonador LASER é um dispositivo de conversão de energia que transforma energia de fontes primárias (elétrica, química, térmica, ótica ou nuclear) em um feixe de radiação eletromagnética a uma frequência específica

(ultravioleta, visível ou infravermelha). Certos meios facilitam essa transformação, como sólidos, líquidos ou gasosos que quando excitados em escala moleculares ou atômicas, produzem o LASER. Devido as características do LASER de possuir mesmo comprimento de onda e poder ser concentrado, tanto os feixes de alta e baixa potência apresentam pequenos ângulos de divergência, permitindo assim serem transportado a distâncias relativamente extensas, sem grandes atenuações ou degradações de sua potência, antes de serem altamente concentrado por elementos ópticos, de transmissão e reflexão, que conferem ao feixe altíssimas densidades de potência, necessárias à soldagem, cortes e tratamentos térmicos superficiais dos materiais /71, 72/.

2.10.1 - Feixe LASER para soldagem

Industrialmente os LASER de penetração profunda são utilizados para operações de corte e soldagem, podendo ser divididos em duas categorias: estado sólido e gasoso. Essa divisão caracteriza uma importante alteração em um dos parâmetros do feixe, que é seu comprimento de onda (λ). O LASER no estado sólido apresenta comprimento de onda de 1,06 μm , enquanto no estado gasoso esse parâmetro é de 10,6 μm . O elemento ativo utilizado na geração do LASER no estado sólido é o íon de neodímio (Nd) e no estado gasoso a molécula de CO_2 (dióxido de carbono), detalhes sobre esses processos serão descritos adiante /78/.

Uma das características importantes dos feixes LASER é o denominado modo eletromagnético transversal (TEM), que representa o perfil de distribuição de energia ao longo da seção transversal do feixe. Existem diferentes tipos de TEM, sendo esses designados por um número, de modo que a notação do TEM é sempre acompanhada por dois índices, da forma TEM_{XY} . Quanto maior o número, mais dispersa é a distribuição de energia, ou seja, maiores são as dificuldades para focalização do feixe LASER em um pequeno ponto e, conseqüentemente, a obtenção de elevada densidade de potência. A figura 39 mostra os tipos mais comuns de TEM, assim como a distribuição de energia através do diâmetro do feixe, obtido para cada um deles. Pode-se observar nessa figura que o feixe ideal corresponde ao modo eletromagnético transversal do tipo TEM_{00} , onde se verifica distribuição gaussiana de energia em torno do seu eixo de propagação.

Alguns LASER produzem diversos modos distintos de TEM, justificando a operação denominada usualmente de multi-modo /78, 79/.

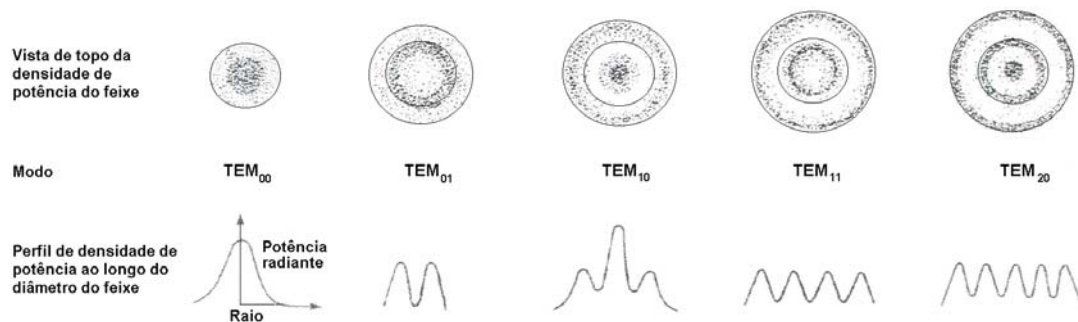


Figura 39 – Representação esquemática de alguns valores típicos do modo eletromagnético transversal (TEM) de um feixe de LASER /42/.

A qualidade do feixe pode ser expressa diretamente, através da unidade milímetro x miliradianos ($\text{mm} \times \text{mrad}$), ou então através de um índice adimensional, denominado M^2 (ou K). Independente do parâmetro empregado, a qualidade do feixe LASER é definida de tal forma a manter sempre o mesmo valor em qualquer local que seja medida ao longo do feixe, considerando sua passagem através de sistemas óticos perfeitos. Em outras palavras, a qualidade do feixe é invariante para um determinado equipamento (sistema ótico e comprimento de onda do LASER) e nível de potência utilizado /78, 80/.

Todas as formas de medidas da qualidade do feixe envolvem o produto entre seu diâmetro mínimo e sua divergência, sendo esse último parâmetro expresso pelo ângulo de propagação (espalhamento) do feixe. O parâmetro M^2 e a unidade $\text{mm} \times \text{mrad}$ exprimem, de forma direta, o quociente entre a razão diâmetro mínimo/divergência do feixe LASER em relação ao feixe do tipo TEM_{00} , isto é, a qualidade do feixe LASER é medida em relação ao feixe teoricamente perfeito. O parâmetro M^2 é mais freqüentemente utilizado, sendo que existe correlação direta de transformação desse índice para $\text{mm} \times \text{mrad}$, que depende exclusivamente do comprimento de onda do feixe LASER. Valor de M^2 igual a 1 indica feixe do tipo TEM_{00} e, para mesma configuração ótica, quanto maior o valor de M^2 (ou de $\text{mm} \times \text{mrad}$), pior é qualidade do feixe LASER /78, 80/.

Na soldagem, há a necessidade de se fundir um pouco de cada uma das duas partes da junta, além de sempre existir pequenas separações entre as mesmas, denominada de “gaps”, o que requer distribuição de energia através do feixe um pouco menos concentrada. Na soldagem então, são usados feixes dos tipos TEM₀₀, TEM₀₁, TEM₁₀ e TEM₂₀, ou combinações entre esses /71/.

2.10.2 - LASER sólido de Nd:YAG

Os LASERS sólidos possuem cristais simples dopados com pequenas concentrações de elementos de transição ou terras raras. Os elétrons desses átomos podem ser excitados seletivamente, quando exposto a meios óticos, submetidos a radiações intensas e incoerentes (luz branca) como uma lâmpada flash (“flash de xerom ou kriptom”), que devido a excitação ótica promove uma “inversão de população” do meio LASER ativo /81/. A inversão de população acontece quando o número de partículas, a um determinado nível de energia, excede grandemente aquele correspondente ao equilíbrio térmico e uma vez excitado, os elétrons retornam ao seu estado normal de energia, em uma ou mais etapas, cada qual envolvendo uma discreta perda de energia. A emissão LASER ocorre se uma dessas perdas resultarem na emissão de fótons.

O meio ativo do LASER Nd:YAG, é um cristal de itrio-alumínio-granada (yttrium aluminium garnet – YAG) na forma de bastão dopado com íons de neodímio (Nd⁺⁺⁺) que quando excitados corretamente geram a emissão LASER com comprimento de onda 1,06 μm. Devido a esse reduzido comprimento de onda, o LASER Nd:YAG é melhor absorvido por materiais de alta reflexibilidade. Uma representação esquemática do ressonador sólido é apresentada na figura 40. Esse equipamento possui um conjunto de componentes formado por lâmpadas flash, bastão LASER e espelhos refletivos. Devido seu baixo rendimento (menor que 3%) na transformação de energia incidente em LASER, esses ressonadores operam com refrigeração constante, para compensar a parcela de energia que é transformada em calor, e também operam preferencialmente em regimes de trabalhos tipicamente na forma pulsativa /81/.

Detalhes da cavidade do núcleo do ressonador é mostrada na figura 41, que é constituído por um cilindro de formato elíptico, com a superfície interna espelhada, composta por uma lâmpada flash e o meio LASER ativo, ambos posicionados criteriosamente nos pontos focais da elipse. Com essa formação geométrica, toda radiação emitida pela lâmpada irá refletir na superfície espelhada, sendo direcionada para o cristal cilíndrico de Nd:YAG /82/.

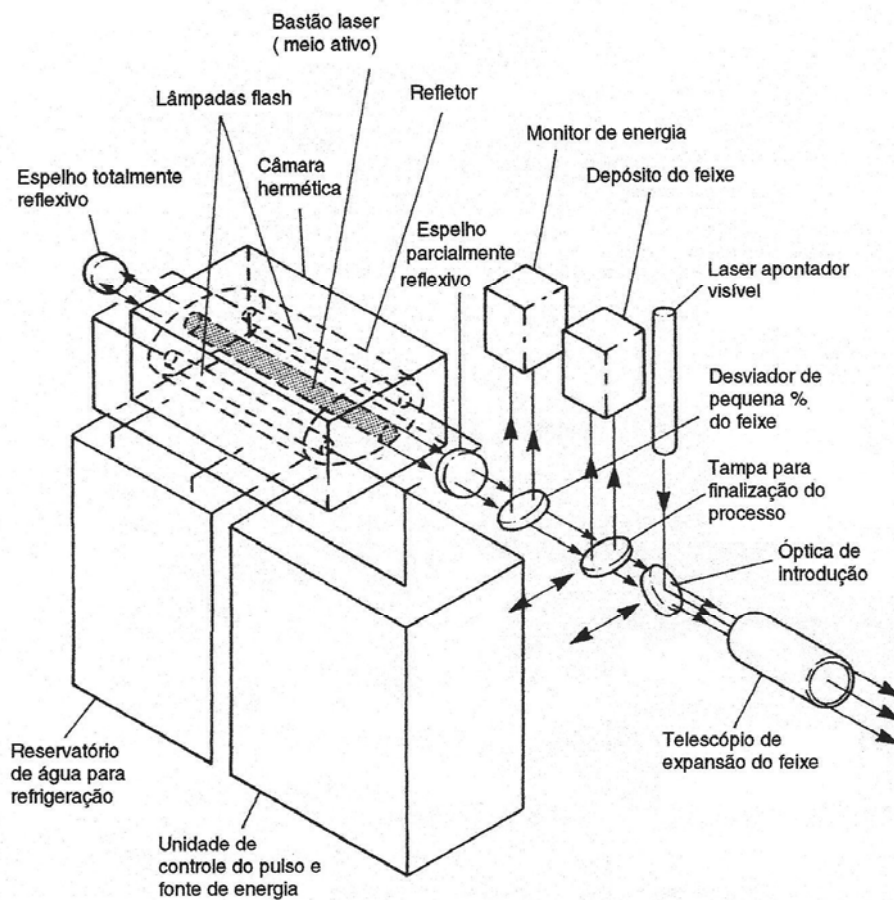


Figura 40: Representação esquemática de um sistema de geração de LASER Nd:YAG /82/.

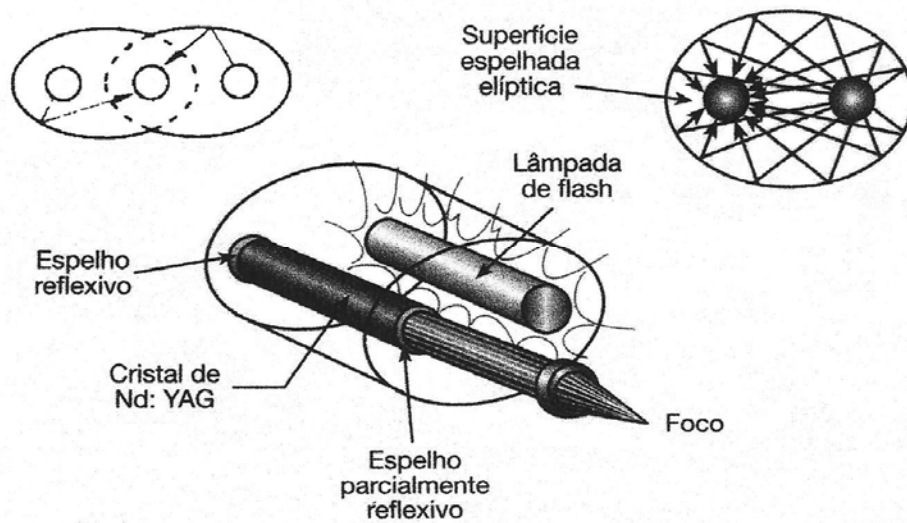


Figura 41: Detalhe do núcleo do ressonador óptico Nd:YAG /81/.

Os LASER de Nd:YAG comercialmente disponíveis trabalham com potência média de saída na faixa de 0,5 à 3 kW, com alguns equipamentos já disponíveis com potência máxima de 4kW. Esses equipamentos trabalham de modo contínuo e pulsado, sendo que é possível atingir pico de potência de até 50 kW, no modo pulsado, com duração de pulso entre 0,2 a 20 ms e frequência de 1 a 500 Hz /83/.

Uma das grandes vantagens do LASER Nd:YAG é a viabilidade de transmissão de sua radiação através de fibra óptica. Esse modo de transmissão é possibilitado em função do seu pequeno comprimento de onda, que se enquadra em uma faixa de radiação de baixa atenuação para a fibra óptica, facilitando a propagação do feixe por longas distâncias (algumas centenas de metros) com mínimas perdas de potência /84/.

2.10.3 - LASER a gás de CO₂

Os ressonadores LASER a gás de CO₂ atualmente são considerados como os mais adequados à aplicação de soldagem industriais, em função de suas características de simplicidade operacional, repetibilidade e confiabilidade. Esses equipamentos

geralmente operam com potência de saída de 5 a 10 kW em modo contínuo, uma vez que esse range de potência representa a melhor relação custo/benefício na soldagem de aços planos destinados às indústrias automobilísticas. Entretanto ressonadores com potência de até 50 kW associado a dispositivos tecnologicamente avançados e robustos já estão disponíveis no mercado /83/.

O nome LASER a gás de CO_2 se deve ao fato, de ser a molécula de CO_2 a realizar as transições para diferentes modos de vibração, que irá liberar fótons com comprimento de onda de $10,6 \mu\text{m}$ após ocorrer a emissão estimulada. Esse processo ocorre dentro do ressonador que é um dispositivo formado por uma espécie de tubos de vidro fechado, onde em suas extremidades existem espelhos, sendo um totalmente reflexivo e outro só parcialmente, que recebe uma mistura gasosa, que forma o meio ativo, composta de CO_2 , N e He onde a energia é cedida às moléculas por descarga elétrica (em corrente contínua) ou por rádio frequência. A energia liberada é amplificada pela reflexão dos espelhos, de forma semelhante como ocorre no LASER sólido e a figura 42 mostra esquematicamente essa configuração. Grande parte da mistura gasosa flui dentro de um sistema fechado, podendo ser reciclada o que reduz os custos operacionais /71, 86/.

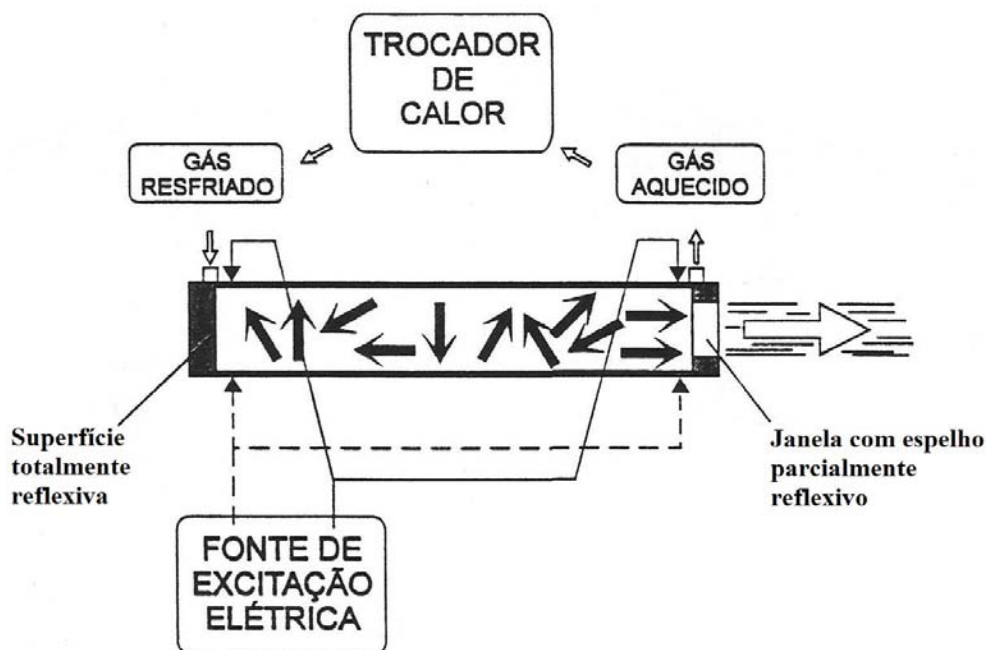


Figura 42 – Representação esquemático do LASER gasoso /87/.

Cada componente da mistura gasosa tem sua função específica, o nitrogênio (N), por exemplo, absorve grande parte de energia da descarga elétrica produzidas pelos eletrodos (para o caso de equipamentos que utilizam esse tipo de dispositivo), interagindo diretamente com os elétrons livres. Como o N é uma molécula extremamente susceptível à excitação em altos níveis de energia, suas moléculas transmitem essa energia às moléculas de dióxido de carbono (CO_2) por meio de colisões entre esses dois elementos. Por sua vez o CO_2 realiza a emissão estimulada para gerar o feixe LASER. As moléculas de He devido suas propriedades de alta condutibilidade térmica, contribuem na dissipação de calor e na aceleração do decaimento para níveis mais baixos de energia das moléculas de CO_2 . Esses ressonadores também operam com eficientes sistemas de refrigeração, que mantém sua temperatura abaixo de 150°C . O rendimento de saída do LASER a gás de CO_2 é bem maior, quando comparado ao LASER sólido Nd:YAG, operando com níveis em torno de 10%, e esse número é definido pela razão entre potência de saída do LASER e a potência elétrica de entrada. A figura 43 mostra uma representação esquemática de um sistema de geração LASER a gás de CO_2 . Os ressonadores gasosos, excitados por rádio frequência, trazem a vantagem de necessitarem de menores tensões de entrada para excitarem o mesmo volume de gás, gerando ganhos de rendimento na potência de saída por unidade de comprimento de descarga, além de seus eletrodos serem posicionados na parte externa do núcleo do dispositivo LASER, o que reduz o desgaste dos eletrodos, minimizando a contaminação e o consumo de gases, o que melhora também a estabilização do feixe. Em ambos os sistemas de excitações, o equipamento pode trabalhar em regime de soldagem contínuo ou pulsado, mas normalmente o primeiro é mais utilizado /71, 83, 86/.

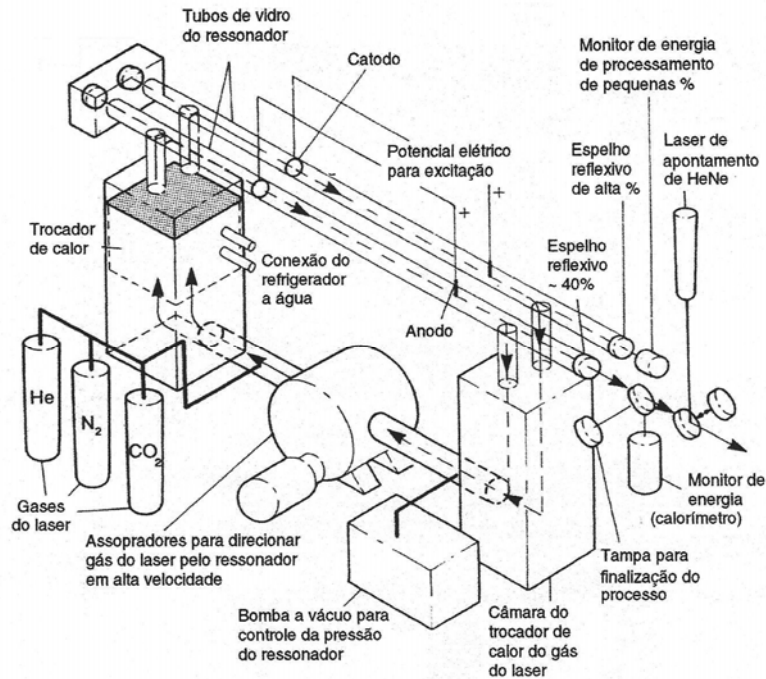


Figura 43 – Diagrama esquemático de um sistema LASER de CO_2 /82/.

Os ressonadores LASER de CO_2 podem ser classificados em função do sistema de fluxo de refrigeração, que irá caracterizar a sua potência. Deste modo existem os equipamentos de fluxo lento (“slow flow”) e os de fluxo rápido (“fast flow”) /81/.

Os LASER CO_2 tipo “slow flow”, são capazes de produzir potência de até 1 kW, para a soldagem e corte de chapas finas, tanto em modo contínuo quando pulsado. Neste sistema, a mistura gasosa flui lentamente na direção axial, obrigando à utilização de equipamentos de refrigeração extremamente eficientes para evitar a degradação do sistema. A figura 44 mostra esquematicamente esse processo /81/.

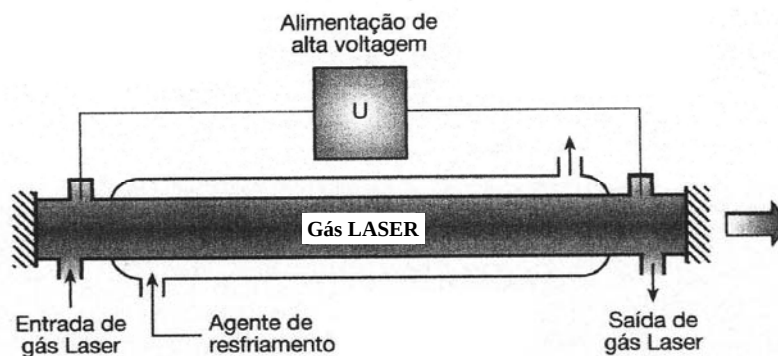


Figura 44 – Esquema de um sistema LASER CO_2 de fluxo lento (“slow flow”) /81/.

Para superar a limitação do superaquecimento em equipamentos de maior potência, foram desenvolvidas técnicas e dispositivos que garantam a convecção forçada dos gases e o seu resfriamento, assim a mistura gasosa flui rapidamente no tubo evitando seu aquecimento excessivo, sendo realizado resfriamento através de trocadores de calor posicionados fora do dispositivo. Este sistema é projetado para gerar feixe com até 5 kW de potência. Os gases são continuamente injetados, em pequenas quantidades, para manter as propriedades da mistura gasosa. A figura 45 mostra esquematicamente um sistema de fluxo axial rápido (“fast axial flow” – FAF) para potência de até 5 kW /81/.

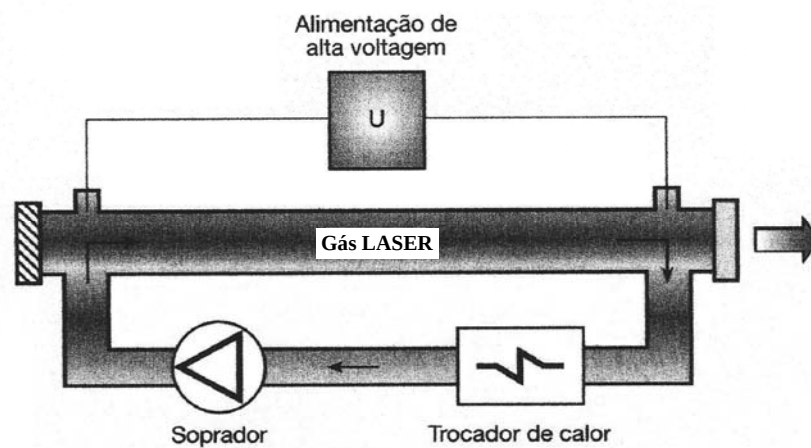


Figura 45 – Diagrama esquemático de um sistema de fluxo axial rápido (“fast axial flow”) /81/.

Os ressonadores do tipo fluxo rápido transversal (“fast transversal flow” – FTF) são equipamentos bem compactos, por serem projetados de forma a conduzirem o fluxo de gás na direção perpendicular ao sentido de propagação do feixe LASER, conforme figura 46. Este sistema pode atingir níveis de potência mais elevados, sendo encontrados equipamentos comercialmente com potência de 5 a 20 kW, operando essencialmente no modo contínuo /81/.

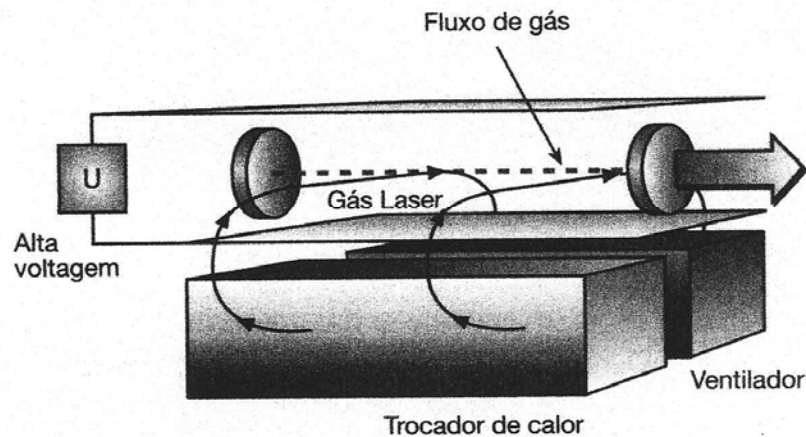


Figura 46 – Esquema de um LASER CO₂ de fluxo rápido transversal (“fast transversal flow”) /81/.

Os ressonadores LASER CO₂ são normalmente classificados como “estáveis” ou “instáveis”. Essa divisão não é qualitativa, ou seja, não significa que um é melhor do que o outro, entretanto está associado ao método de extração da potência do equipamento. Um ressonador estável fornece um percentual de luz LASER, aproximadamente 40%, de forma uniforme pela área do espelho parcialmente reflexivo e se aplica a quase todos os sistemas LASER de fluxo axial. No caso do ressonador instável, normalmente o mesmo percentual de luz é extraído por um espelho fragmentador, conforme indicado na figura 47, inclinado a 45° em relação ao eixo ótico do ressonador e entre dois espelhos totalmente reflexivos. O espelho fragmentador, também conhecido como espelho separador, possui um furo concêntrico com o feixe do ressonador, extraindo somente as coroas anulares externa do feixe /81/.

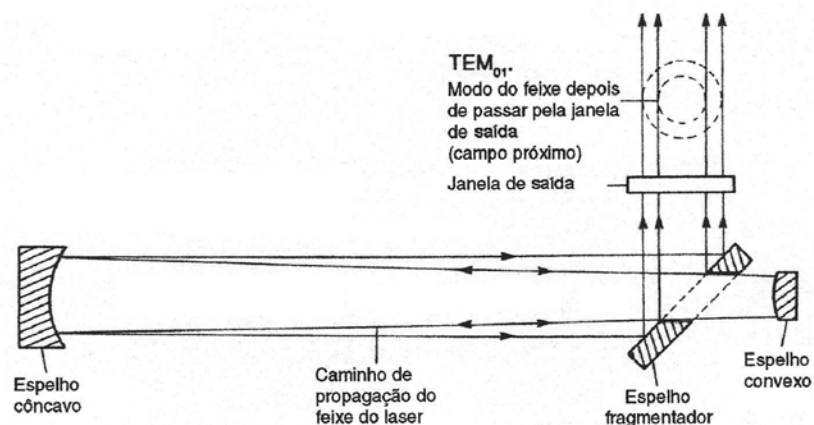


Figura 47 – Ressonador instável contendo um espelho fragmentador para alcançar alta potência de CO₂ (acima de 5 kW) /82 /.

2.10.4 - Aplicações da soldagem a LASER

Em aços planos o processo a LASER é largamente utilizado para a soldagem de blanks composto sob medidas, isto é, “Tailored Blanks” (TB), que viabilizaram a produção de peças especiais, para fabricação de carrocerias automotivas que conciliam reduções de peso versus propriedades mecânicas que garantam totalmente a segurança do produto final e a redução de custos. Além da fabricação do TB, o LASER pode ser usado na união de peças durante a montagem da carroceria dos veículos /79, 88, 89/, em substituição a soldagem a ponto. Os protótipos desenvolvidos dentro do projeto ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body), por exemplo, emprega em torno de 18 metros de cordões de solda LASER na montagem de carrocerias /90, 86/. Existem previsões para o curto ou médio prazo ocorrer fabricação de TB para peças de chassis /85/.

O LASER vem sendo amplamente empregado na Europa dentro da indústria naval. Na Dinamarca, por exemplo, em torno de 50% das soldas utilizadas na construção de navios são hoje realizadas a LASER em substituição ao processo MIG/MAG. Embora a operação de soldagem seja mais cara, o custo final de fabricação é significativamente reduzido por se evitar os problemas relacionados ao empeno e à distorção das peças, o que está associado ao reduzido aporte térmico observado na

soldagem LASER, isto é, os gastos com prevenção e correção do empeno são drasticamente reduzidos. Dentro dessa aplicação, o LASER é principalmente usado na confecção de juntas em filete, com ou sem metal de adição. Segundo informações da unidade do Customer Technical Center (CTC) anexo do Welsh Technology Center – Port Talbot/Reino Unido, da British Steel (BS), o The Welding Institute (TWI) vem estudando outras possíveis aplicações para o LASER dentro da indústria automobilística e de autopeças, como a soldagem de aros de rodas e a união entre aros e discos de rodas, entretanto, sua viabilização ainda parece um pouco distante /91, 92, 93/.

2.10.5 - Parâmetros de soldagem a LASER em equipamentos de CO₂

Os critérios empregados para determinação do melhor procedimento de soldagem envolvem as avaliações da morfologia e da penetração do cordão. Esses dois fatores são determinados, no caso de soldagem LASER, pela combinação dos parâmetros listados abaixo /82/:

- Parte ótica:
 - Distância focal,
 - Diâmetro focal,
 - Profundidade de foco,
 - Posição do foco.
- Gases de Proteção:
 - Tipo e vazão de gás de proteção.
- Condições de Soldagem:
 - Potência e
 - Velocidade.

O modo como cada um desses parâmetros são determinados depende tanto do equipamento de soldagem quanto das características de cada junta em particular, como

por exemplo, das propriedades físicas (as mais importantes são a condutibilidade térmica, temperatura de fusão e temperatura de vaporização) e metalúrgicas do metal de base, espessura de um eventual revestimento e a aplicação que se destinam as peças soldadas /94/.

2.10.5.1 - Parte ótica

Quando um feixe de luz atravessa uma lente ou sistemas óticos, os raios convergem para um determinado ponto antes de divergir novamente, como mostrado na figura 48, que apresenta as principais variáveis envolvidas na operação de foco do feixe LASER. Nota-se porém que o local de convergência não é exatamente um ponto, mas sim uma pequena área que é caracterizada pelo seu diâmetro, denominado de diâmetro do feixe LASER focalizado ou simplesmente diâmetro focal (d). Verifica-se também que existe um determinado comprimento ao longo do feixe, em torno do diâmetro focal, em que seu diâmetro não sofre grandes variações, sendo esse comprimento chamado de profundidade de foco (L). O local onde o diâmetro focal é mínimo depende do tipo de sistema ótico, da distância focal (F), do diâmetro do feixe LASER incidente (D), se o feixe é convergente ou divergente, da qualidade do feixe, do comprimento de onda e da potência do LASER.

Mantendo-se todas as demais variáveis constantes, o ângulo de convergência (θ), a profundidade de foco (L) e o diâmetro focal (d) controlam em conjunto o desempenho da soldagem. É importante frisar que esses parâmetros são interdependentes, não podendo ser ajustado individualmente, ou seja, deve-se procurar obter correlações entre eles. Os principais fatores que controlam essa relação, considerando somente o sistema ótico são: o diâmetro do feixe incidente (D) e a distância focal (F). A relação dimensional entre esses dois fatores é expressa pelo número focal (f), determinado pela equação abaixo /94/:

$$f = F/D \quad (10)$$

Onde:

F = distância focal [mm] e

D = diâmetro do feixe incidente [mm].

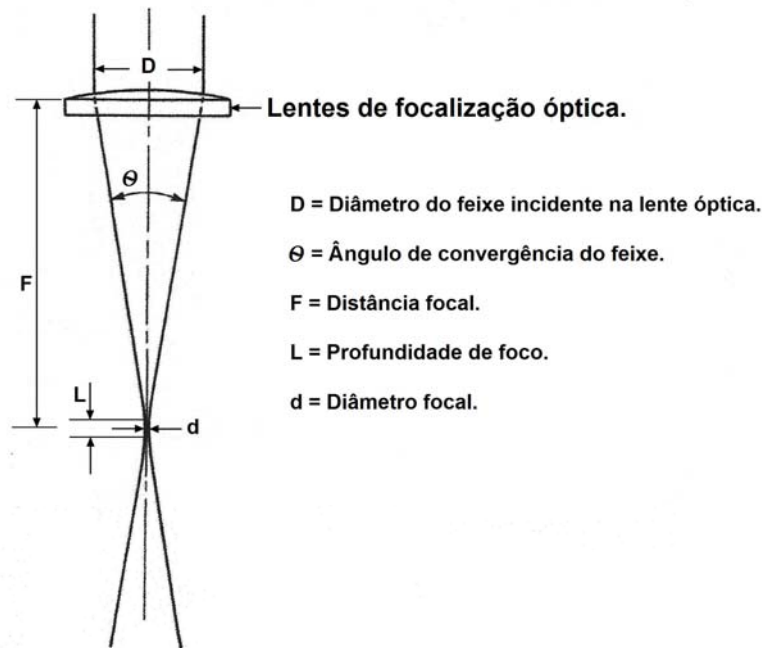


Figura 48 – Representação esquemática dos principais parâmetros envolvidos na equação de foco de um feixe de LASER /82/.

2.10.5.1.1 - Distância focal (F)

De acordo com a equação 9, a distância focal (F) é um parâmetro que pode ser obtido multiplicando-se o diâmetro do feixe incidente (D) pelo número focal f . O valor de D é facilmente medido no equipamento LASER. Por outro lado, a determinação de f deve ser feita de forma empírica. A experiência de vários fabricantes de equipamentos LASER tem mostrado, para soldagem com potências até 10 kW, que a faixa ideal de f é de 6 a 9. Dessa forma, para o estabelecimento de uma nova condição de soldagem, recomenda-se como ponto de partida a escolha de um número f igual a 7,5 /94/.

Analisando a figura 48, observa-se que quanto menor o número “ f ”, menor será o diâmetro focal, significando maiores densidades de potência e consequentemente, maiores velocidades de soldagem podem ser empregada. No entanto, essa redução deve

ser realizada com ressalvas, pois alguns cuidados extras devem ser observados, tais como:

- i) Devido a redução na largura do cordão, o alinhamento e a fixação da junta exigirão maior precisão,
- ii) O aumento da perda de metal fundido por evaporação, pode contribuir para elevar a presença de mordedura (descontinuidades),
- iii) O maior ângulo de convergência limita o acesso do feixe LASER em determinados tipos de junta e/ou em “gaps” mais estreitos,
- iv) A redução da distância focal requer maior proximidade entre a junta e o sistema ótico, que fica sujeito a maiores riscos de ser danificado por respingos, vapores e à elevadas temperaturas.

2.10.5.1.2 - Diâmetro focal (d)

O diâmetro focal (d) real produzido pelo feixe LASER é praticamente impossível de se calcular precisamente ou mesmo de ser medido fisicamente. O procedimento usualmente adotado prevê o valor de (d) através de equações, como por exemplo, a apresentada abaixo /94/:

$$d = \frac{2,44 \lambda F (2M + 1)}{D} \quad (11)$$

Onde:

λ = comprimento de onda [mm],

F = distância focal [mm],

D = diâmetro do feixe incidente [mm],

M = modo TEM expresso como um decimal, sendo a vírgula colocada antes do primeiro dígito (por exemplo: $TEM_{01} = 0,01$).

2.10.5.1.3 - Profundidade de foco (L)

Na figura 48 é possível observar também que existe um determinado comprimento ao longo do feixe LASER, na região de foco, que o diâmetro do feixe não sofre grandes variações, sendo esse comprimento denominado profundidade de foco (L). Na prática geralmente são empregados comprimentos do feixe onde seu diâmetro não ultrapasse mais do que 5% em relação ao diâmetro focal (d), fornecendo profundidade de foco onde a densidade de potência não sofra reduções maiores que 10%, permitindo tolerância no ajuste da posição focal sobre a peça.

Inicialmente a profundidade de foco deve ser estimada, utilizando equações que consideram os mesmos fatores que controlam o diâmetro focal, uma dessas equações é apresentada abaixo /94/:

$$L = \left(\frac{2\lambda}{\pi}\right) \times \left(\frac{2F}{D}\right) \quad (12)$$

Entretanto, como equações para esse fim apresentam limitações, pode-se medir experimentalmente a profundidade de foco. Esse experimento consiste em primeiro lugar determinar a exata posição do diâmetro focal (d), utilizando procedimentos operacionais padronizados, associados a algumas características específicas recomendadas pelos fabricantes das máquinas de solda, que forma geral consiste em empregar uma chapa de acrílico, posicionada sobre a mesa de trabalho da máquina de solda e inclinada à 10° em relação ao eixo do feixe LASER, como indicado na figura 49. Em seguida deve-se ajustar a máquina para a potência de trabalho desejada e fazer passar o LASER pela chapa de acrílico a velocidades elevadas (entre 4 a 5 m/min), para prevenir a ocorrência de distorções. Após esse procedimento o feixe LASER deixa sua impressão na chapa de acrílico permitindo a leitura da distância do ponto focal em relação à mesa de trabalho /94/.

A profundidade de foco (L) pode então ser determinada através da passagem do feixe LASER em corpos de prova (cp's), de materiais metálicos mais espessos que a penetração desejada nas soldas em produção. Cada cp deve ter sua superfície superior

usinada em relação ao ponto focal, como mostrado na figura 50. Geralmente são utilizados 5 cp's, preparados da seguinte forma:

- i) Um cp com sua superfície superior coincidindo com a distância focal (L),
- ii) Outros dois cp's com sua superfície superior relativamente abaixo da distância focal, sendo um desses apresentando essa superfície um pouco mais baixa,
- iii) Outros dois cp's com sua superfície relativamente acima da distância focal, sendo um desses apresentando essa superfície um pouco acima.

A determinação da altura dessas cinco amostras é calculada utilizando a equação 12 e finalmente, as amostras devem ser seccionadas e analisadas via metalografia para medição da penetração obtida, estabelecendo dessa forma o range de profundidade de foco de trabalho que atenda à penetração desejada do cordão de solda.

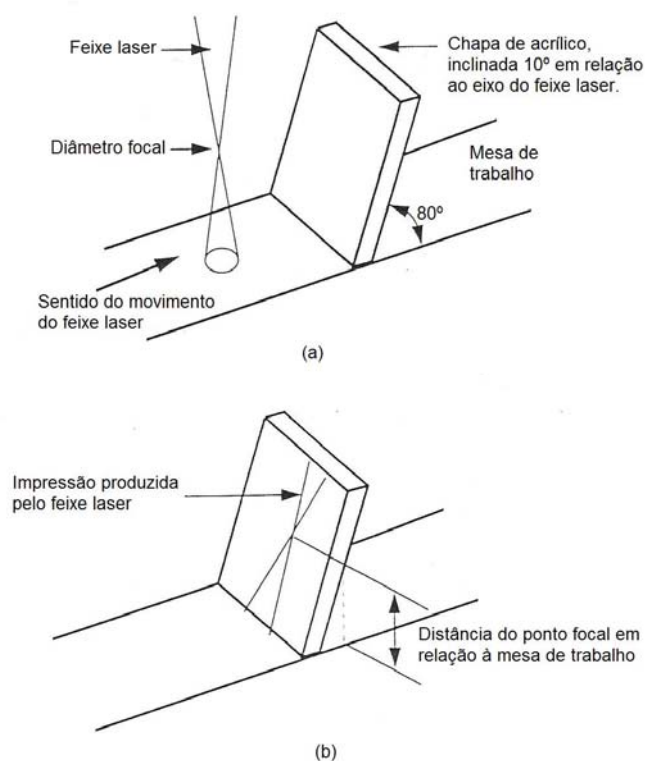


Figura 49 – Representação esquemática do método empregado para determinar a posição do diâmetro focal (d), em relação a mesa de trabalho da máquina de solda /91/:

- a) disposição da chapa de acrílico,
- b) impressão final na chapa de acrílico após ensaio.

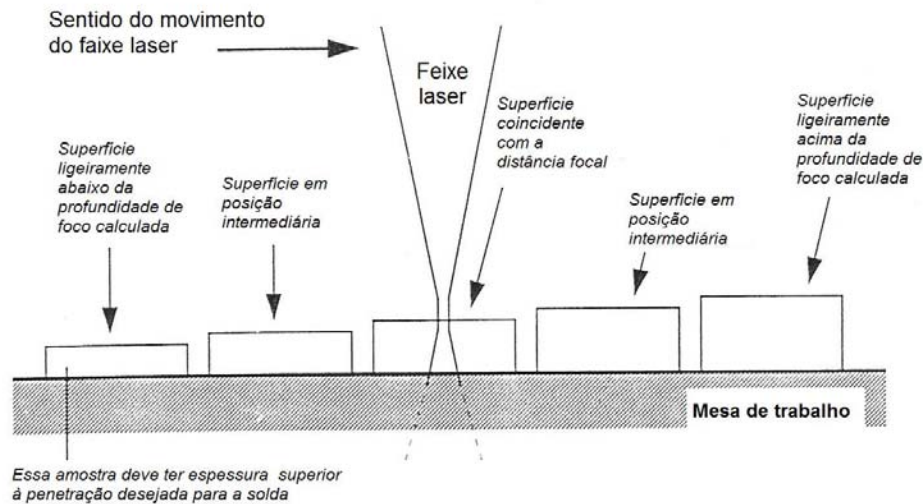


Figura 50 – Representação esquemática do método empregado para determinação experimental da profundidade de foco de um feixe LASER /91/.

2.10.5.1.4 - Posição do foco

A posição focal em relação à superfície da junta deve ser cuidadosamente ajustada, para assegurar densidade de potência adequada à formação do “keyhole”. Informações da literatura indicam certo consenso entre pesquisadores a respeito do posicionamento do diâmetro focal (d), ser ajustado sobre a superfície da peça ou ligeiramente abaixo dela. O importante é o foco estar na posição que forneça a máxima profundidade de penetração. A figura 51 exemplifica esse comentário, em trabalho realizado por Seyffarth /93/.

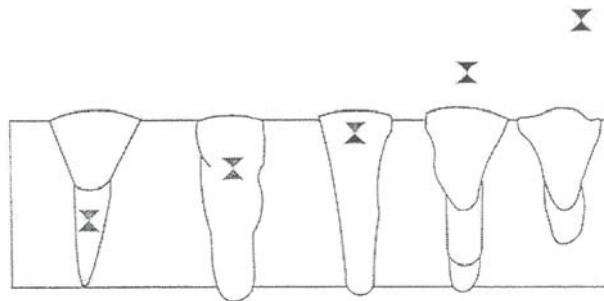


Figura 51 – Geometria do cordão de solda em relação ao posicionamento do foco /93/.

É importante que a profundidade de foco não fique fora da peça, quando se pretende a máxima penetração, uma vez que pequenas distâncias causam grandes variações no diâmetro do feixe, especialmente quando utilizados pequenos valores de número “f”. Por exemplo, se o diâmetro focal, para uma mesma potência, for multiplicada por 2, sua área será 4 vezes maior e a densidade de potência será de somente 25% em relação ao que seria obtida com o foco original.

2.10.5.2 - Gases de proteção

Na soldagem a LASER, os gases de proteção devem cumprir dois objetivos /71, 94/:

- i) Proteger o “keyhole” e a poça de fusão da exposição direta à atmosfera, evitando a ocorrência de porosidade e a formação de óxido.
- ii) Proteger a transmissão do feixe LASER na região em que ele incide sobre a peça, de forma a minimizar a expansão e o espalhamento do feixe, o que pode ser causado por vapores e plasma em torno da região do “keyhole”.

O primeiro objetivo pode ser facilmente alcançado por vários gases, no entanto, o segundo objetivo não é tão facilmente obtido. Durante a soldagem, uma parte do metal na região do “keyhole” é vaporizada. Ao absorver energia do feixe, esse vapor é ionizado e forma nuvens de plasma na região acima do “keyhole”. O plasma é parcialmente transparente ao LASER e, se não for controlado, se expande promovendo espalhamento do feixe, acarretando redução da penetração devido à queda densidade de potência. Assim, o gás de proteção deve impedir a formação do plasma, assegurando a máxima transmissão do feixe LASER e sua absorção pela peça.

2.10.5.2.1 - Tipo e vazão do gás de proteção

Os gases mais comuns usados na soldagem a LASER são: argônio (Ar), CO₂, hélio (He) e nitrogênio (N). A seguir serão apresentados breves comentários sobre o desempenho de cada um desses gases, quando usados na soldagem de aços com LASER de CO₂ /94/:

- i) Hélio: é o melhor dentre os gases de proteção, devido seu elevado potencial de ionização, significando que esse pode absorver mais energia antes de se ionizar formando plasma. Por ser menos denso que o ar, o He não fica muito tempo retido na região de solda. O fator que limita o emprego desse gás é o seu elevado custo, geralmente 3 vezes superior ao Ar e em torno de 10 vezes superior ao CO₂ e ao N.
- ii) N: na ação de impedir a formação do plasma, atua quase tão bem quanto o He, entretanto pode causar fragilização do metal de solda, devendo ser evitado na produção de juntas submetidas a solicitações mais severas.
- iii) Ar: embora seja adequado para prevenção da oxidação, o Ar não apresenta o mesmo desempenho que o He ou N na supressão da formação de plasma. Na soldagem em modo contínuo, e sob circunstância em que o Ar é mais denso que o ar, ele não consegue escapar da região de solda, podendo ocorrer estagnação do gás, levando-o à repentina formação de densas nuvens de plasma, causando abrupta queda de penetração. Assim, como gás para impedir a formação do plasma, o Ar só é recomendado nos casos em que se assegure sua saída da região de solda, seja por gravidade, seja por algum método de extração. Nos casos em que a formação de plasma não é problema em potencial, o Ar pode ser usado em lugar do He com significativas reduções de custos.
- iv) CO₂: esse gás não é recomendado para soldagem usando modo contínuo, pois ele interage rapidamente com o feixe LASER, formando grande quantidade de plasma. Além de provocar queda na penetração da solda, o

plasma de CO_2 pode refletir o feixe LASER, danificando o sistema ótico do equipamento. O uso desse gás só é recomendado para soldagem no modo pulsado, o que previne a formação de quantidade excessiva de plasma, permitindo a obtenção de soldas de qualidade aceitável.

Para potência de LASER entre 5 a 10 kW, é normalmente empregado valores de vazão de gás entre 15 a 40 l/min. Deve-se observar que essa vazão não é suficiente para evitar a oxidação da região de solda que ocorre após a soldagem, devido ao calor residual da formação do cordão. Havendo o requisito de uma região de solda completamente isenta de oxidação, deve-se prever o uso de maior vazão de gás, bem como sistemas ou dispositivos de proteção que acompanhe a formação do cordão de solda.

2.10.5.3 - Condições de soldagem

2.10.5.3.1 - Potência do LASER e velocidade de soldagem

Para soldagem de aço carbono, pode-se empregar inicialmente a correlação: penetração em torno de 1,5 mm obtida a cada 1kW de potência do LASER, mantendo-se velocidade de soldagem de 1 m/min (17 mm/s) e número “f” entre 6 a 9. Entretanto pode-se assumir correlação inversamente proporcional a essa, na avaliação do efeito da velocidade de soldagem sobre a penetração obtida (essa correlação, contudo, não é tão precisa quanto a primeira). Dessa forma, os gráficos apresentados nas figuras 52 e 53 podem ser utilizados como referência inicial na seleção dos valores de potência e velocidade de soldagem requerida para determinada penetração de solda. Ao empregar os gráficos das figuras 52 e 53 deve-se lembrar que o uso de número “f” menor resulta em aumento da velocidade para uma mesma penetração, no entanto o cordão obtido é mais estreito. O oposto ocorre quando é utilizado número “f” mais elevado.

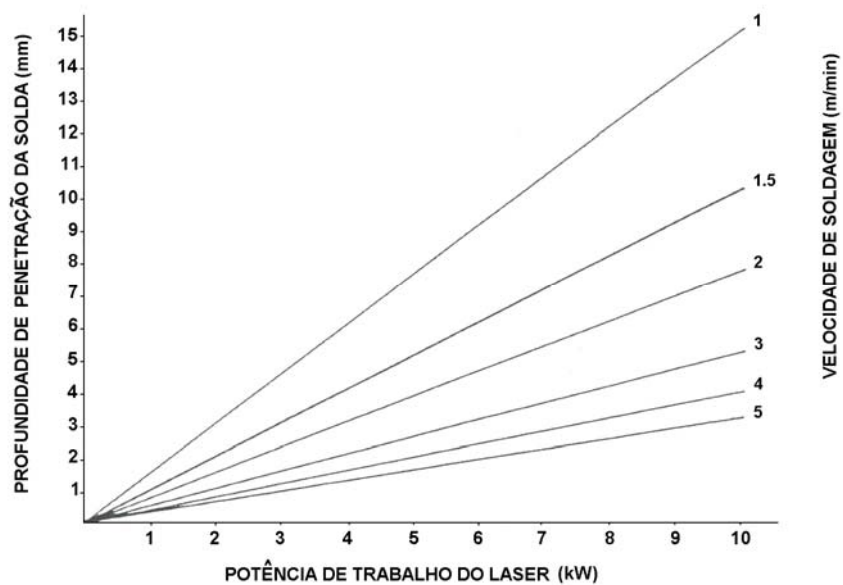


Figura 52 – Valores aproximados da penetração do cordão de solda em função da potência empregada, a diferentes níveis de velocidade de soldagem. Dados válidos para aço carbono soldado com LASER CO_2 , utilizando número f de 6 a 9 /94/.

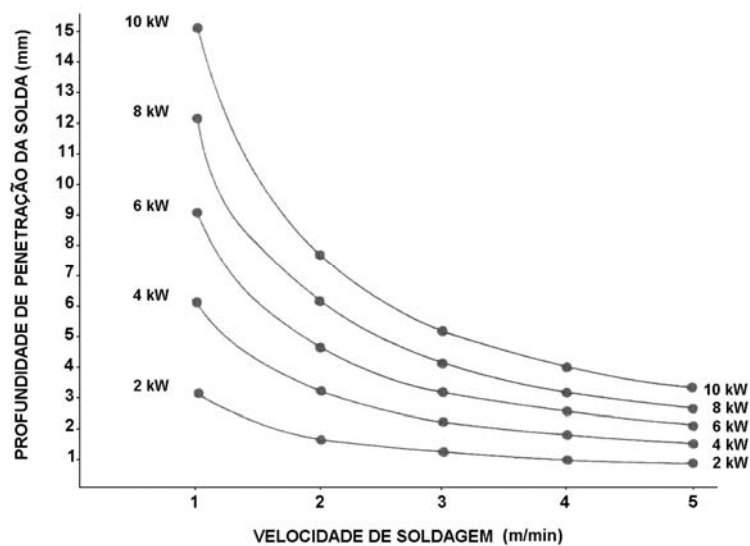


Figura 53 – Valores aproximados da penetração do cordão de solda em função da velocidade de soldagem empregada, a diferentes níveis de potência. Dados válidos para aço carbono soldado com LASER CO_2 , utilizando número f de 6 a 9 /94/.

A combinação entre potência do LASER e a velocidade de soldagem determina o aporte térmico (H) utilizado, e consequentemente, as propriedades da solda e a geometria do cordão. Embora as figuras 52 e 53 orientem na determinação dos parâmetros de soldagem para uma determinada penetração, é possível que o cordão assim obtido apresente largura inadequada à sua aplicação. Portanto é fundamental que alguns ensaios sejam realizados, mesmo que somente para confirmar que a combinação escolhida não só é a mais adequada como também pode ser reproduzida dentro de determinadas faixas aceitáveis de tolerâncias e qualidade /71, 94/.

2.10.5.3.2 Cuidados na preparação de peças para a soldagem

O bom desempenho das juntas soldadas depende de cuidados especiais na preparação das peças antes da soldagem, envolvendo, portanto aspectos de limpeza, qualidade do corte, fixação e alinhamento das mesmas.

A região adjacente às faces de solda devem estar livre de quaisquer tipo de contaminantes, tais como graxa, óleo, tinta e oxidações. O desengraxe químico das peças, quando necessários, deve ser realizado até regiões afastadas da junta de solda onde será realizada a transmissão do feixe LASER. Após a limpeza, as peças devem ser lavadas e secas antes da soldagem, de modo a evitar a ocorrência de respingos e porosidades no cordão, provocados pelos fosfatos e sulfetos presentes nas soluções de limpeza.

A fixação e o alinhamento das peças é um ponto crítico na soldagem, especialmente no caso de chapas mais finas. As faces a serem soldadas devem ser planas, isentas de irregularidades superficiais, e posta em contato estreitamente unido. No caso de junta de topo entre chapas finas, o corte pode ser feito por meio de guilhotina, desde que se garanta tanto que a face de corte permaneça em esquadro com a superfície da tira, quanto à planicidade da superfície de corte. Essas ações são tomadas com o objetivo de evitar os dois principais problemas observados na fixação das peças, a presença de folgas (“gaps”) e o desalinhamento, que podem ocorrer simultaneamente /94/.

2.10.6 - Qualidade da junta soldada a LASER

O método de avaliação de qualidade da junta soldada, normalmente está associado a sua conformabilidade e vários tipos de testes podem ser aplicados para essa condição, tais como: expansão de furo, embutimento Erichsen, estiramento em estado plano de deformação, dobramento, tração, fadiga, resistência à corrosão, análises metalográficas (principalmente o aspecto macrográfico) e perfis de microdureza. Também são feitos testes em peças simulando as condições reais de trabalho, assim como ensaios em peças de produção industrial. Finalmente podem ser feitos simulações utilizando métodos de elementos finitos, tanto em laboratório quanto no comportamento de peças reais /92/.

2.10.6.1 - Normas existentes em soldagem a LASER

As primeiras normas relacionadas especificamente a soldagem LASER foram editadas em meados da década de 90, sendo relativamente ainda pouco empregada na sua totalidade. A grande maioria das soldagens de produção é controlada através de especificações e procedimentos individuais, desenvolvidos por cada empresa em particular. Muitos produtos soldados a LASER são fabricados sem qualquer especificação além de simples medições de penetração do cordão de solda. No entanto, com o contínuo aumento do emprego da soldagem LASER, bem como os novos requisitos de qualidade e adequação ao uso (“fitness for purpose”) requerido pelos produtos soldados a LASER, é cada vez maior a necessidade de elaboração de normas e padrões internacionalmente aceitos. Atualmente, quando a qualidade das juntas soldadas tem a obrigatoriedade de ser regida por algum código, a prática usualmente adotada é de se empregar os códigos de soldagem já existentes, para processos de soldagem por fusão, adaptando-os para a soldagem a LASER. Entretanto, essa não é a situação ideal, devido às diferentes características da soldagem LASER em relação aos processos a arco elétrico, especialmente no que tange à aplicação do aporte térmico (H), ensaios para avaliações das propriedades das juntas e nos ensaios de garantia da qualidade, como radiografia ou inspeção por ultra-som /95/. Dessa maneira, foi proposta uma série

de normas, especificamente relacionadas à soldagem e corte a LASER, sendo estas listadas a baixo:

- 1- EN ISO 13919-1:1997 - Welding – Electron and LASER Beam Welded Joints – Guidance on Quality Levels for Imperfections – Part 1:Steel.
- 2- EN ISO 13919-2:1997 - Welding – Electron and LASER Beam Welded Joints – Guidance on Quality Levels for Imperfections – Part 2: Aluminium.
- 3- EN ISSO 9956-11:1997 – Specifications and Approval of Welding Procedures for Metallic Materials – Part 11: Welding Procedure Specification for LASER Beam Welding /32/.
- 4- EN ISSO 15614-11 – Specification and Approval of Welding Procedure for Metallic Materials – Welding Procedure Test – Part 11: Electron and LASER Beam Welding.

Analizando essas normas, as duas primeiras especificam níveis de qualidade para juntas soldadas a LASER, sendo uma para aço e a outra para o alumínio. A terceira está correlacionada às metodologias a serem adotados na especificação dos procedimentos de soldagem. A última cobre os modos pelo qual um procedimento de soldagem pode ser qualificado.

A norma 1 especifica o nível de qualidade obtido pelas juntas soldadas, assumindo o emprego de procedimentos de soldagem corretamente desenvolvido e executado por operadores qualificados. São propostos três níveis de qualidade, denominados de B (elevada qualidade), C (intermediária) e D (moderado), que são determinados por faixas de ocorrência dos tipos de defeitos que podem vir a ocorrer em juntas soldadas a LASER, tais como: porosidade, trincas, mordeduras, falta de fusão, respingo, desalinhamentos entre outros.

Atualmente ainda não existem normas relacionadas às propriedades mecânicas das juntas soldadas, como resistência mecânica em tração, tenacidade e fadiga, e os procedimentos a serem adotados na execução dos ensaios para levantamento dessas propriedades, sendo, portanto esse tipo de informações acordado entre fabricante e usuários de produtos soldados a LASER.

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento desse estudo houve a participação de três empresas, a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), a Borlem S. A. Empreendimentos Industriais e a GalvaSud S.A.

A CSN, localizada em Volta Redonda/RJ, é uma empresa do setor siderúrgico que produz aços planos laminados a quente, laminados a frio, aços revestidos com camada de zinco (Zn) por imersão a quente e aços para embalagens, revestido com estanho (Sn) por deposição eletrolítica. A Borlem, cliente da CSN, situada em Guarulhos/SP, é uma empresa do segmento automobilístico e pertencente ao grupo Hayes-Lemmerz, um dos maiores fabricantes de rodas no mundo. A GalvaSud, situada em Porto Real/RJ, é uma empresa do grupo CSN e fornecedora de aços planos revestidos com ligas zinco-ferro (Zn-Fe) e Zn puro por imersão a quente, para atender os seguimentos de mercado automobilístico e linha branca, além de possuir um centro de serviços para beneficiamento de aços e fornecimento de tailored blanks, que são blanks compostos sob medidas, soldados a LASER, para a indústria automobilística.

A CSN é a empresa motivadora desse estudo, fornecendo os recursos necessários para o desenvolvimento do tema, como por exemplo, o histórico de fabricação de um aço ARBL de sua carteira de produtos, e disponibilizando equipamentos para execuções e avaliações de ensaios, nos laboratórios de sua Gerência de Desenvolvimento de Produtos (GPD) no Centro de Pesquisas. Os testes experimentais de solda LASER foram realizados na Galvasud, que possui uma máquina de solda constituída por um ressonador LASER a gás CO₂, com potência de saída de 8 kW, onde foram testados e estabelecidos os parâmetros otimizados desse processo para a soldagem de blanks de aros de rodas, que foram posteriormente submetidos a avaliações de desempenho no fabricante desse componente. A Borlem contribuiu ativamente com esse trabalho, permitindo a execução de testes experimentais em suas linhas de fabricação de aros, viabilizando avaliações de desempenho dos aros soldados a LASER sob condições reais de produção, assim como avaliações em testes de fadiga, realizados com os mesmos critérios de liberação que são utilizados em lotes de produção de rodas para seus clientes.

3.1 - Materiais

Foi utilizado um aço de alta resistência baixa liga (ARBL) microligado ao nióbio (Nb), com espessura de 3,05 mm, na condição de Bobina a Quente Decapada (BQD), e conhecido comercialmente como aço CSN B480. Esse produto é fornecido principalmente para o seguimento da indústria automobilística, tendo a Borlem como um dos principais clientes, para a aplicação em aros de rodas, destinados a modelos do tipo passeio e utilitários das principais montadoras do Brasil.

As tabelas I e II apresentam as especificações de composição química e propriedades mecânicas que o aço CSN B480 precisa atender na aplicação aro.

Tabela I – Especificação de Composição Química.

Material	C (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Si (%)	Al (%)	N (%)	Nb (%)	(1) (%)	Obs.
CSN B480	0,12 máx.	1,10 máx.	0,010 máx.	0,025 máx.	0,015 máx.	0,010 0,045	0,009 máx.	0,090 máx.	0,20 ⁽²⁾ máx.	Microligado tratado com Ca – Si.
(1): Ti + V + Mo + Cu + Cr.										
(2): A soma de todos os elementos não poderá passar do % indicado e o Ti < 0,05%.										

Tabela II – Especificação de Propriedades Mecânicas.

Material	Limite de Resistência (LR) (MPa)	Limite de Escoamento (LE) (MPa)	Alongamento ⁽¹⁾ (% mín.)
CSN B480	480 ~ 580	410 ~ 510	22,0
(1): Base de medida = 50 mm (b ₀ = 50).			

Para atender os requisitos de propriedades mecânicas exigidos na tabela II, a CSN utiliza uma composição química denominada grau 5526, que é produzido na Aciaria LD, dentro de padrões operacionais já consolidados e que prevê, na metalurgia secundária, o refino desse aço em Forno Panela (FP), para adicionar e controlar os principais elementos de liga (C, Mn, Nb, Al e Si), garantir satisfatórios níveis de

sanidade interna, reduzindo ao máximo os níveis de inclusões não-metálicas, controlando sua morfologia através de cálcio e silício (Ca-Si) e realizando um efetivo procedimento de desoxidação do metal líquido. As faixas dos elementos químicos no grau 5526 são informadas na tabela III.

Tabela III – Faixa de composição química do grau 5526.

Material	C (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Si (%)	Al (%)	N (%)	Nb (%)	(1) (%)	Obs.
Grau 5526 ⁽²⁾	0,07 0,11	0,80 1,10.	0,007 máx.	0,025 máx.	0,04 0,10	0,010 0,045	0,009 máx.	0,090 máx.	0,20 ⁽²⁾ máx.	Rota via FP.
(1): Ti + V + Mo + Cu + Cr.										
(2): Observa-se que as faixas estabelecidas no grau 5526 atendem as exigências determinadas na tabela I.										

As placas do grau 5526, que são utilizadas para atender a especificação CSN B480, são 100% escaradas antes de serem enviadas aos fornos de reauecimento.

As propriedades mecânicas do aço CSN B480 são alcançadas via laminação controlada (LC) no tratamento termomecânico (TTM), conforme esquema de processamento apresentado na figura 18b (laminação controlada convencional) descrito no item 2.6.1.2.1. As faixas de temperaturas visadas durante a fabricação desse produto, são apresentadas na tabela IV.

Tabela IV – Faixas de temperaturas aplicadas na Laminação a Quente do aço CSN B480.

Temperatura de reauecimento de placas.	1220 à 1230°C
Temperatura de entrega do esboço de laminação (RDT).	1040 à 1080°C
Temperatura de entrada no trem de acabamento (FET).	940 à 1000°C
Temperatura final de acabamento (FDT).	830 à 890°C
Temperatura final de resfriamento (CT).	550 à 610°C

3.1.1.3 - Redução de espessura e quantidade de deformação (ϵ)

Os gráficos 1 e 2 mostram o perfil de redução de espessura e os valores de quantidade de deformação (ϵ), durante à laminação controlada (LC) no LTQ II. A quantidade de deformação foi calculada conforme equação 1.

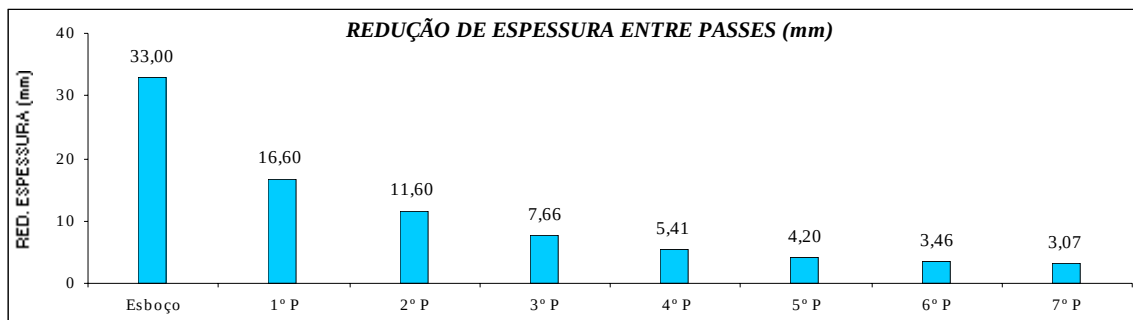


Gráfico 1 – Redução de espessura entre as cadeiras de laminação.

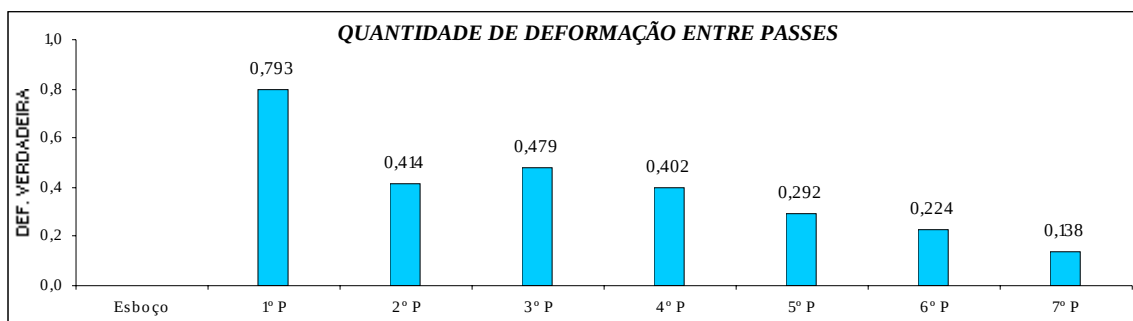


Gráfico 2 – Perfil de deformação verdadeira (ϵ).
(calculado conforme equação 1)

3.1.1.4 - Temperatura, tempo, velocidade e taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) entre passes

Os gráficos 3, 4, 5 e 6 mostram as temperaturas [$^{\circ}\text{C}$], os tempos [s], as velocidades [m/s] e as taxas de deformações [s^{-1}] respectivamente, entre passes, durante à laminação controlada. A taxa de deformação é obtida conforme equação 3. Para o cálculo do tempo de deformação (Δt) é levado em consideração informações do processo associadas às características do laminador, como por exemplo, diâmetro dos cilindros de cada cadeira de laminação [mm], comprimento da superfície de contato dos cilindros com o material durante deformação, denominado como setor circular ou arco de contato [mm], e o número de rotação dos cilindros por segundo [rps].

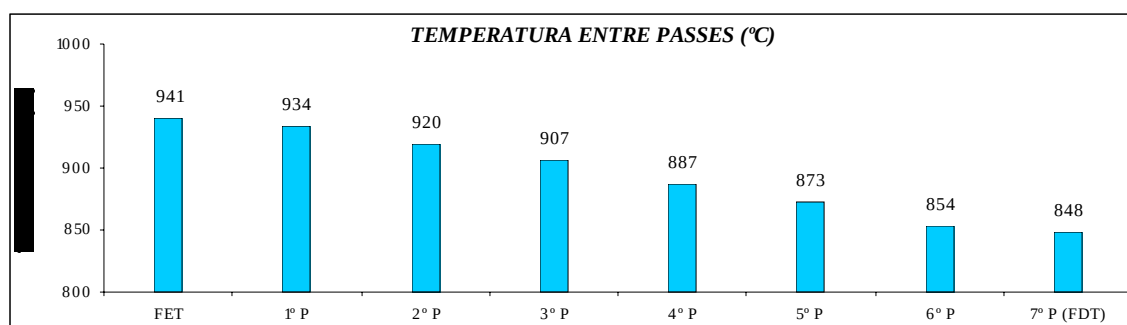


Gráfico 3 – Temperatura entre cadeiras de laminação.

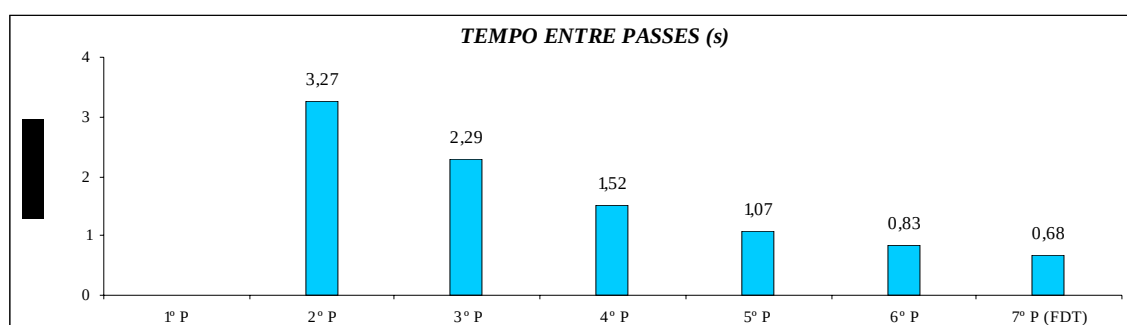


Gráfico 4 – Tempo entre cadeiras de laminação.

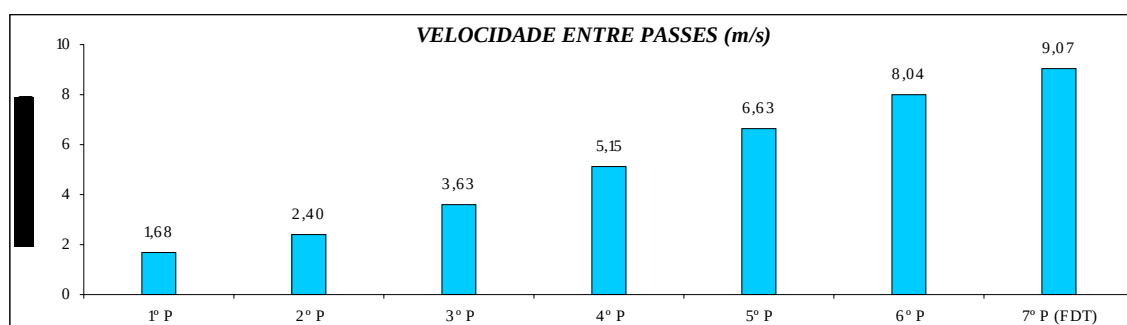


Gráfico 5 – Velocidade na saída de cada cadeira de laminação.

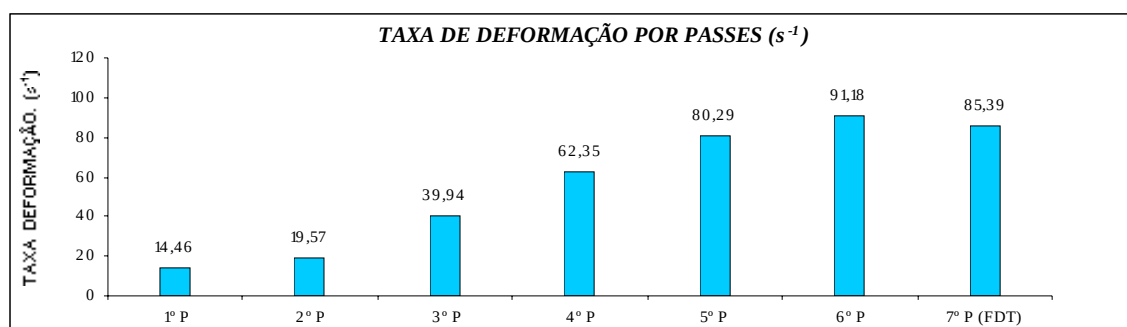


Gráfico 6 – Taxa de deformação em cada cadeiras de laminação.

(calculado conforme equação 3).

3.1.1.5 - Tempo de transição e taxa de resfriamento

Considerando a distância entre cadeiras de laminação do LTQ II da CSN de 5,5 metros e 110 metros o comprimento da mesa de resfriamento controlado, associado às informações contidas nos gráficos 3, 4 e 5, é possível obter o tempo de transição entre cadeiras e a taxa de resfriamento durante a laminação controlada (LC), assim como, o tempo de transição e a taxa de resfriamento na seção de resfriamento controlado (RC), que irá assegurar o início do bobinamento do material na faixa de temperatura especificada. Essas informações são apresentadas na tabela VII.

Tabela VII – Taxa de resfriamento e tempo de transição durante laminação de acabamento e bobinamento.

Taxa de resfriamento durante a laminação controlada.	8,90 (°C/s)
Tempo de transição durante a laminação controlada.	9,66 (s)
Taxa de resfriamento no resfriamento controlado.	23,60 (°C/s)
Tempo de transição durante resfriamento controlado.	12,12 (s)

O gráfico 7 exemplifica as informações contidas na tabela VII, mostrando as temperaturas e tempo entre passes durante à LC e o RC do aço CSN B480. As temperaturas e tempos informados são:

- a) Temperatura de acabamento (FDT),
- b) Temperatura de bobinamento (CT),
- c) Tempo de transição no laminador e
- d) Tempo de transição na mesa de resfriamento.

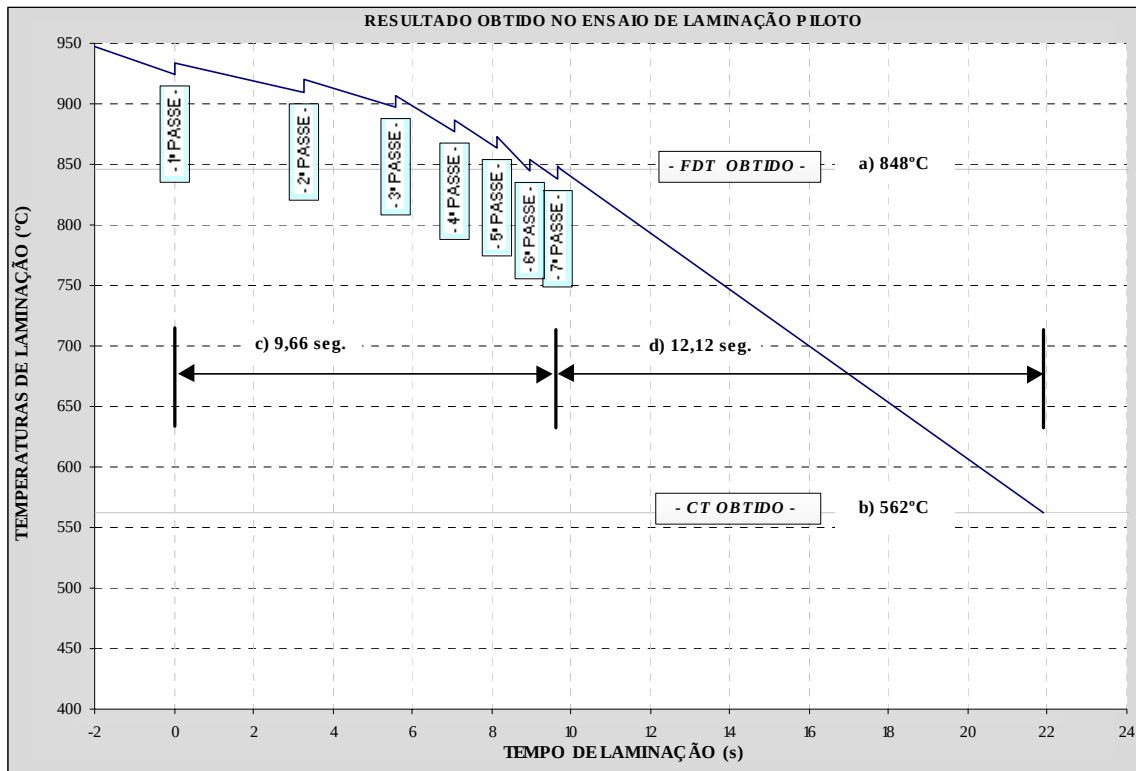


Gráfico 7 - Tempo e temperaturas durante LC e CT.

3.1.1.6 - Microestrutura e propriedades mecânicas

Os resultados de caracterizações metalográficas e propriedades mecânicas são apresentados a seguir:

(a) Metalografia

As figuras 54, 55 e 56 mostram a microestrutura do aço CSN B480 com aumento de 200, 500 e 1000x, respectivamente, após ataque de nital 2% durante, aproximadamente, 20s, e análise em microscopia ótica (MO). Para essas análises as amostras foram preparadas pelo procedimento convencional com lixamento até lixa 1200 e polimento com pasta de diamante de até 1 μm .

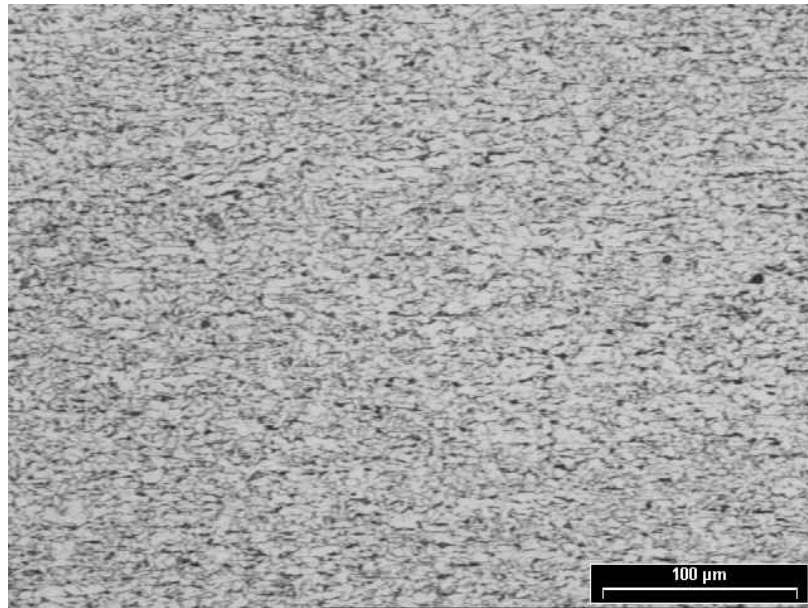


Figura 54 - Microestrutura do aço CSN B480. Aumento 200x.

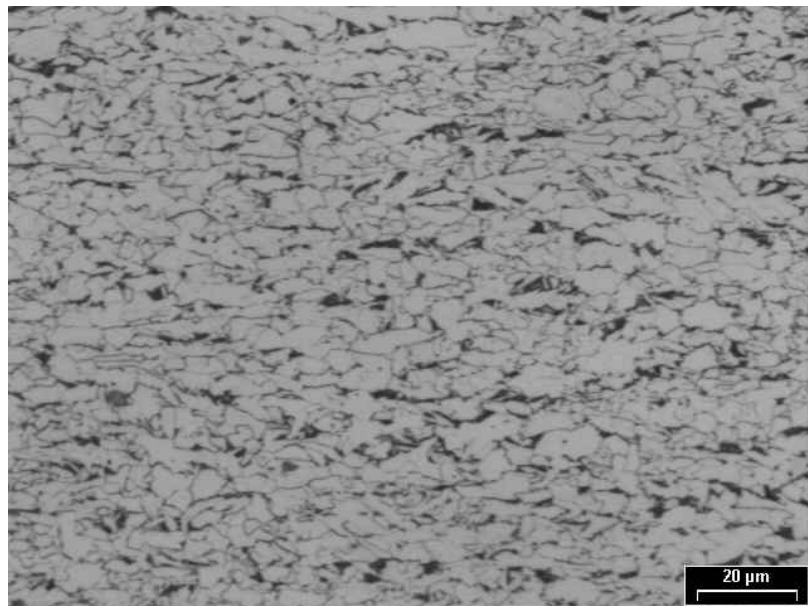


Figura 55 - Microestrutura do aço CSN B480. Aumento 500x.

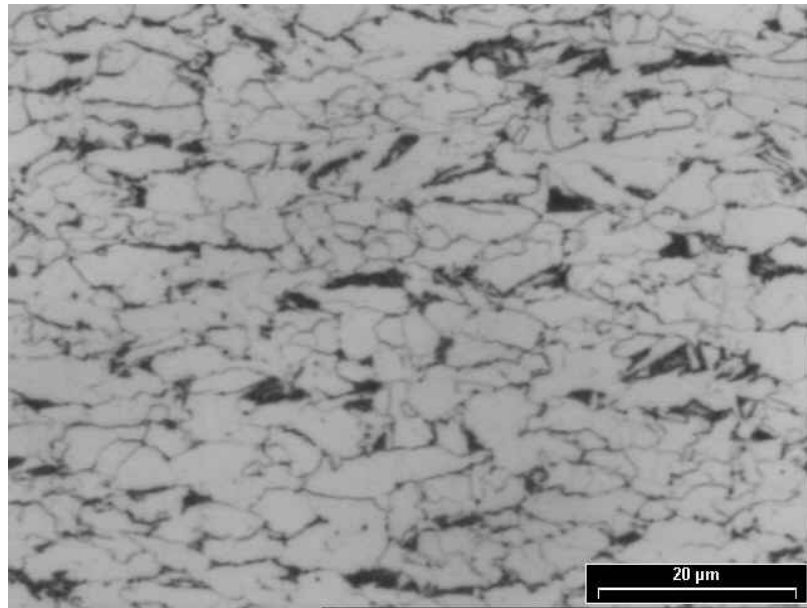


Figura 56 - Microestrutura do aço CSN B480. Aumento 1000x.

As metalografias caracterizam microestrutura apresentando grãos ferríticos refinados, em tamanhos levemente heterogêneos com tendência à acicularidade, associada a cementita lamelar fina precipitadas nos contornos de grão, contendo cerca de 5 a 7% de perlita na matriz. O tamanho de grão ferrítico é igual a 12,0 ASTM (5 μm), segundo método de contagem ASTM E 112.

(b) Propriedades mecânicas

Os gráficos 7 e 8 apresentam os resultados de ensaios de tração. Os gráficos 9 a 12 mostram os resultados de charpy com entalhe em “V”, realizados à temperatura ambiente (23°C), 0°C, - 20°C e - 40°C respectivamente. Os corpos de provas (cp's) para esses ensaios foram confeccionados no sentido longitudinal à direção de laminação, com cp's nas dimensões 2,5 x 10 x 55 mm (espessura x largura x comprimento) e seu entalhe realizado no sentido da espessura, conforme ilustrado na figura 57.

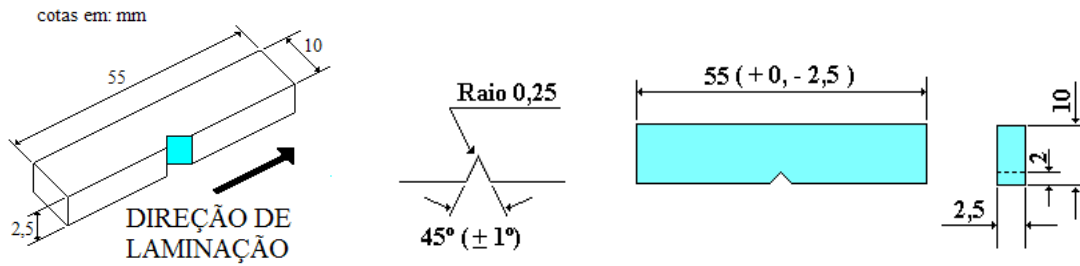


Figura 57 – Direção do entalhe em “V” do cp de charpy.

O valor de dureza do material é de 88 HRb (Rockwell, na escala B), sendo esse valor representativo da média de 5 ensaios.

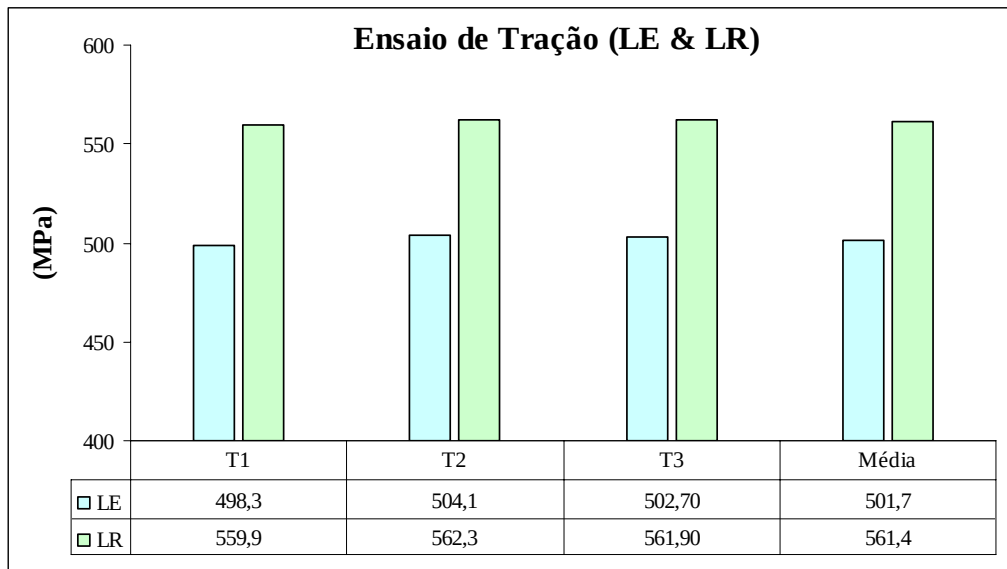


Gráfico 8 – Limite de Resistência (LR) e Limite de Escoamento (LE).
(Aço CSN B480).

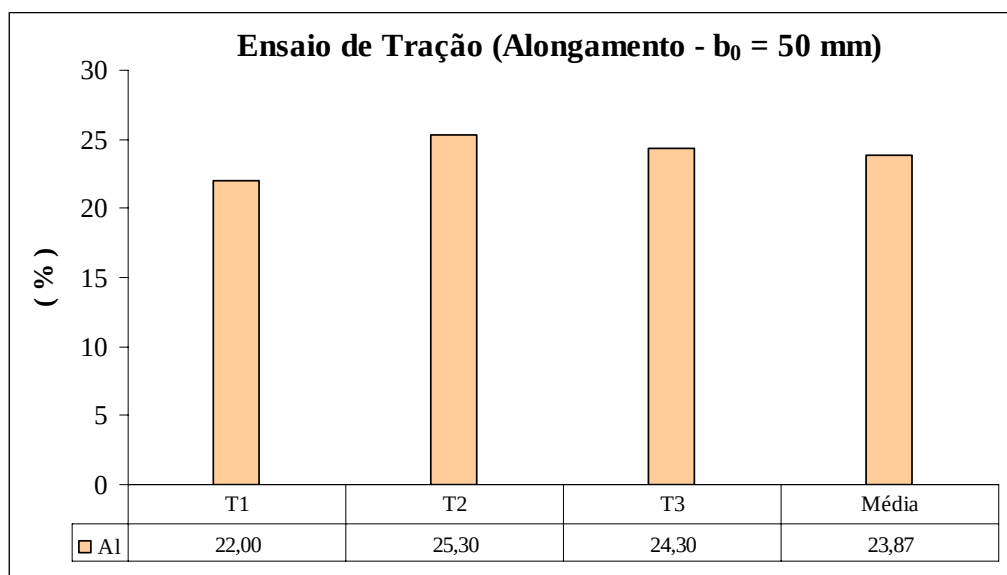


Gráfico 9 – Alongamento.
(Aço CSN B480).

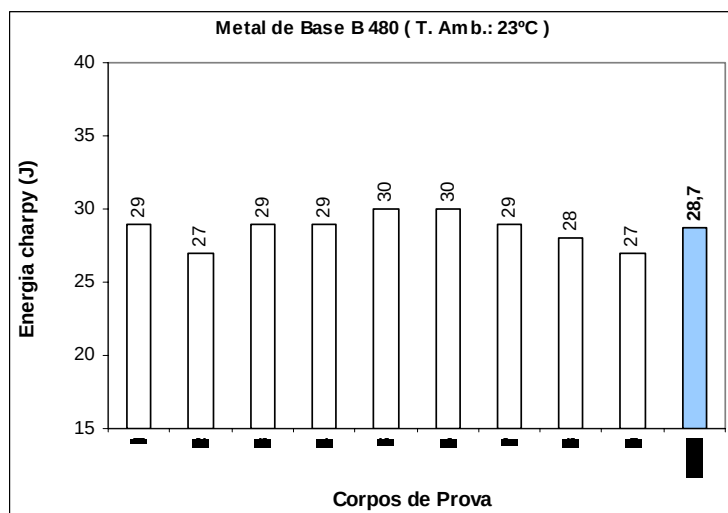


Gráfico 10 – Charpy (23°C).

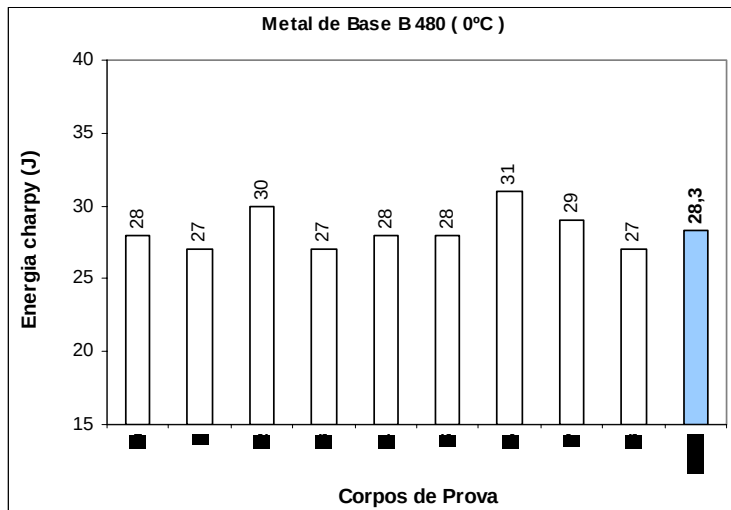


Gráfico 11 – Charpy (0°C).

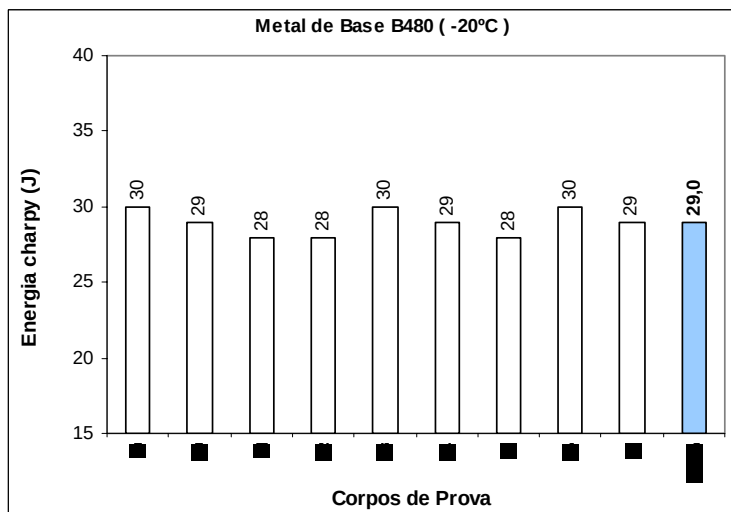


Gráfico 12 – Charpy (-20°C).

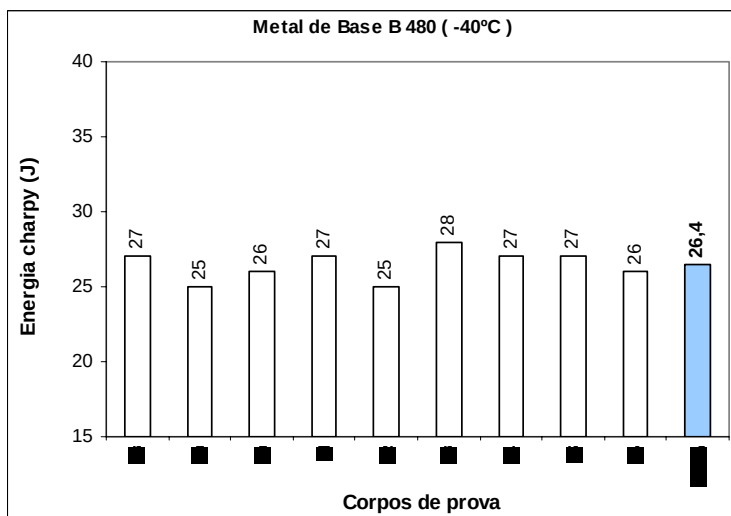


Gráfico 13 – Charpy (-40°C).

A tabela VIII apresenta os valores médios de todas as propriedades informadas acima.

Tabela VIII – Valores médios de propriedades mecânicas.

Material	Limite de Resistência (LR)	Limite de Escoamento (LE)	Alongamento ⁽²⁾ (Al)	Charpy (23°C)	Charpy (0°C)	Charpy (-20°C)	Charpy (-40°C)
CSN B480 ⁽¹⁾	561,4 MPa	501,7 MPa	23,87 %	28,7 (J)	28,3 (J)	29,0 (J)	26,4 (J)
(1): Os valores de LR, LE e Alongamento atendem as exigências estabelecidas na tabela II, que especifica a faixa dessas propriedades para liberação de fornecimento.							
(2): Base de medida = 50 mm ($b_0 = 50$).							

O anexo I (pág. 250) apresenta de forma condensada as principais informações do tratamento termomecânico do aço CSN B480 e suas propriedades.

3.1.2 - Comentários

Observa-se o quanto foi efetivo a condição de processamento termomecânico associado à composição química do grau 5526 nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço CSN B480, atendendo as especificações das tabelas I e II, através de uma microestrutura refinada com tamanho de grão ferrítico de 12,0 ASTM (5 μm), com valores de energia charpy satisfatório, assegurando alta resistência mecânica, boas características de conformabilidade, tenacidade e soldabilidade ao aço na aplicação em aro de rodas automotivos.

3.2 - Método

A metodologia utilizada teve como principal objetivo avaliar a viabilidade técnica da soldagem a LASER na fabricação de aros de rodas, associadas a alguns componentes de atratividade econômica que esse processo pode oferecer, com vantagens em relação ao processo atual, como por exemplo a forte redução nos índices de sucata e retrabalho, maiores velocidades de produção, maior confiabilidade e desempenho durante transformação e maiores garantias nos testes de liberação, significando importantes reduções de custos operacionais. Logo, para que essas vantagens fossem comprovadas, foi executada a seguinte seqüência de trabalho:

3.2.1 - Caracterização simplificada da situação atual na soldagem Butt Welding.

3.2.1.1 - Seqüência de produção.

3.2.1.2 - Ocorrência de falhas.

3.2.1.3 - Histórico de falhas.

3.2.2 - Testes experimentais e avaliações de soldas LASER.

3.2.2.1 - Primeira fase de experimentos com solda LASER.

3.2.2.2 - Segunda fase de experimentos com solda LASER.

3.2.2.3 - Terceira fase de experimentos com solda LASER.

3.2.2.4 - Quarta fase de experimentos (1º teste na Borlem).

3.2.2.5 - Quinta fase de experimento com solda LASER.

3.2.2.6 - Sexta fase de experimentos (2º teste na Borlem).

3.2.2.7 - Sétima fase de experimento com solda LASER.

3.2.2.8 - Oitava fase de experimentos (3º teste na Borlem).

3.2.2.8.1 - Critérios utilizados no ensaio charpy “V”.

3.2.1 - Caracterização simplificada da situação atual na soldagem Butt Welding

O desempenho de aros soldados por resistência elétrica, no processo Butt Welding (BW), é o grande fator motivador no desenvolvimento desse tema. Esse processo transfere calor a junta por efeito Joule, promovendo ciclos térmicos de soldagem, que podem ser considerado de alto aporte térmico (H) associados a baixos gradientes de temperaturas no resfriamento, quando comparado ao processo de soldagem LASER. Essas características da soldagem BW alteram consideravelmente a microestrutura do metal de base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA), refletindo na produtividade dos aros, principalmente aqueles fabricados em aços de alta resistência baixa liga (ARBL). Entenda-se por reflexo na produtividade, altos índices de sucata e retrabalho, com ocorrência de falhas que serão apresentadas posteriormente.

Atualmente a Borlem produz cerca de vinte e quatro mil rodas/dia (24.000 r/d), utilizando aços C-Mn e aços microligados na aplicação de aros passeios e utilitários, que atendem especificações para uma ampla faixa de propriedades mecânicas. Essas especificações são divididas em dois grandes grupos, que são os aços de alta e média resistência mecânica. São considerados aços de média resistência aqueles que apresentam limite de escoamento (LE) entre 220 a 340 megapascal (MPa), e os aços de alta aqueles com LE entre 350 à 510 MPa. Basicamente os aços de média resistência são os C-Mn, com carbono entre 0,08 à 0,18% em peso e Mn entre 0,30 a 0,80% em peso, e os de alta, com menor percentual de carbono, com máximo de 0,12% em peso e Mn máximo de 1,10% em peso, contendo elementos microligantes, principalmente nióbio (Nb). Essas faixas de propriedades e as diferenças nas composições químicas precisam ser bem absorvidas pelas linhas de fabricação de aros, de modo que o fluxo produtivo ocorra com a máxima estabilidade possível, principalmente no processo de soldagem por resistência, que é fortemente dependente da uniformidade de propriedades das bobinas a quente decapadas (BQD's), além de adequados e cuidadosos ajustes nos parâmetros de soldagem.

3.2.1.1 - Seqüência de produção

A figura 58 /96/ apresenta esquematicamente as etapas de fabricação de aros, que tem seu início no desbobinamento de rolos, que são conhecidos internamente, no chão de fábrica, como bobininhas ou slitter, sendo esses oriundos de cortes longitudinais realizados ao longo da largura das BQD's. As etapas 2 a 4, são realizadas em equipamentos que não estão vinculados à máquina de solda, e liberam peças com a principal preocupação de garantir boa qualidade de corte no topo da junta e aceitável alinhamento das bordas laterais após calandragem.

As etapas 5 a 8 formam um conjunto de operações da máquina de solda, realizadas de maneira sincronizadas, com tempo de processo (tp) dessas operações contabilizados em conjunto, e considerados como tempo total do processo de soldagem (ttps). Em média o ttps pode variar de 8 a 10 segundos, dependendo do modelo do aro. Esse tempo representa, portanto, o tempo que a máquina de solda libera uma peça para seguir o fluxo produtivo. Na Borlem, são utilizadas duas máquinas de solda para cada linha de produção, reduzindo assim em 50% o ttps.

As etapas 9 a 12 são realizadas em tp bastante reduzido (entre 3 e 4 segundos), aplicando fortes solicitações mecânicas no material base e conseqüentemente à solda, em operações de laminação a frio em série, com a peça girando em baixas rotações sob refrigeração e lubrificação de óleo solúvel especial. A etapa 13, expansão, também conhecida como operação calibrar, confere o formato final ao produto.

A etapa 14 compreende uma rápida inspeção visual seguida de um teste de estanqueidade, realizado em um equipamento especialmente projetado, que aplica ar comprimido a uma determinada pressão, estando o aro totalmente submerso em água. Este procedimento objetiva conferir a primeira qualificação da solda, ou seja, aprovar ou não a qualidade da continuidade metálica. Em caso de vazamento, a peça é enviada à seção de retrabalho, para reparo da região defeituosa. Esse reparo é realizado através de soldagem localizada com eletrodo revestido. Após aprovação nos testes de estanqueidade, os aros seguem para linha de montagem, onde são fabricadas as rodas através da união metálica entre o aro e o disco por soldagem a arco elétrico através do processo MIG (Metal Inerte Gás).

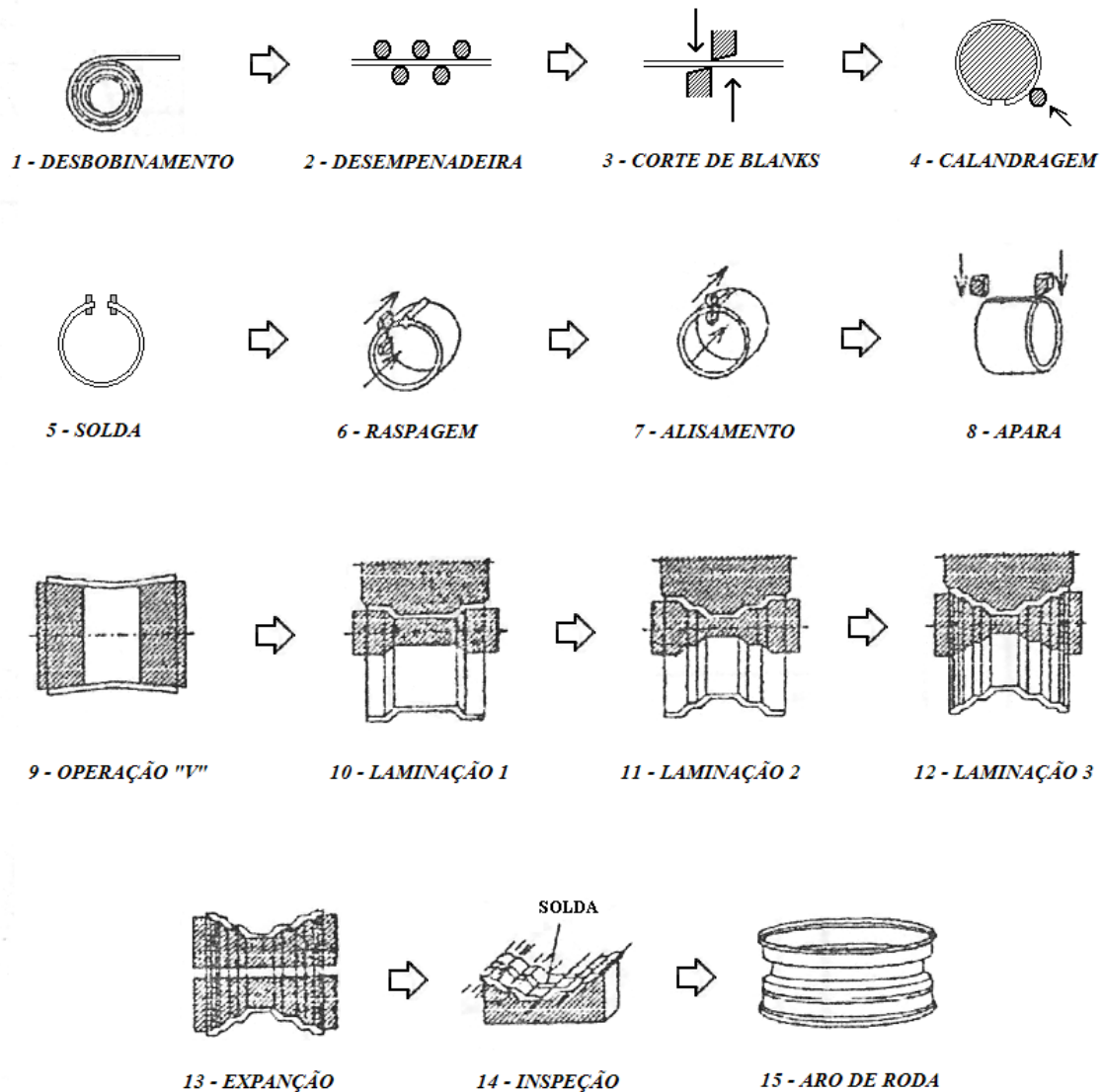


Figura 58 – Etapas de fabricação de aros de rodas automotivas /96/.

3.2.1.2 - Ocorrência de falhas

A etapa 9 da figura anterior, conhecida como “operação V”, é o local de maior ocorrência de falha na linha de produção e onde as atenções dos inspetores de qualidade estão voltadas, pois o bom desempenho nessa operação garante estabilidade à produção e alta produtividade. Normalmente as falhas nesse local estão associadas à deficiência na qualidade da solda, como por exemplo, caldeamento insuficiente da interface,

fragilidade nos contornos de grãos de granulação grosseira na ZTA, presença de microtrincas devido a raspagem e/ou corte de aparas da solda, deficiência no alinhamento das juntas entre outros. Essas falhas geralmente estão correlacionadas aos ajustes dos parâmetros de soldagem, deficiência dos componentes da máquina de solda, como por exemplo, alinhamento ou desgastes dos mordentes de cobre e também correlacionados às variações de propriedades do material de base. A figura 59 apresenta o modo típico como essas falhas se manifestam, sendo fácil perceber o destino dessas peças para sucata, reduzindo assim a produtividade e aumentando os custos de produção.



Figura 59 – Falha típica do aro na “operação V”.
(foto gentilmente cedida pela Borlem).

3.2.1.3 - Histórico de falhas

O histórico de análises de falhas que constantemente são realizados entre CSN e Borlem, nas investigações das causas dos rompimentos mostrados no item anterior, indica normalmente haver influência do ciclo térmico de soldagem e das propriedades da matéria-prima. Quanto ao ciclo térmico, é muito comum observar comportamento heterogêneo ao longo do comprimento da junta, constatando-se transformações microestruturais bastante diferenciadas de uma extremidade a outra das bordas. As causas associadas à qualidade da matéria-prima, nem sempre são simples de serem

caracterizadas, mesmo porque quando há presença de não conformidades em níveis críticos, as falhas acontecem no metal de base (MB), em regiões afastadas da junta soldada. Entretanto, como é comum ocorrer desempenho diferenciado de aros pertencentes à slitter do centro das BQD's, em relação aos das bordas, que normalmente apresentam maiores problemas, e também ocorrência de baixo rendimento das peças de início e fim de slitters, sempre há a suspeita sobre a qualidade do aço, isto é, suspeita sobre variações de propriedades ao longo das BQD's.

As propriedades do aço podem variar nas mesmas proporções mencionadas no item 2.6.1.5 (uniformidade de propriedades), e exemplificadas nas figuras 26 e 27 (págs. 44 e 45). Quanto ao ciclo térmico, esse é função dos ajustes nos parâmetros de soldagem, que por sua vez são dependentes da força entre mordentes, corrente e ciclo de soldagem, sendo esse último formado por diversos parâmetros que foram apresentados na figura 30 (pág. 53). Logo, associar todo esse conjunto de variáveis e compatibilizá-las, para maximizar o desempenho do processo BW na produção de aro não é uma tarefa simples, e requer esforços de melhorias contínuas envolvendo um grupo de profissionais qualificados, gerenciando todo fluxo produtivo. Entretanto maiores detalhes desse processo serão apresentados mais adiante, no capítulo 5, item 5.1 (solda Butt Welding – pág. 208).

A título de exemplo é apresentando no capítulo 4, item 4.1 (pág. 133), resultados de caracterizações metalográficas, ensaios de microdureza Vickers e ensaios de embutimento Erichsen em uma junta soldada pelo processo Butt Welding, avaliando o comportamento dessa solda ao longo da largura do aro. Esses resultados podem ser considerados como representativo de condições estáveis de produção, na fabricação de aros utilizando aços microligados ao nióbio (Nb). O modelo da peça Borlem utilizado na caracterização é o aro AU5415, aplicado em rodas do tipo utilitário, para automóveis da classe furgões leves.

O aro AU5415 é o modelo que foi escolhido no desenvolvimento desse tema, para estudar e avaliar o comportamento da solda LASER durante as etapas de fabricação dessas peças e no desempenho em testes de fadiga sob critérios de liberação de produtos. A largura do slitter desse aro é de 213 mm.

3.2.2 - Testes experimentais e avaliações de soldas LASER

(a) Características da máquina de solda LASER

Os experimentos com solda LASER foram realizados na GalvaSud, em um equipamento com ressonador LASER a gás de CO₂ de 8 kW de potência, fabricado pela empresa alemã Nothelfer, operando no sistema de Fluxo Rápido Transversal (Fast Transverse Flow – FTF), com a soldagem configurada conforme o princípio “Conti” /97/, que significa alimentação contínua dos blanks sob o feixe LASER fixo. O diâmetro do feixe incidente (D), na lente ótica do equipamento, possui dimensão de 22 mm. A figura 60 mostra uma foto desse equipamento.

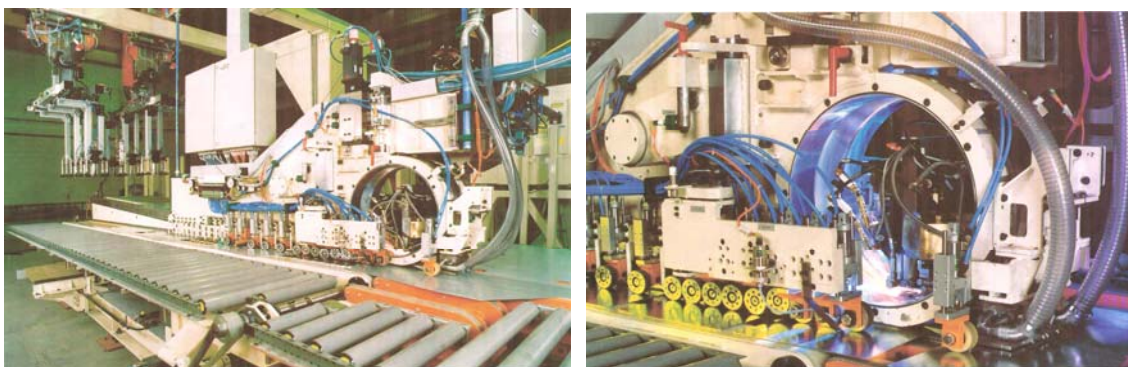


Figura 60 – Fotografia da máquina de solda LASER na GalvaSud.

(b) Procedimentos de soldagem

Os ajustes dos parâmetros limitaram-se na parte ótica e na velocidade de soldagem, mantendo-se constante a distância focal (F), a potência do equipamento e o tipo e vazão dos gases de assistência. A distância focal (F) foi mantida em 280 mm, a potência em 100% ao nominal do equipamento, e os gases inertes utilizados foram o hélio (He) e o argônio (Ar), ambos na vazão de 14 l/min e pressão absoluta de 5 bar. O hélio foi utilizado para proteger a parte superior da poça de fusão, sendo adicionado por duas vias de fluxo, posicionadas no sentido transversal ao movimento dos blanks, protegendo o topo da solda pelo lado esquerdo e direito. O argônio foi utilizado para

proteger a raiz da solda, através de fluxo único conduzido por um bocal posicionado na parte inferior do equipamento.

Para os ajustes dos parâmetros óticos, foram utilizados os recursos da planta ótica, conforme visualizado na figura 61, que permite ajustar o posicionamento exato do feixe LASER, através de movimentos lineares dos eixos X, Y e Z. O eixo X é responsável pela inclinação do espelho focalizador, o eixo Y, controla o ângulo de incidência do feixe, e o eixo Z, direciona a posição do foco. O eixo Y é ajustado manualmente, através de inspeções visuais no topo e na raiz da solda, de peças testes, com auxílio de uma lupa especial, para verificar o deslocamento lateral do diâmetro focal (d), em relação ao centro da interface de solda. Os eixos X e Z também são ajustados inicialmente por inspeções visuais, por pessoas treinadas e qualificadas, entretanto como esses parâmetros são responsáveis pela geometria do cordão de solda, os ajustes finais são controlados por observações em análises metalográficas de peças testes. A figura 62 mostra como o cabeçote LASER responde aos ajustes realizados na planta ótica.

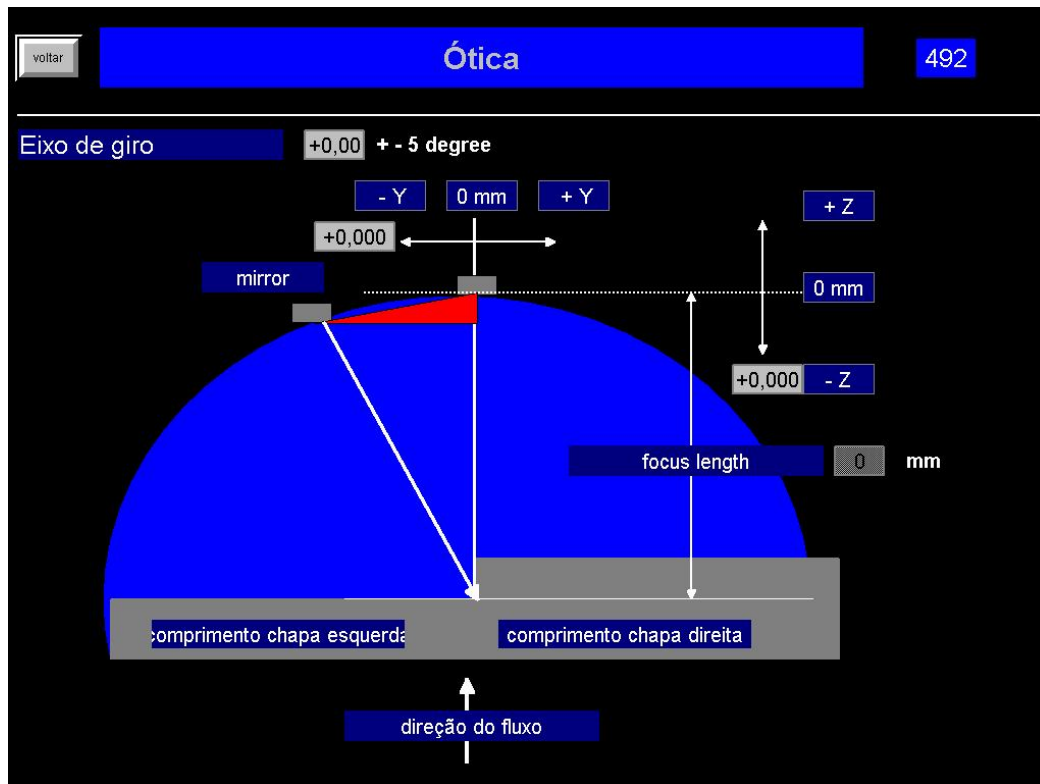


Figura 61 – Planta ótica da máquina de solda LASER /97/.

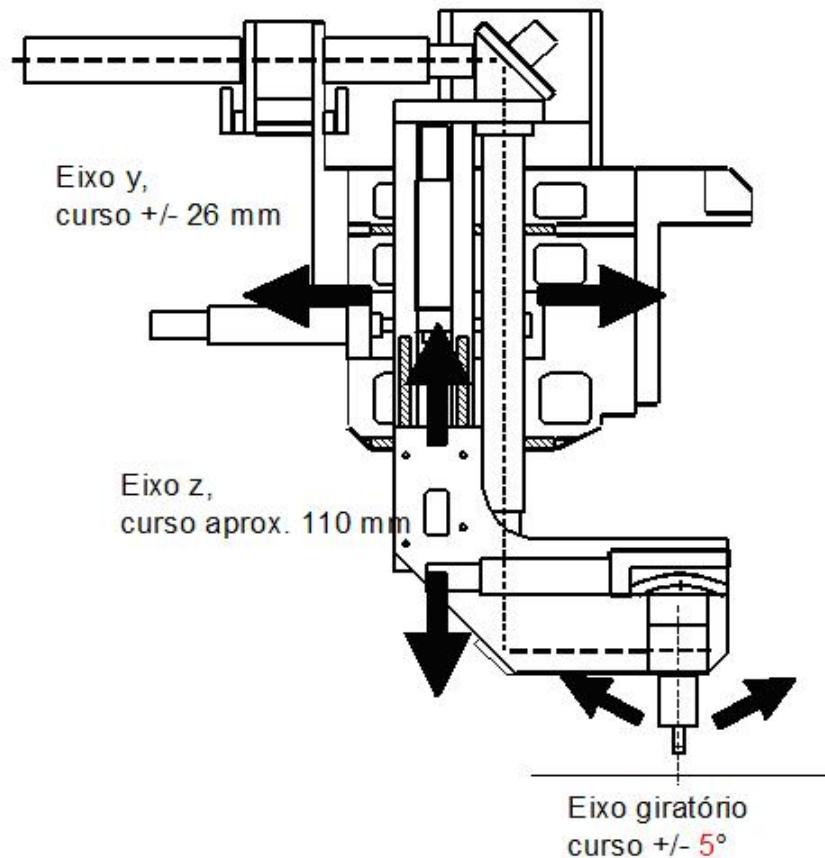


Figura 62 – Eixos de deslocamento da guia do feixe LASER /97/.

3.2.2.1 - Primeira fase de experimentos com solda LASER

Após a realização de vários experimentos iniciais, utilizando um procedimento de soldagem, ajustado para garantir adequado alinhamento lateral das interfaces de solda, que já apresentavam qualidade de corte aprovado, pelos critérios de aceitação, e também com abertura e fechamento dos gases de proteção programados para operarem sempre a dois segundos antes e após o início e término do cordão de solda, estabelecendo assim as condições de contorno do equipamento, para soldagem de blanks com mesma espessura, foram selecionados cinco corpos de prova (cp's), soldados em condições diferenciadas, com o propósito de conhecer os efeitos das variações realizadas nos parâmetros de soldagem, na morfologia, penetração e propriedades das soldas. Para esse fim realizou-se ensaios metalográficos e de microdureza Vickers, sendo esses cp's identificados conforme informações abaixo:

CP 01 (1º experimento),
CP 02 (1º experimento),
CP 03 (1º experimento),
CP 04 (1º experimento) e
CP 05 (1º experimento).

Os resultados dessas avaliações são informados no capítulo 4, item 4.2 (pág. 138).

3.2.2.2 - Segunda fase de experimentos com solda LASER

Essa fase teve como principal objetivo, avaliar o efeito da velocidade de soldagem (V_s), na geometria e na dureza máxima sob o cordão, estabelecendo como padrão operacional os mesmos ajustes utilizados no CP 04 (1º experimento), exceto o parâmetro do eixo X, que afim de otimização do processo, passou a ser o mesmo utilizado no CP 03 (1º experimento), ou seja, eixo X = 0,00.

A partir das considerações acima, foram realizados diversos experimentos e ao final, selecionados seis cp's, soldados em diferentes velocidades de soldagem (V_s), para serem avaliados sob os mesmos critérios anteriores, sendo esses identificados como:

CP 01 (2º experimento),
CP 02 (2º experimento),
CP 03 (2º experimento),
CP 04 (2º experimento),
CP 05 (2º experimento) e
CP 06 (2º experimento).

As variações na V_s foram entre 2,4 à 3,5 m/min (40 à 58,3 mm/s), porém antes dos cp's 03 e 05 serem seccionados para as análises metalográficas, os mesmos foram

fotografados, indicando as regiões de análises ao longo da largura do blank, sendo possível observar o aspecto do cordão no topo e na raiz da solda.

Os resultados dessas avaliações são informados no capítulo 4, item 4.3 (pág. 141).

3.2.2.3 - Terceira fase de experimentos com solda LASER

Em função dos resultados obtidos na fase anterior, principalmente no desempenho dos ensaios de microdureza Vickers, onde a dureza máxima sob o cordão não apresentou diferenças significativas em relação às variações de velocidades de soldagem, e considerando como aceitável a geometria da solda no CP 05 (2º experimento), por apresentar ausência de concavidade no topo e na raiz, foi estabelecido que a 3ª fase teria como meta aumentar a velocidade de soldagem para 4,4 m/min (73,3 mm/s), chegando assim ao limite nominal do processo, segundo informações contidas na figura 53 (pág. 88), que estabelece valores aproximados de penetração do cordão de solda em função da velocidade de soldagem, para a potência de 8 kW, permitindo que um blank com 213 mm de largura fosse soldado em apenas 2,9 segundos.

Mantendo-se a mesma metodologia, foram realizados os testes experimentais com velocidade de soldagem em 4,4 m/min (73,3 mm/s), e selecionados mais seis cp's, identificados como:

CP 07 (3º experimento),
CP 07.1 (3º experimento),
CP 07.2 (3º experimento),
CP 07.3 (3º experimento),
CP 08 (3º experimento) e
CP 09 (3º experimento).

Todos cp's foram soldados com os mesmos parâmetros e submetidos a avaliações metalográficas, ensaios de microdureza Vickers, ensaios de tração, embutimento Erichsen e fotografias ao longo do cordão.

Com objetivo de registrar resultados de caracterizações mais específicos, o CP 07.1 foi submetido às mesmas caracterizações dos cp's 07, 08 e 09, mas nesse caso, fotografando também as regiões a “1/4” e “3/4” da entrada do feixe LASER.

Para medir a resistência mecânica da solda foram selecionadas duas amostras para esse fim, CP's 07.2 e 07.3, sendo submetida à ensaios de tração ao longo de toda largura do blank soldado, conforme mostrado nas figuras 63 e 64 abaixo, que também identifica cada cp de tração e sua posição ao longo do percurso de soldagem. Todos os cp's de tração foram estampados em equipamento específico, e os ensaios realizados conforme norma ASTM A 370/92.

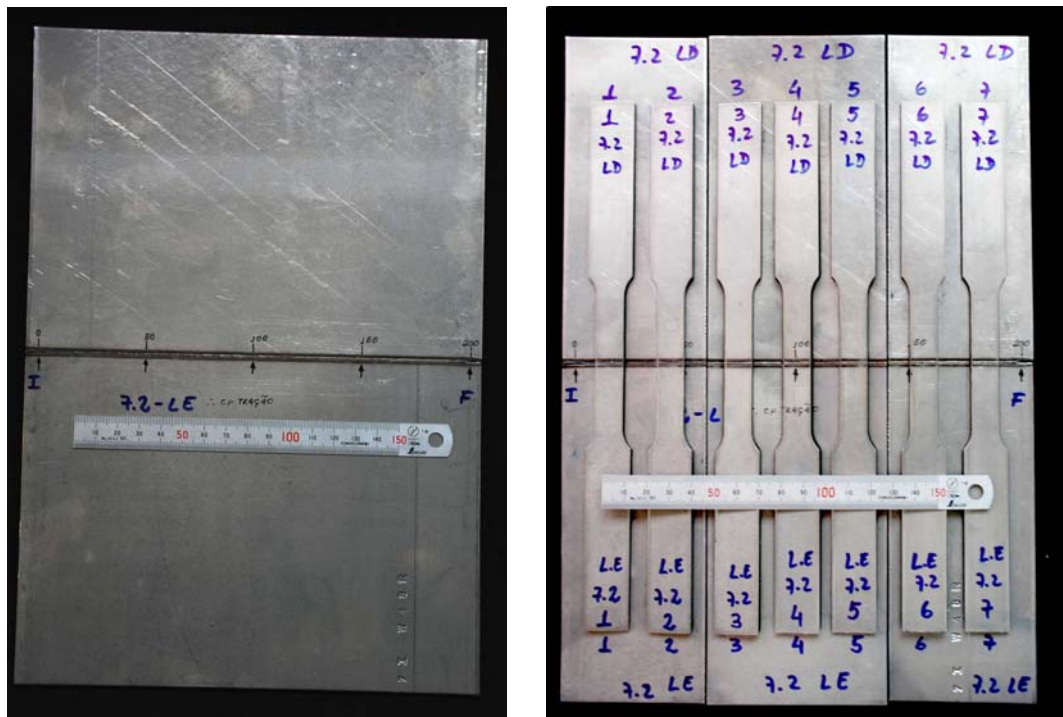


Figura 63 – CP 07.2 regiões selecionadas para ensaios de tração.

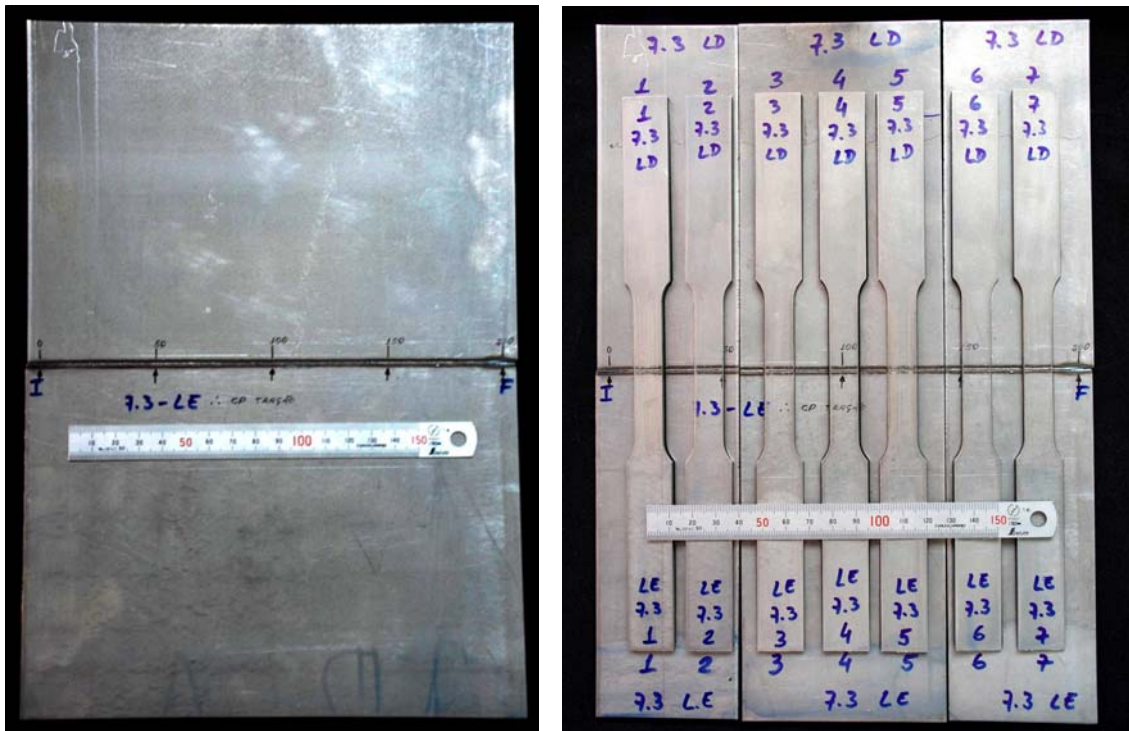


Figura 64 – CP 07.3 regiões selecionadas para ensaios de tração.

Também foi selecionado uma amostra representativa para caracterizar o perfil de corte realizado na guilhotina (equipamento da GalvaSud), sendo essa amostra identificada como:

CP 07.4 (3º experimento).

O corte na guilhotina foi padronizado com ajuste de folga de 0,7 mm entre navalhas. Esse parâmetro foi estabelecido segundo procedimentos interno da GalvaSud, que possui uma mesa para conferência e controle da qualidade de corte, onde é analisado o paralelismo em toda extensão da junta a ser soldada, através da passagem de gabaritos, que são lâminas de aço com 0,15 à 0,04 mm de espessura, que permitem controlar a qualidade de corte dessa operação. No caso desse trabalho a lâmina selecionada para controle foi o gabarito de 0,06 mm, ou seja, após apoio do blank, com a superfície de corte sobre a mesa de conferência, passa-se o gabarito de 0,06 mm de espessura, e esse não pode ultrapassar mais que 50% da espessura do blank ao longo de toda largura. Para exemplificar a padronização estabelecida no corte, o CP 07.4 foi submetido a análises no microscópio ótico (MO), nas regiões indicadas na figura 65. As

amostras dessas regiões foram polidas e observadas sem ataque químico, para caracterização das três principais regiões de corte por cisalhamento: deformação, cisalhamento e estouro, conforme desenho esquemático na figura 66.

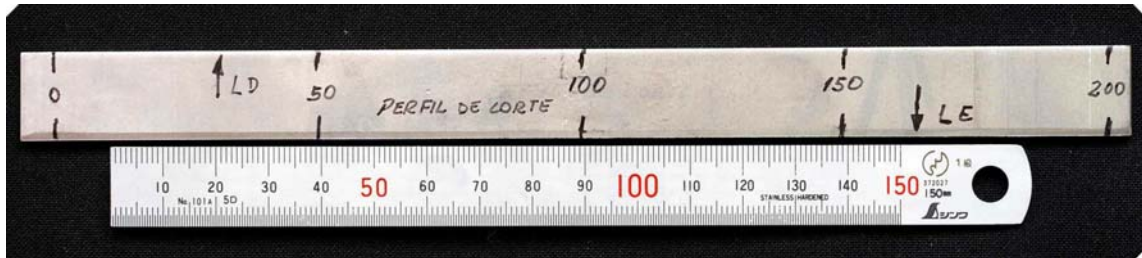


Figura 65 – CP 07.4 para análise da qualidade de corte. As marcações 0, 50, 100, 150 e 200 representam as regiões analisadas, para os lados direito e esquerdo de corte.

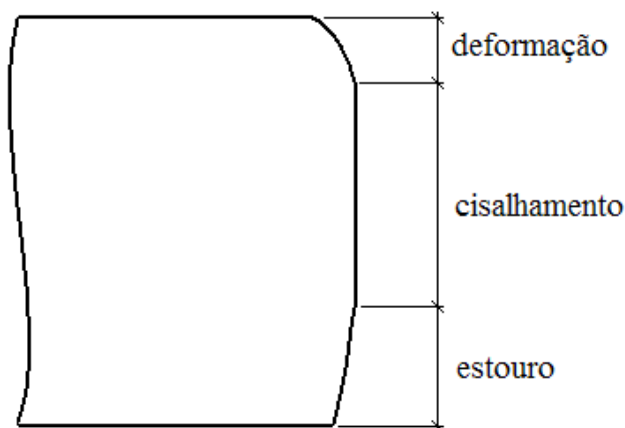


Figura 66 – Critério de avaliação do perfil de corte.

As avaliações de todos os resultados dessa fase, permitiram definir com segurança, os parâmetros de soldagem que serão utilizados nos blanks para o 1º teste de produção de aros soldados a LASER na Borlem. Os resultados dessas análises são informados no capítulo 4, no item 4.4 (pág. 148).

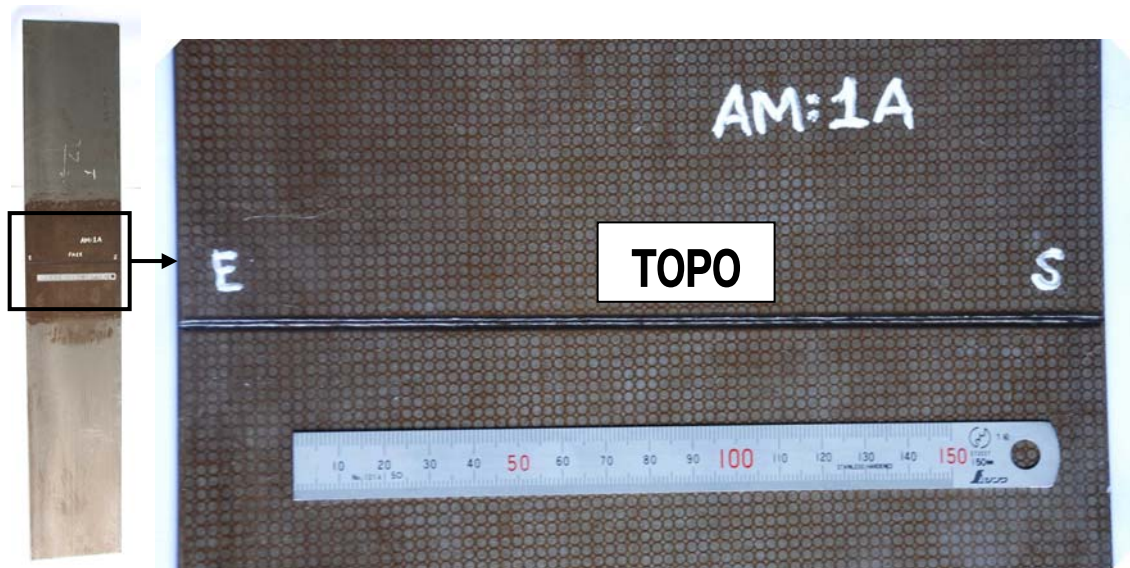
3.2.2.4 - Quarta fase de experimentos (1º teste na Borlem)

Em função das avaliações obtidas na fase anterior, foi possível estabelecer com segurança os parâmetros de soldagem ideais para o 1º teste na Borlem, com blanks soldados a LASER. Foram produzidos então 45 peças com os parâmetros de soldagem informados na tabela IX:

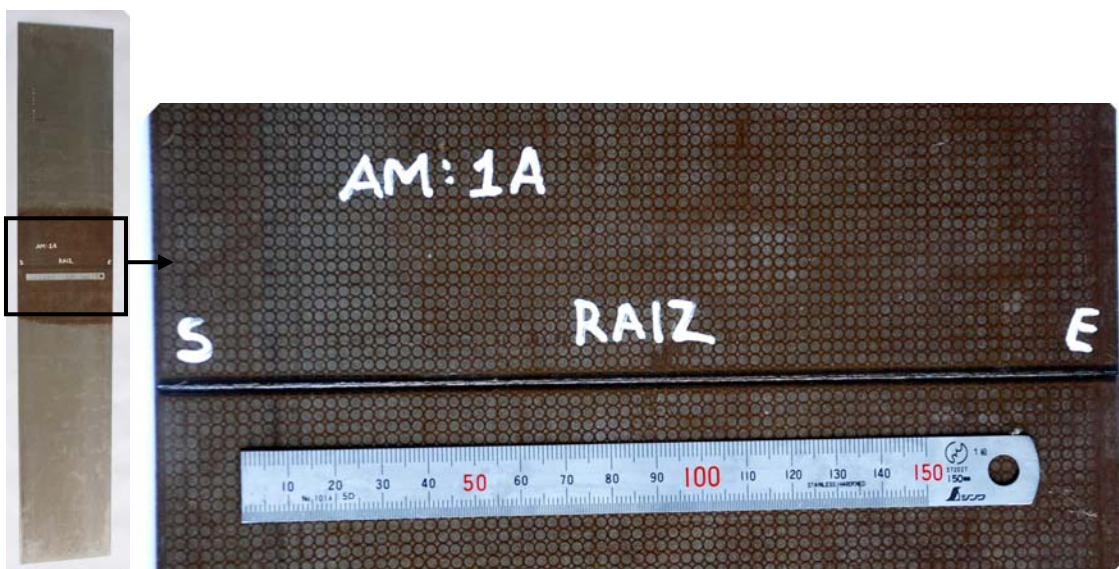
TABELA IX – Parâmetros de soldagem estabelecidos na quarta fase de experimentos.

Velocidade de soldagem:	4,4 m/min (73,3 mm/s).
Potência:	100%.
Água de refrigeração:	1000 ml/min.
Eixo X:	0,00 (eixo giratório).
Eixo Y:	1,49 (deslocamento lateral).
Eixo Z:	5,00 (posicionamento do foco).
Distância focal (F):	280 mm.
Vazão de He:	14 l/min (proteção do topo da solda).
Vazão Ar:	14 l/min (proteção da raiz da solda).

Após a soldagem foram selecionados 25 blanks para serem submetidos à impressões de gradeamento nas regiões adjacentes à solda LASER, tanto no topo como na raiz da solda. O gradeamento foi realizado de forma semelhante aos realizados para ensaios de curva limite de conformação (CLC), e teve como objetivo conhecer onde ocorrem as maiores deformações no aro, e consequentemente saber o máximo alongamento que a solda LASER precisa suportar durante a fabricação dessas peças. A figura 67 exemplifica um blank gradeado no topo e na raiz da solda, informando como foi identificado cada amostra, sendo que “E” e “S” representam a entrada e saída do feixe LASER, respectivamente.



(a)



(b)

Figura 67 – Gradeamento de blanks no topo e na raiz da solda LASER.

- a) topo da solda LASER e
- b) raiz da solda LASER.

Após soldagem LASER e gradeamento, os blanks foram enviados a Borlem e colocados na linha de fabricação. A figura 68 ilustra esquematicamente as etapas 3.1 e 3.2 de produção, representando a amostragem, identificação, corte e soldagem LASER dos blanks, e posterior reabastecimento dessas amostras para calandragem e soldagem no processo BW, com o aro contendo as duas soldas.

No capítulo 4, item 4.5 (pág. 165), são mostrados e justificados os casos aprovados e reprovados.

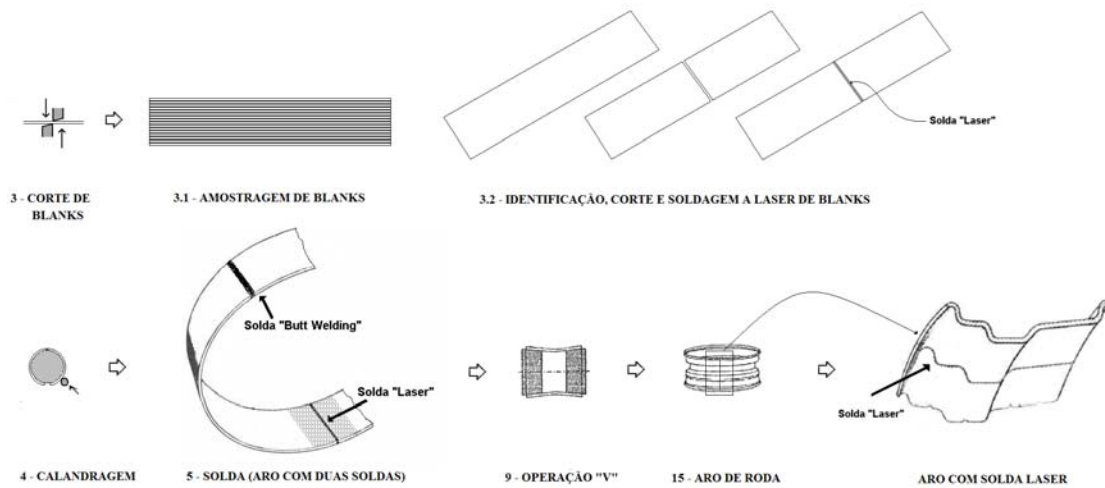


Figura 68 – Ilustração esquemática mostrando como foi executado os experimentos com aros, contendo duas soldas.

3.2.5.5 - Quinta fase de experimento com solda LASER

O aprendizado alcançado na fase anterior motivou algumas alterações nos parâmetros de soldagem, para solucionar as ocorrências de microtrincas sob cordão LASER e a realização de um procedimento alternativo para eliminar o “entalhe” na saída do feixe. Para resolver o problema de microtrincas sob cordão, foi alterada a vazão do gás hélio (He) de 14 para 16 l/min., visando maior proteção da poça de fusão contra elementos intersticiais atmosférico, como por exemplo, oxigênio (O₂) e nitrogênio (N₂). Para compensar um pouco essa mudança foi realizado um ligeiro aumento na velocidade de soldagem, passando de 4,4 m/min para 4,6 m/min. Quanto ao procedimento alternativo, esse será informado logo a seguir, no assunto atividade preventiva.

Realizado e avaliado as alterações propostas, os novos parâmetros de soldagem LASER para o 2º teste na Borlem, são os informados na tabela X.

TABELA X – Parâmetros de soldagem LASER estabelecidos na quinta fase de experimentos.

Velocidade de soldagem:	4,6 m/min (76,6 mm/s).
Potência:	100%.
Água de refrigeração:	1000 ml/min.
Eixo X:	0,00 (eixo giratório).
Eixo Y:	1,49 (deslocamento lateral).
Eixo Z:	5,00 (posicionamento do foco).
Distância focal (F):	280 mm.
Vazão de He:	16 l/min (proteção do topo da solda).
Vazão Ar:	14 l/min (proteção da raiz da solda).

Porém antes da produção de novos lotes, foi previsto o planejamento de duas atividades complementares, uma “avaliativa” e outra “preventiva”.

- Atividade avaliativa: Teve o objetivo de caracterizar o prolongamento dos grãos de solidificação dentro da zona fundida (ZF), a dureza máxima sob cordão e sua morfologia, de modo comparativo entre duas velocidades de soldagem, uma extremamente baixa com 1,8 m/min (30 mm/s) e outra com a velocidade atual de 4,6 m/min (76,6 mm/s). Os ensaios realizados para esse fim são os metalográficos e microdureza Vickers, com critérios de preparação de corpos de prova (cp's) que serão exemplificados a frente.
- Atividade preventiva: Para solucionar o problema do “entalhe” na saída da solda, foi realizado o preenchimento desse com metal de solda, adicionado através do processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gás). Esse procedimento foi realizado para bloquear completamente a causa fundamental dos rompimentos anteriores. O aspecto de como ficou essa região será apresentado posteriormente em peças já no formato final do aro AU5415, no capítulo 4, item 4.7 (pág. 183).

As caracterizações avaliativas foram realizadas via observações no microscópio ótico (MO), no sentido transversal à direção de soldagem, à frente e no topo da solda. As análises no topo da solda foram realizadas à profundidade de 0,4 mm da superfície dos corpos de prova (cp's), após usinagem em retífica, conforme exemplificado esquematicamente na figura 69, que mostra também o critério utilizado nos ensaios de microdureza à frente e no topo da solda LASER.

Os cp's dessa fase foram identificados como:

CP 01 (5º experimento – $V_s = 1,8$ m/min.) e
CP 02 (5º experimento – $V_s = 4,6$ m/min.).

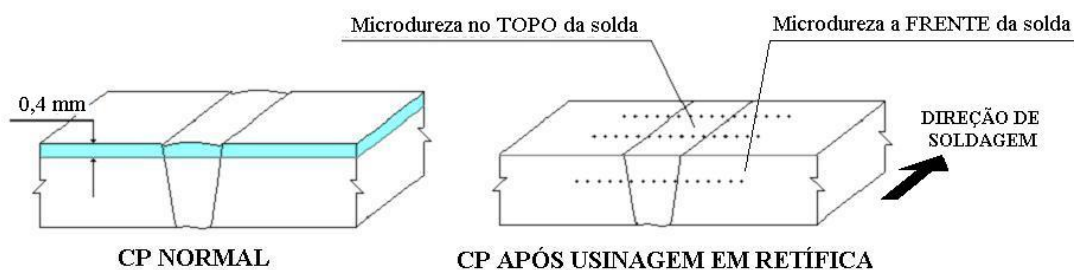


Figura 69 – Critério utilizado na caracterização do topo da solda LASER e regiões de ensaios de microdureza.

A figura 70 mostra esquematicamente as regiões selecionadas para análises metalográficas e ensaios de microdureza dos cp's 01 e 02 (5º experimento). As regiões “E”, “M” e “S” foram utilizadas para efeitos de avaliações comparativas do cordão, entre as duas velocidades de soldagem.

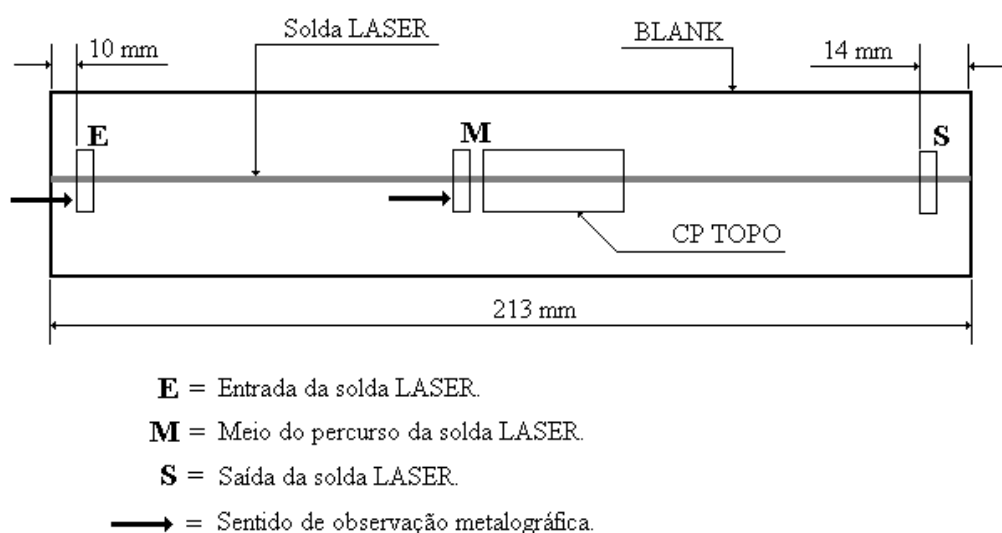


Figura 70 – Localização dos cp's metalográficos.

No capítulo 4, item 4.6 (pág. 174), são apresentados os resultados avaliativos dessa fase de experimentos.

3.2.2.6 - Sexta fase de experimentos (2º teste na Borlem)

Em função dos resultados obtidos na fase anterior, ficaram estabelecidos os novos parâmetros de soldagem LASER para o 2º teste na Borlem, de acordo com as informações da tabela X (pág. 123), apresentado no item anterior. Produzidos então 25 blanks com esses parâmetros e preenchido o “entalhe” na saída, com solda TIG, essas amostras foram enviadas a Borlem, antes porém, cinco blanks foram selecionados para o gradeamento CLC.

Foi obtido satisfatórios índices de aprovação nessa fase, significando portanto que nenhuma solda LASER rompeu durante as etapas de fabricação, entretanto dos 25 blanks, 9 romperam na solda Butt Welding (BW). Para esse experimento também foi avaliado o comportamento do topo e da raiz da solda LASER, voltados para a superfície externa do aro, conforme exemplificado na figura 71. Essa possibilidade de avaliação foi viabilizada, alternando o posicionamento da superfície dos blanks na linha de produção.

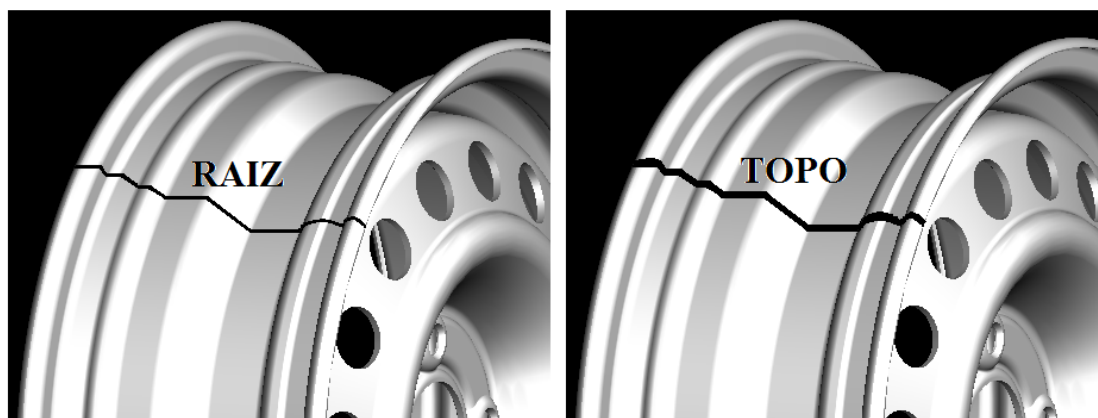


Figura 71 – Avaliação do topo e raiz da solda LASER, na superfície externa do aro.

No capítulo 4, item 4.7 (pág. 183), será evidenciado o aspecto da saída da solda, no topo e na raiz, com acabamento realizado com solda TIG, e a região de maior deformação no aro, sem ocorrências de microtrincas sob cordão.

Nesses lotes de aros aprovados, foram selecionados duas peças, para montagem de rodas sendo em seguida enviadas para ensaios de fadiga segundo requisitos de

desempenho e procedimento de teste da norma Renault 864 – 31/08, sendo o ensaio denominado de “teste de fadiga radial dinâmica” que avalia exclusivamente esforços sob o aro de roda. Os testes foram realizados sob as seguintes condições e requisitos mínimos de desempenho:

- Carga radial: 2060 kg,
- Ciclagem: 600.000 ciclos mínimos,
- Torque: 172 N.m
- Parafuso: M 14 x 1.5,
- Pneu: 205/75 R16 e
- Pressão: 58 psi +/- 3%.

Os aros selecionados para essas avaliações receberam as seguintes identificações:

Roda 1: Aro A6, com a raiz da solda LASER voltada para a superfície externa do aro e

Roda 2: Aro B3, com o topo da solda LASER voltada para a superfície externa do aro.

As duas rodas obtiveram excelentes resultados nos testes de fadiga e seus respectivos desempenhos são apresentados no capítulo 4, item 4.7 (pág. 183), onde também são apresentadas as fotografias dessas rodas com alguns detalhes da região de entrada, região de maior deformação no aro e da região de saída da solda LASER.

3.2.2.7 - Sétima fase de experimento com solda LASER

Após os resultados animadores da fase anterior passou-se a pensar como resolver o problema do “entalhe” na saída do feixe LASER, sem a utilização da solda TIG, e essa solução foi alcançada experimentando um procedimento “criativo” de soldagem.

Esse procedimento “criativo” foi realizado programando a máquina de solda LASER para operar com comprimento linear de soldagem de 639 mm, isso foi possível posicionando-se três blanks, um ao lado do outro, de cada lado da máquina de solda. Como cada blank possui 213 mm de largura, as três peças juntas foram aceitas pelo equipamento, que considerou estar soldando uma única peça, obtendo-se como grande benefício dessa operação a inexistência do “entalhe” no primeiro e segundo blank soldados, sendo essas peças aproveitadas para o 3º e último teste na Borlem. O terceiro blank da sequência foi inutilizado, servindo apenas como peça de sacrifício. Esse procedimento foi repetido até a produção de 20 blanks, com perfeito alinhamento das bordas e soldadas sob os mesmos parâmetros informados na tabela X (pág. 123). A figura 72 mostra o cordão de solda de uma peça posicionada no meio entre as três que foram soldadas, conforme esse novo procedimento de soldagem.



Figura 72 – Aspecto da entrada e saída do feixe LASER, de uma peça posicionada no centro das três que foram soldadas.

As figuras 73 e 74 apresentam detalhes do aspecto na entrada e saída da solda LASER, do blank central (figura 72), ilustrando esse procedimento “criativo” de soldagem.

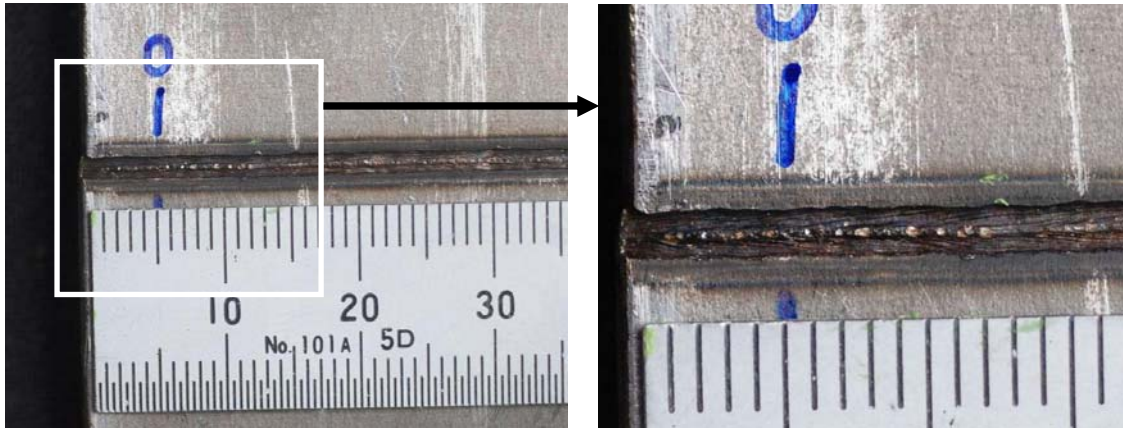


Figura 73 – Visualização do aspecto na entrada da solda do blank central mostrado na figura 72.

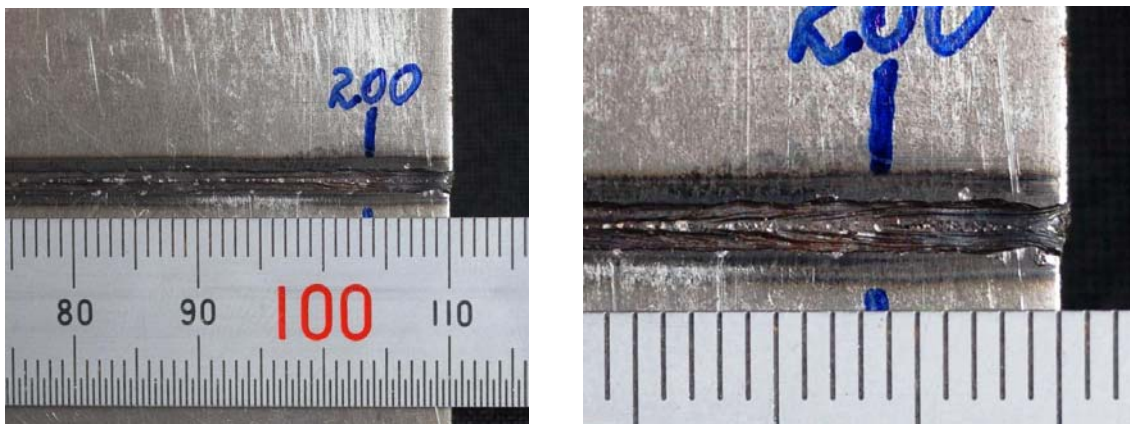


Figura 74 – Visualização do aspecto na saída da solda do blank central mostrado na figura 72.

O desempenho desses blanks, durante a fabricação de aros, será abordado posteriormente e apresentado fotos no capítulo 5 (discussão dos resultados), item 5.2 (solda LASER – pág. 220).

3.2.2.8 - Oitava fase de experimentos (3º teste na Borlem)

Após os procedimentos de soldagem realizado na fase anterior, 16 blanks foram enviados a Borlem e submetidos a testes na linha de fabricação. Os resultados de desempenho desses testes são apresentados no capítulo 4, item 4.8 (pág. 190).

A partir das evidências obtidas nesse último teste, foram realizados ensaios de charpy em “V” na solda LASER, em cordões produzidos sob essa última condição de soldagem, e na solda Butt Welding (BW), permitindo avaliações comparativas de desempenho entre esses dois processos. Foi realizado também análises no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) no cordão de solda LASER, caracterizando a microestrutura do metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF).

Os critérios utilizados no ensaio charpy serão informados a seguir, e os resultados desses ensaios e das análises no MEV são apresentados no capítulo 4, itens 4.8.1 (pág. 190) e 4.8.2 (pág. 197) respectivamente.

3.2.2.8.1 - Critérios utilizados no ensaio charpy “V”

As temperaturas de execução dos ensaios charpy foram:

- 23°C (Temperatura ambiente),
- 0°C,
- - 20°C e
- - 40°C.

Os corpos de provas (cp's) tiveram dimensões de 2,5 x 10 x 55 mm, conforme desenho esquematicamente da figura 75, sendo confeccionado 36 cp's para a solda LASER e 36 para solda BW, utilizando 9 cp's para cada temperatura de ensaios.

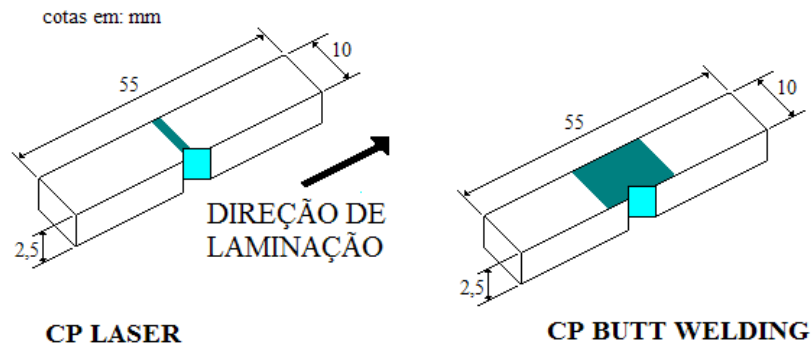


Figura 75 – Cp charpy para solda LASER e Butt Welding:

- a) solda LASER e
- b) solda Butt Welding.

A figura 76 mostra a posição do entalhe charpy em um cp de solda LASER, sendo possível observar, para esse caso, que o posicionamento do entalhe não está perfeitamente centralizado no topo da solda, e na raiz o posicionamento está localizado no início da zona termicamente afetada (ZTA). O motivo dessa ocorrência é devido às variações que acontecem durante a confecção dos cp's, dificultando o posicionamento correto para a usinagem do entalhe em "V". Por essa razão utilizou-se 9 cp's por temperatura de ensaios, e momentos antes da execução dos testes, os cp's foram levemente submetidos a ataque de nital 2% e em seguida fotografados para determinar o local exato do entalhe. Por isso na apresentação dos resultados das soldas LASER, os gráficos indicarão subdivisões com as seguintes informações:

ZTA/ZTA: indicando que o entalhe em "V" está localizado na "ZTA" do topo e da raiz da solda,

C/ZTA: indicando que o entalhe em "V" está localizado no "CENTRO" do topo e na "ZTA" da raiz da solda e

C/C: indicando que o entalhe em "V" está localizado no "CENTRO" do topo e da raiz da solda.

As figuras 77 a 79 exemplificam cada uma dessas situações.

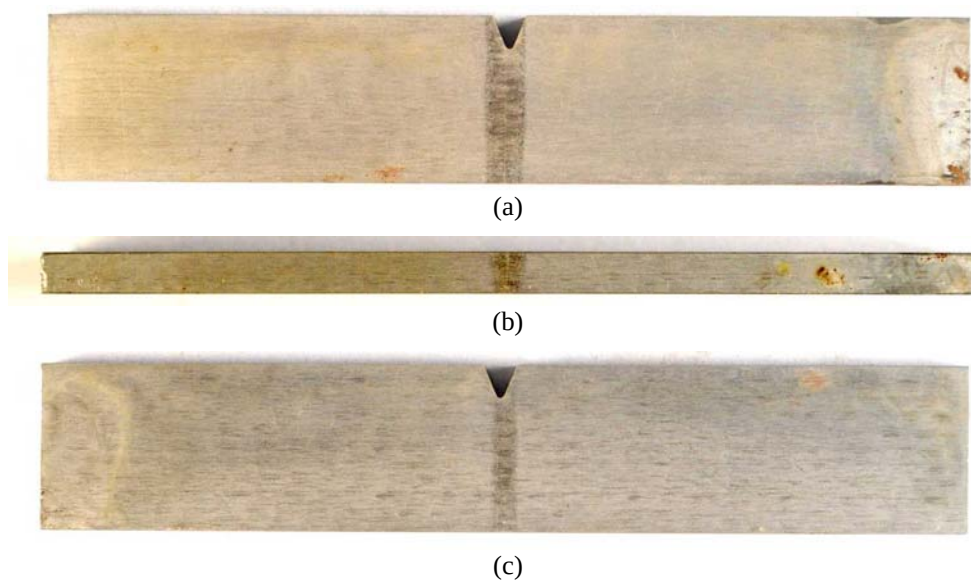


Figura 76 – Exemplo de posição do entalhe charpy em cp.

a) topo da solda LASER,

b) parte oposta do entalhe em “V” e

c) raiz da solda LASER.



Topo.



Raiz.

Figura 77 – Entalhe charpy ZTA/ZTA.



Topo.



Raiz.

Figura 78 – Entalhe charpy C/ZTA.



Topo.



Raiz.

Figura 79 – Entalhe charpy C/C.

4 - RESULTADOS

4.1 - Caracterização de uma junta Butt Welding

A figura 80 mostra a foto de um aro AU5415, fabricado com aço CSN B480, retirado da linha de produção antes da “operação V”. No detalhe ao lado é possível observar as regiões que foram selecionadas para análises metalográficas (A, B, C e D), permitindo portanto avaliar o comportamento do ciclo térmico de soldagem ao longo da largura dessa peça. Foi retirado também mais duas peças antes da “Operação V” para a realização de ensaios de embutimento Erichsen na região de solda e no metal de base.

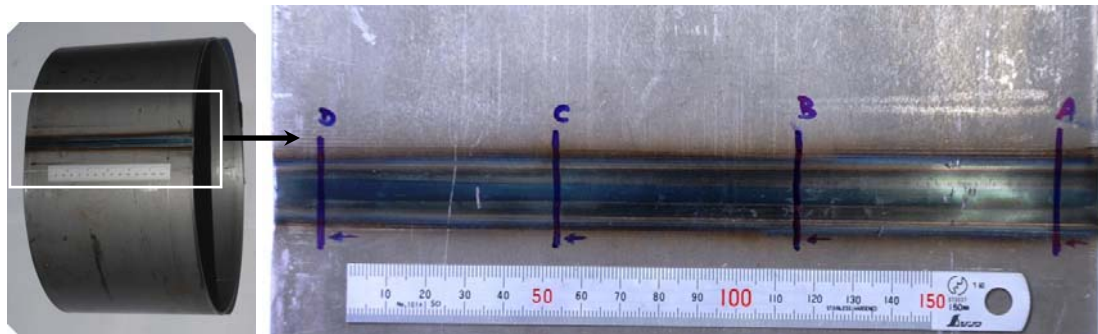


Figura 80 – Aro AU5415 e regiões de avaliações metalográficas.

A figura 81 mostra detalhes da figura anterior, onde é possível observar as regiões de análises metalográficas com as setas indicando o sentido de observação no microscópio ótico (MO). É importante notar nessa figura as marcações impressas pelos mordentes da máquina de solda Butt Welding, indicando o quanto é robusto esse equipamento, que precisa exercer imenso esforço mecânico nas pinças para prender a peça, assegurando assim o desenvolvimento estável do processo de soldagem durante as fases de pré-aquecimento, deslocamento e forjamento das interfaces de solda.

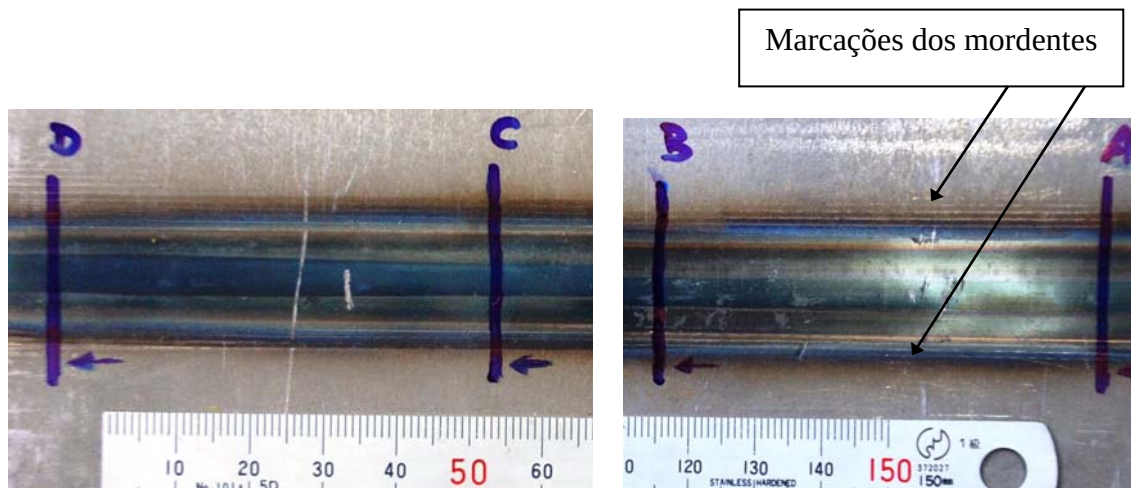
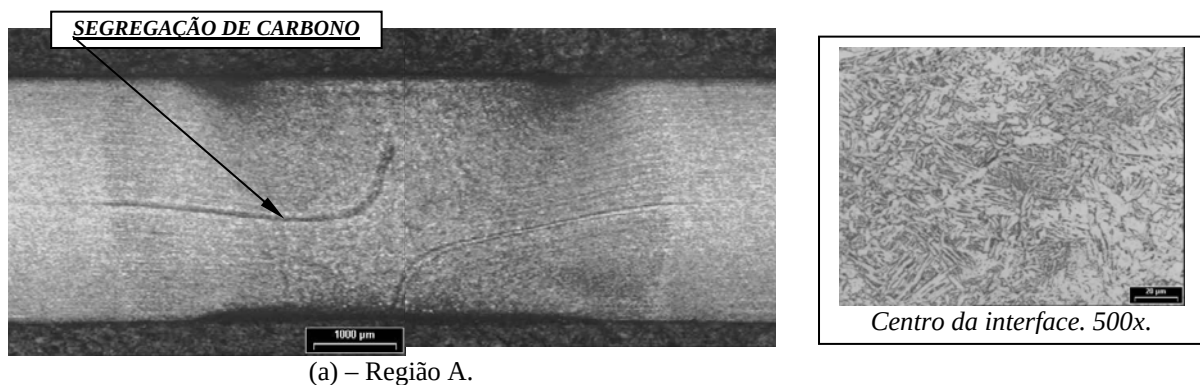


Figura 81 – Regiões de análises metalográficas (A, B, C e D) e as setas indicando o sentido de observação no microscópio ótico (MO).

A figura 82 mostra com baixo aumento, 12,5x, interfaces de solda após ataque químico de nital 2%. O grande objetivo desse resultado é apresentar as variações microestruturais ao longo da largura do aro e documentar a zona termicamente afetada (ZTA) do processo Butt Welding, que atinge uma extensão duas vezes maior que a espessura do metal de base (MB). Para que fosse possível essa visualização, realizou-se uma montagem de duas fotomicrografias com 12,5x de aumento no microscópio ótico, pois com uma foto, não seria possível registrar imagem de toda ZTA, acrescentando parte do metal de base de cada lado interface de solda. No detalhe ao lado é apresentado o aspecto microestrutural no cento da interface e no centro da espessura, com 500x de aumento. A região A, C e D evidenciam no centro da espessura, uma linha escura, que representa uma leve segregação de carbono, que pode comprometer o desempenho da junta, originando um tipo de defeito, conhecido como “trinca em gancho” (hook crack).



(a) – Região A.

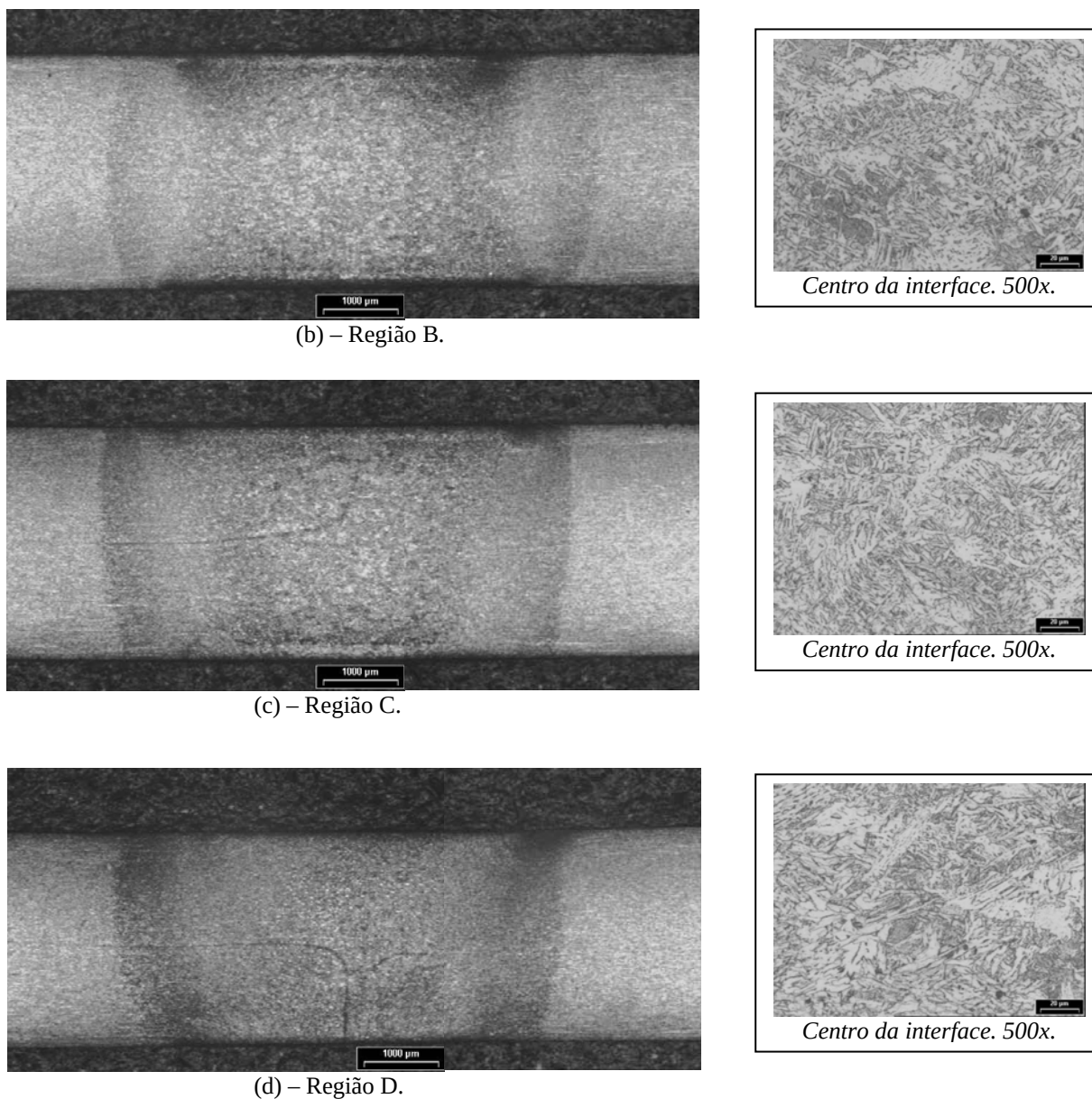


Figura 82 – Metalografias ao longo da largura do aro AU5415.

Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers (0,5 kg) realizados nos corpos de prova metalográficos são apresentados no gráfico 14. Esses ensaios foram executados utilizando como critério, a realização de medidas no sentido horizontal, um pouco acima do centro da espessura, com distância entre medidas de 0,191 mm, e tempo de indentação de 15 segundos, iniciando o ensaio no metal de base, de um lado da interface, atravessando toda região de solda, e finalizando no metal de base do outro lado dessa interface, conforme exemplificado na figura 83.

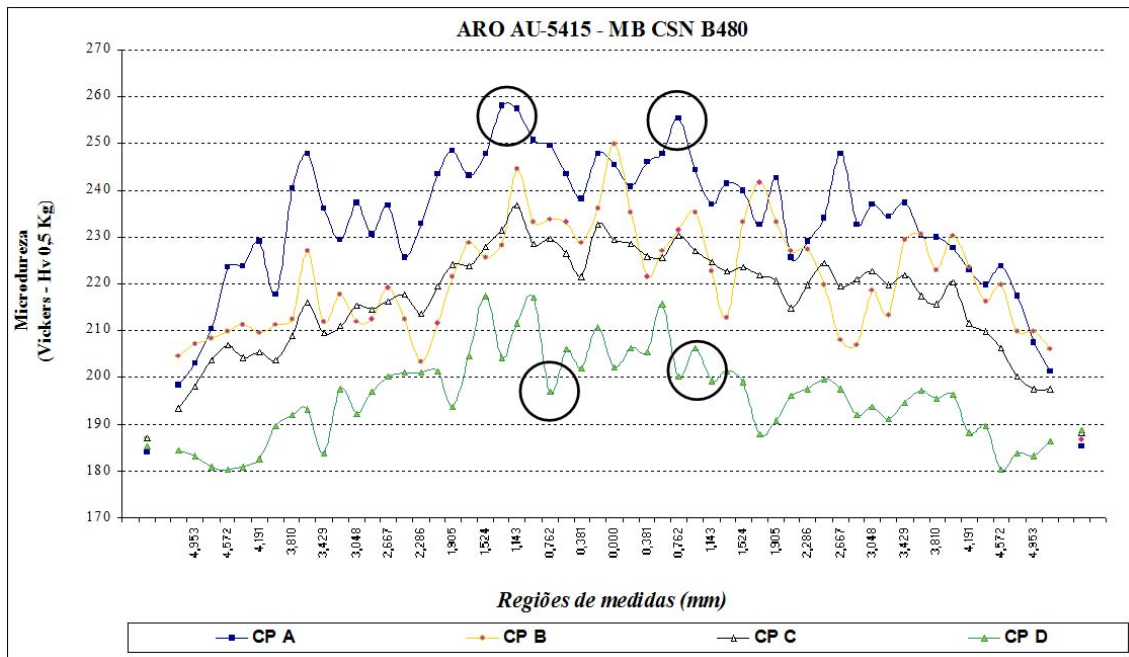


Gráfico 14 – Resultado de microdureza Vickers (0,5 kg).

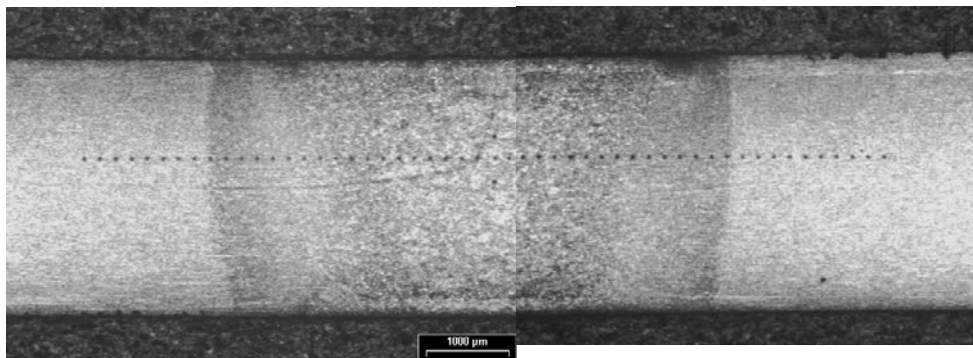
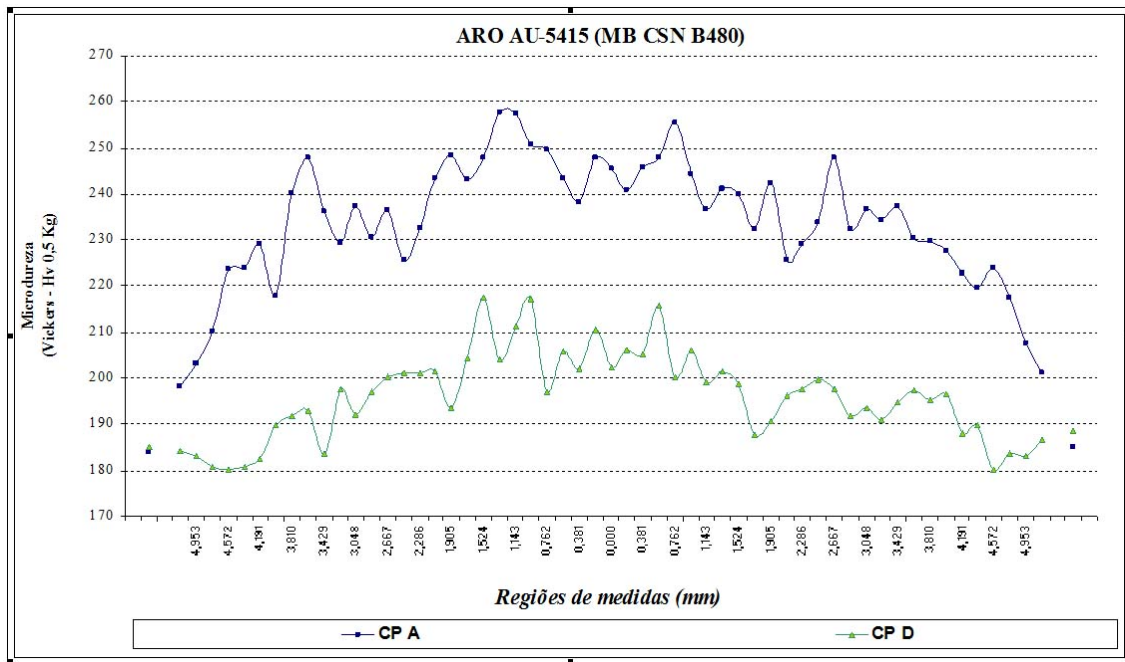


Figura 83 – Critério utilizado no ensaio de microdureza Vickers.

Observando os resultados no gráfico 14, verifica-se variações no perfil de microdureza que podem ser considerados significativos, uma vez que nas regiões adjacentes à interface de solda, há ocorrência de valores entre 195 à 258 Vickers, correspondendo a faixa de dureza Rockwell entre 90 HRb à 24 HRc. Essas variações são mais evidentes quando comparamos os resultados entre os cp's A e D, gráfico 15, que correspondem as extremidades (bordas) do aro, indicando haver variações consideráveis no ciclo térmico de soldagem entre essas regiões.

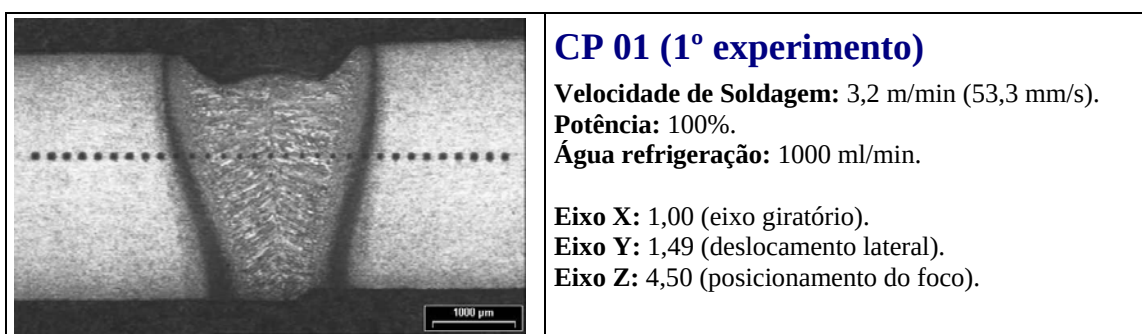


4.1.1 - Comentários

Conforme mencionado anteriormente, esses resultados são a título de exemplificação, e em diversos trabalhos realizados internamente na CSN, como serviço pós venda ao cliente Borlem, foram caracterizadas essas situações. Entretanto como o foco desse trabalho é estudar a solda LASER, e avaliar sua viabilidade de aplicação em aros, os resultados acima serão considerados para efeitos comparativos entre as principais características qualitativas desses processos.

4.2 - Primeira fase de experimentos com solda LASER

Os resultados metalográficos são apresentados na figura 84, juntamente com as informações dos principais parâmetros de soldagem. Essas análises foram registradas com aumento de 12,5x, após ataque de nital 2% e também após execução dos ensaios de microdureza, sendo possível observar as regiões de indentações desses ensaios. O gráfico 17 apresenta os resultados de microdureza Vickers (0,5 kg) de cada corpo de prova avaliado.



(a)

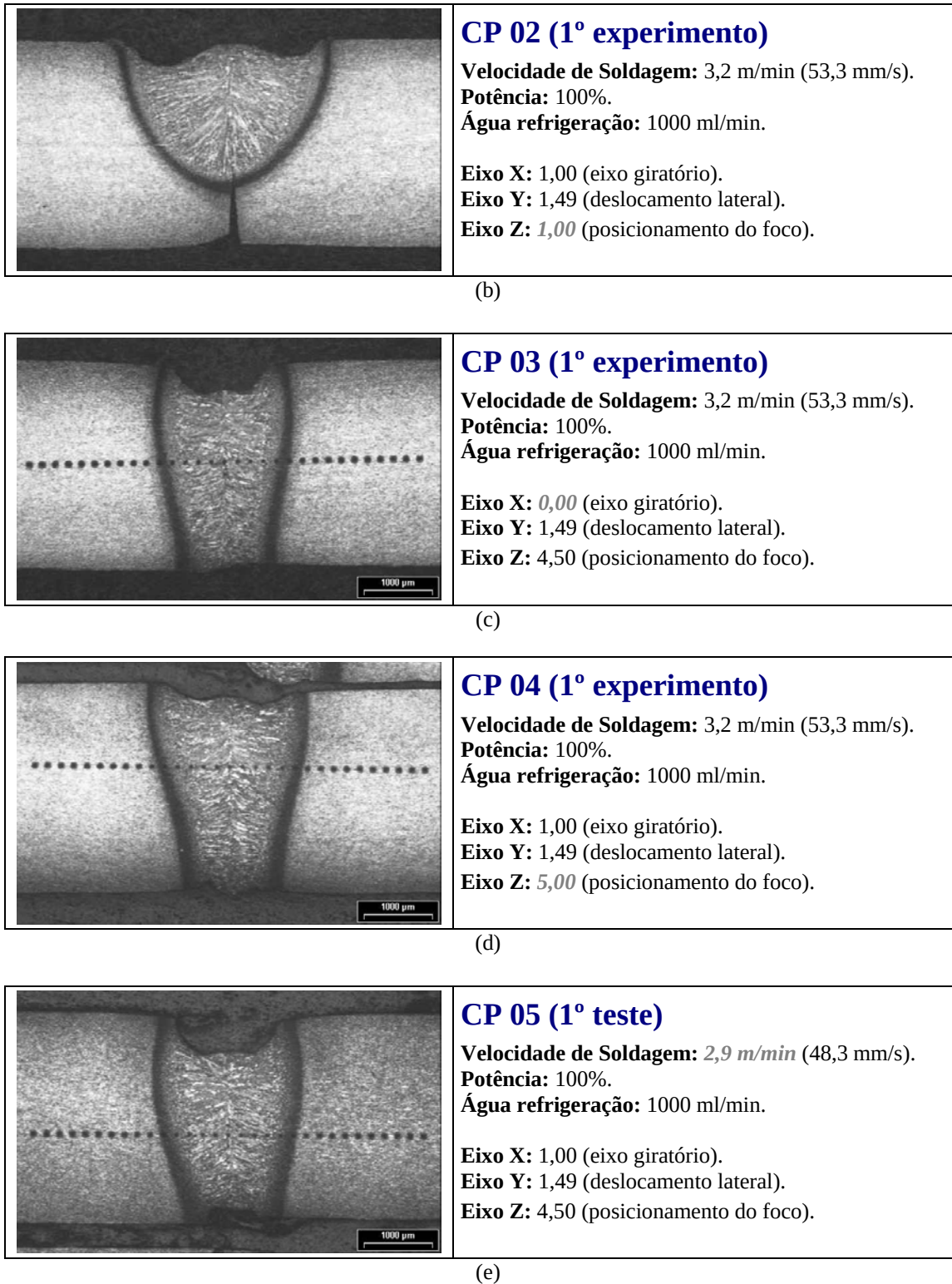


Figura 84 – Resultados metalográficos dos parâmetros de soldagem utilizados no 1º teste com solda LASER.

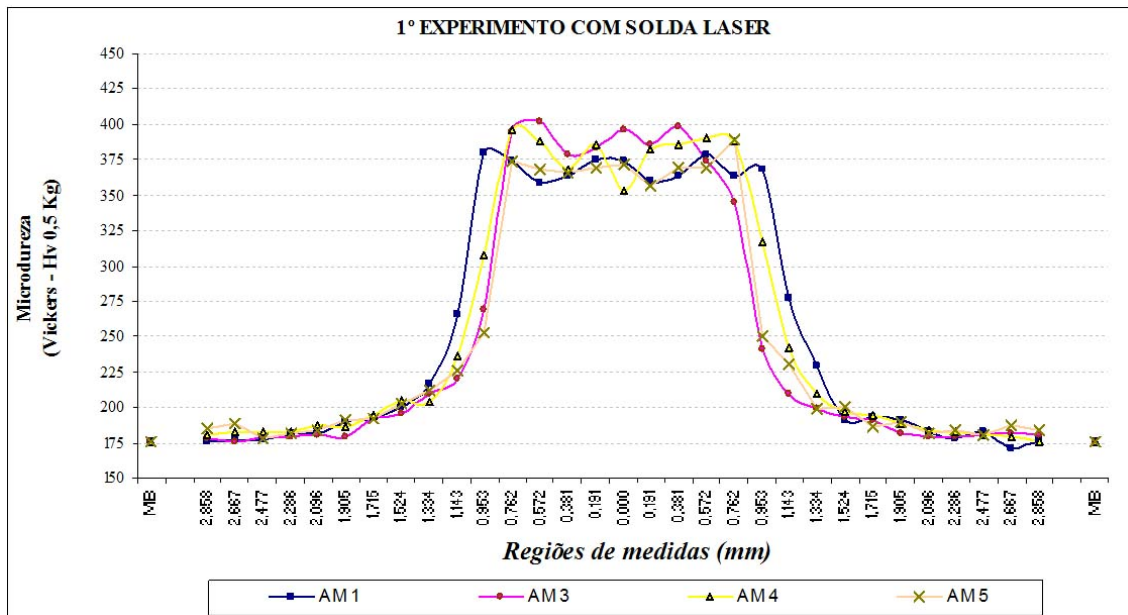


Gráfico 17 – Resultados de microdureza Vickers no 1º teste experimental.

4.2.1 - Comentários

Nesse 1º experimento foi possível observar:

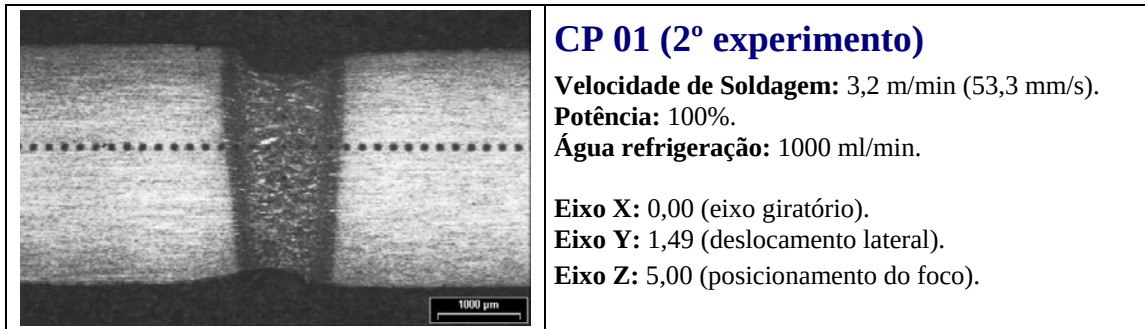
- i) A influência de eixo Z (posição do foco), na penetração do cordão e na concavidade sob o topo da solda. Reduzindo o valor de Z, em ordem de grandeza de 4,50 para 1,00, CP's 01 e 02 respectivamente, houve falta de penetração na raiz. Aumentando esse valor de 4,50 para 5,00, CP's 01 e 04 respectivamente, a concavidade sob o topo da solda praticamente não existe.
- ii) Quanto ao eixo X (inclinação do espelho focalizador), reduzindo seu valor o cordão de solda apresenta menor razão de aspecto (relação largura/profundidade), ou seja, o cordão de solda do CP 03 ficou mais estreito em relação ao CP 01.

- iii) Reduzindo a velocidade de soldagem, observa-se maior concavidade no topo e na raiz da solda, o CP 05 evidencia esse efeito quando comparado ao CP 01.
- iv) Os resultados de microdureza Vickers, evidenciam a menor razão de aspecto entre os CP's 03 e 01 e valores máximo sob cordão entre 360 a 400 Hv para todos os experimentos realizados nessa 1º fase.

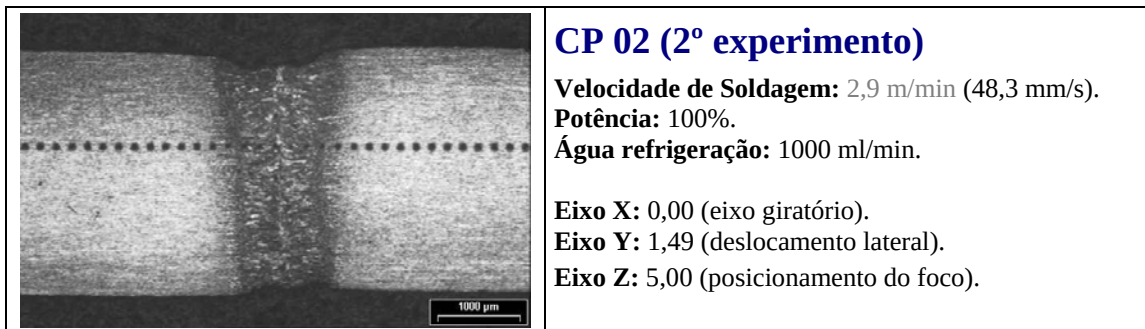
Observação: O CP 02 não foi submetido a ensaio de microdureza Vickers, por ser uma condição de soldagem que não atende a aplicação aro de roda (falta de penetração na raiz).

4.3 - Segunda fase de experimentos com solda LASER

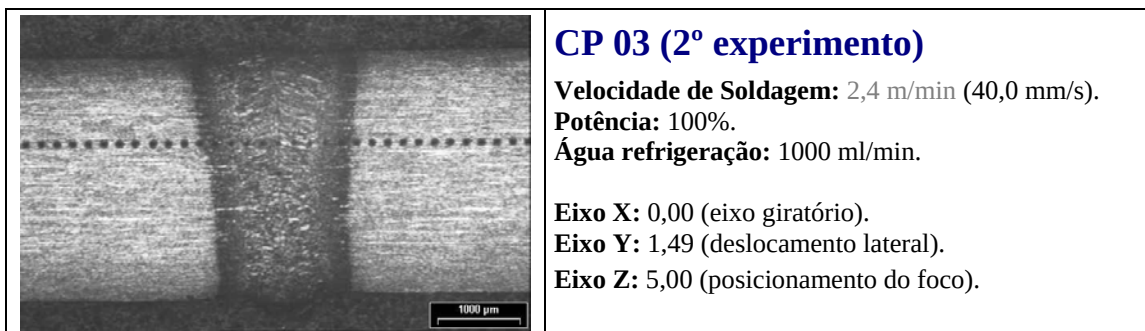
A figura 85 apresenta os resultados metalográficos da 2ª fase de experimentos e seus respectivos parâmetros de soldagem. Essas metalografias referem-se a região central, do percurso de soldagem, ao longo da largura dos blanks. No gráfico 18 é apresentado o perfil de microdureza de todos os cp's, exceto o CP 04, e para melhor visualização do efeito da velocidade de soldagem na largura e na dureza máxima sob o cordão, o gráfico 19 mostra o perfil de microdureza dos CP's 03 e 05 (menor e maior velocidade de soldagem respectivamente), e as figuras 86 à 91 mostram as fotos desses cp's, com maior e menor profundidade de campo, sendo possível observar o aspecto do topo e da raiz da solda, na entra, no meio e na saída do feixe LASER, assim como a largura total dos blanks.



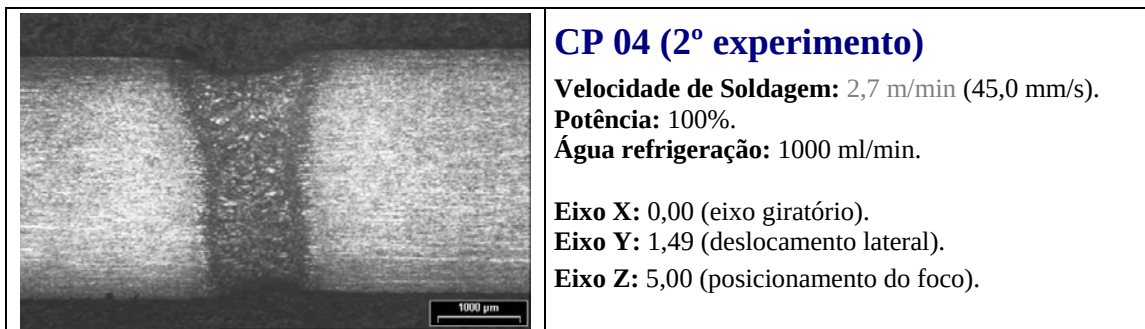
(a)



(b)



(c)



(d)

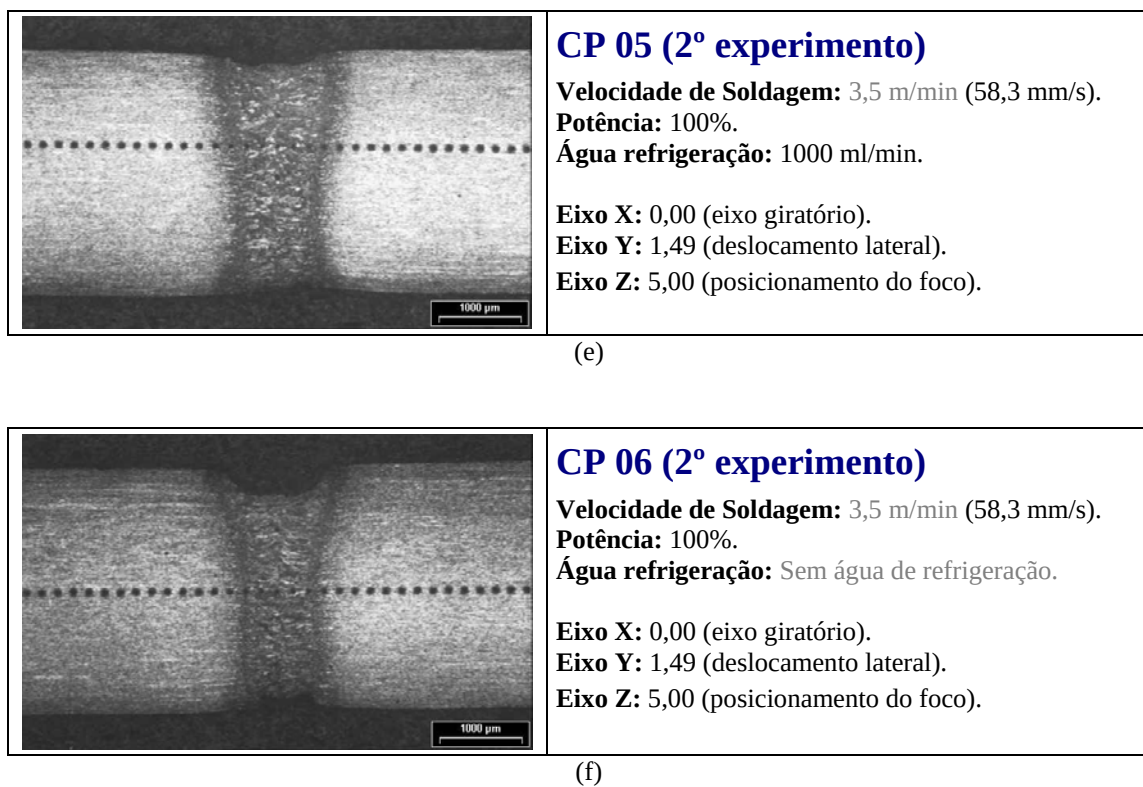


Figura 85 – Resultados metalográficos e parâmetros de soldagem utilizados no 2º experimento com solda LASER.

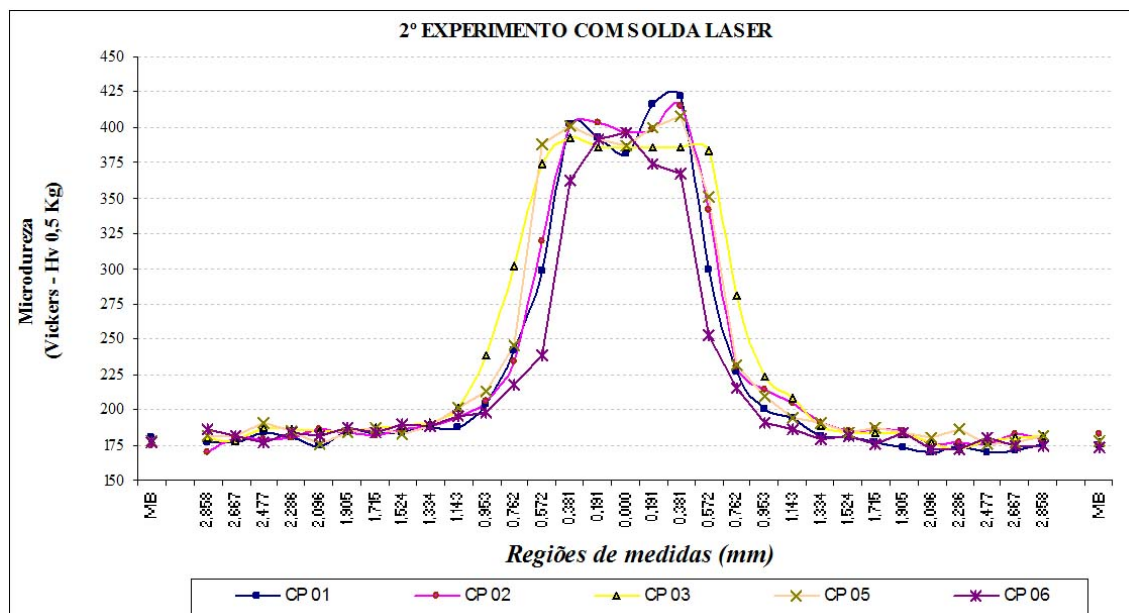


Gráfico 18 – Resultados de microdureza Vickers no 2º experimento.

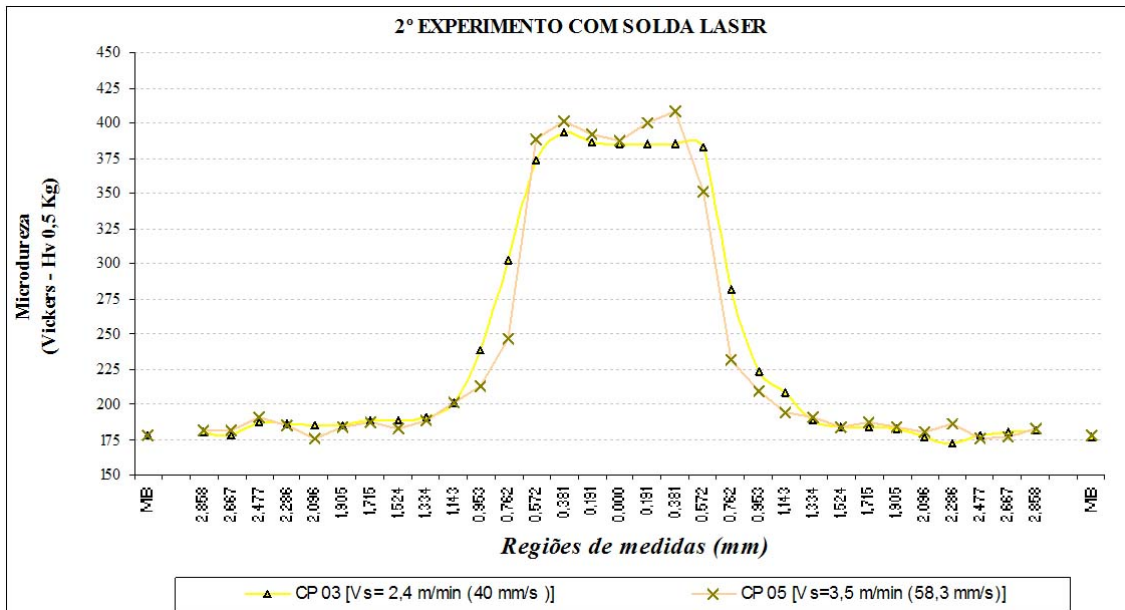


Gráfico 19 – Comparativo entre os CP's 3 e 5 no perfil de microdureza.

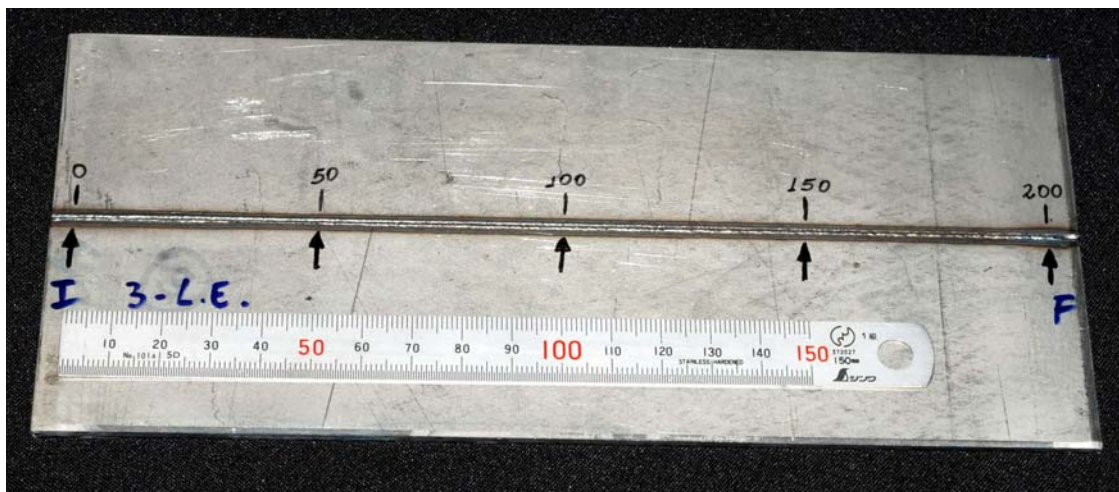


Figura 86 – CP 03 (2º experimento) – Largura do blank e regiões de análises metalográficas.

- a) Os pontos 0, 100 e 200 representam a entrada (A), meio (C) e saída (E) da solda, e onde foram realizadas as fotos para visualização do aspecto do cordão de solda.
- b) O ponto 100 é a região onde foi realizado a análise metalográfica mostrada na figura 85 (c).

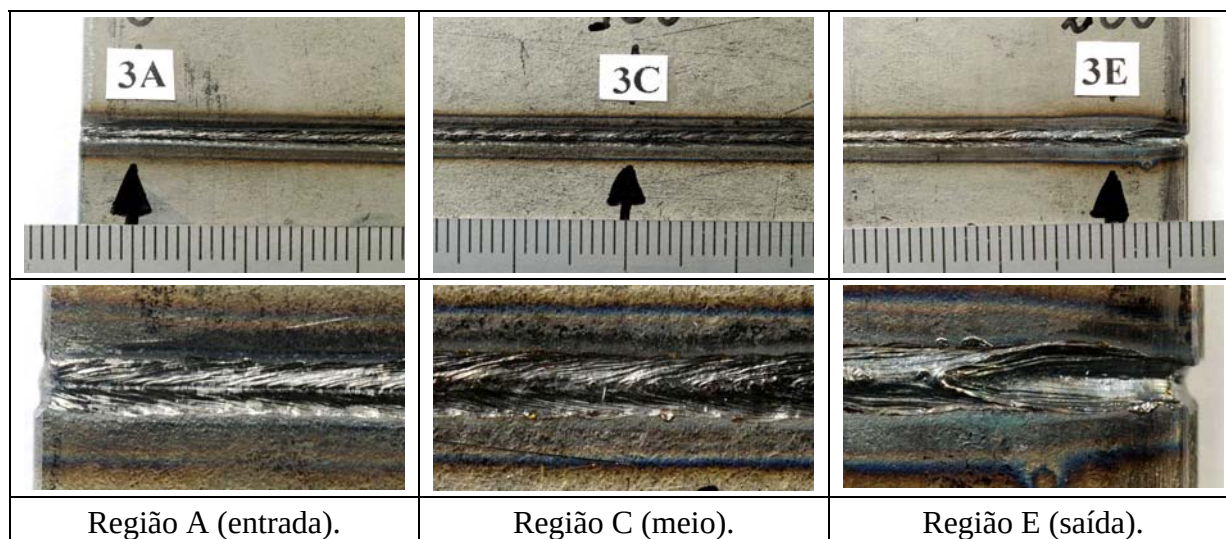


Figura 87 – CP 03 (2º experimento) - Aspecto do topo do cordão de solda.

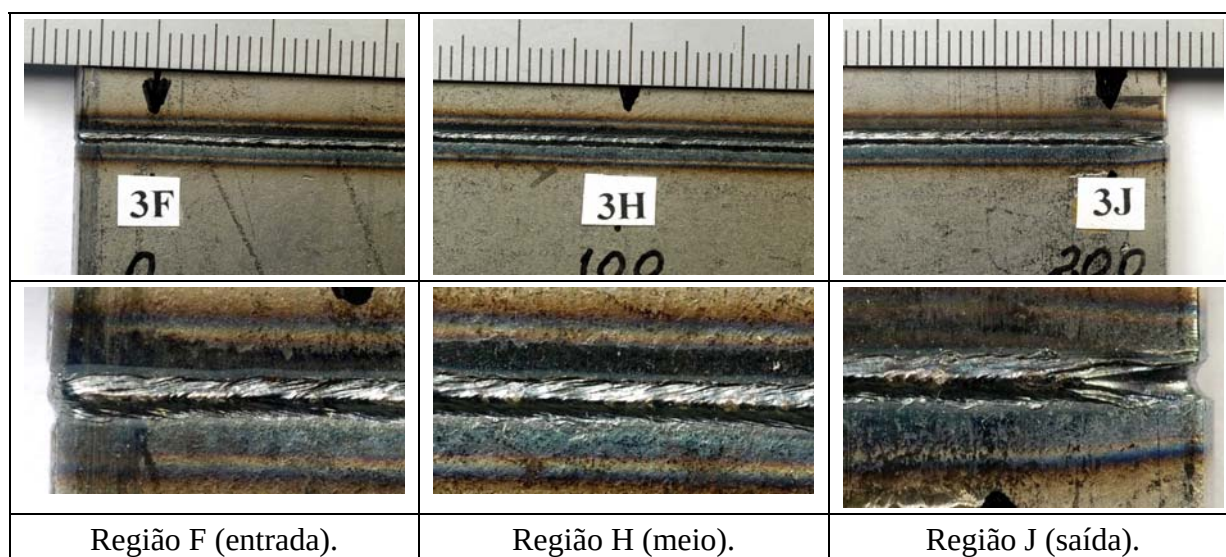


Figura 88 – CP 03 (2º experimento) - Aspecto da raiz do cordão de solda.

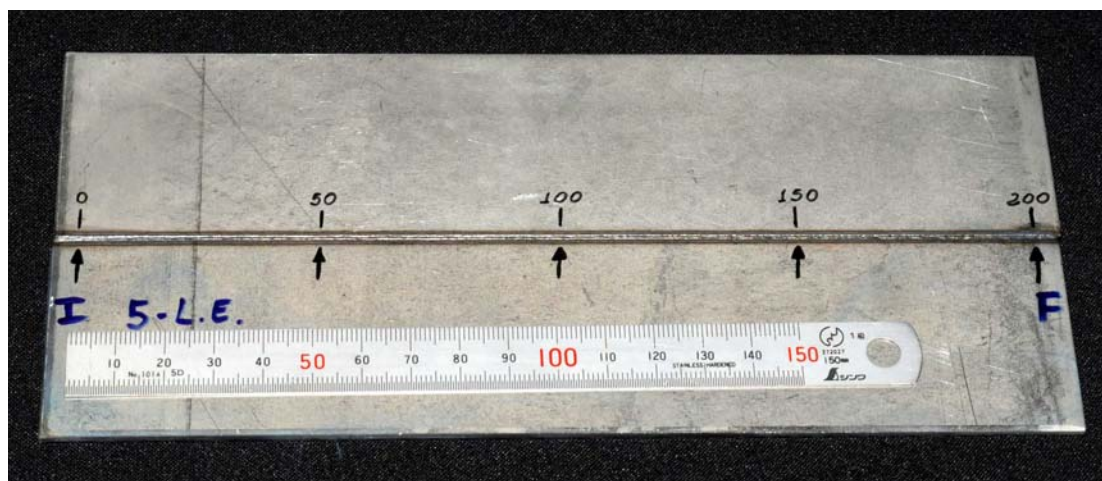


Figura 89 – CP 05 (2º experimento) – Largura do blank e regiões de análises metalográficas.

- Os pontos 0, 100 e 200 representam a entrada (A), meio (C) e saída (E) da solda, e onde foram realizadas as fotos para visualização do aspecto do cordão de solda.
- O ponto 100 é a região onde foi realizada a análise metalográfica mostrada na figura 85 (e).

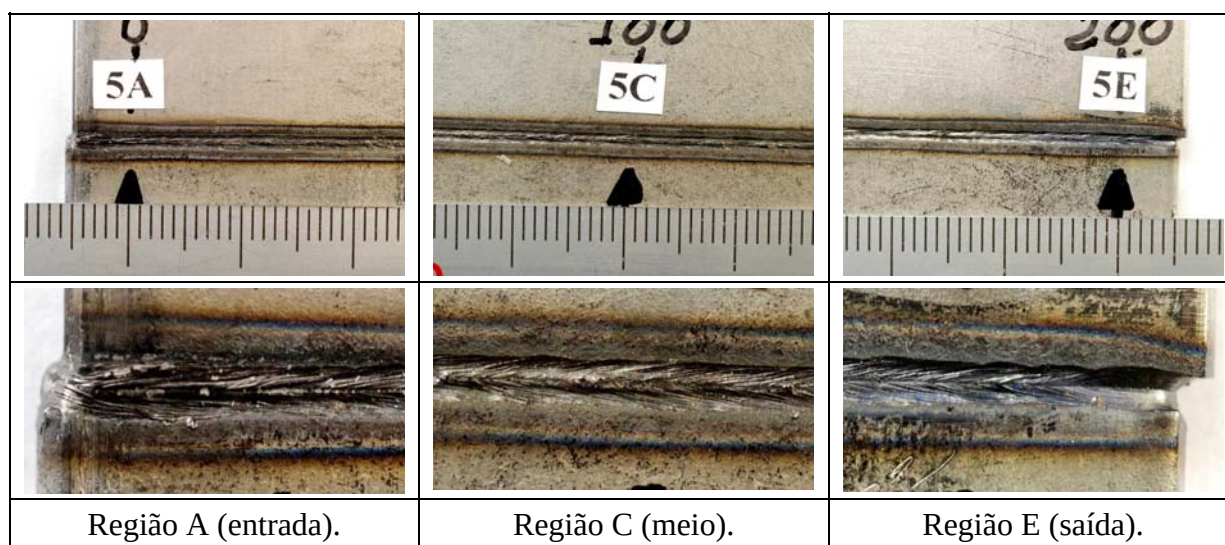


Figura 90 – CP 05 (2º experimento) - Aspecto do topo do cordão de solda.

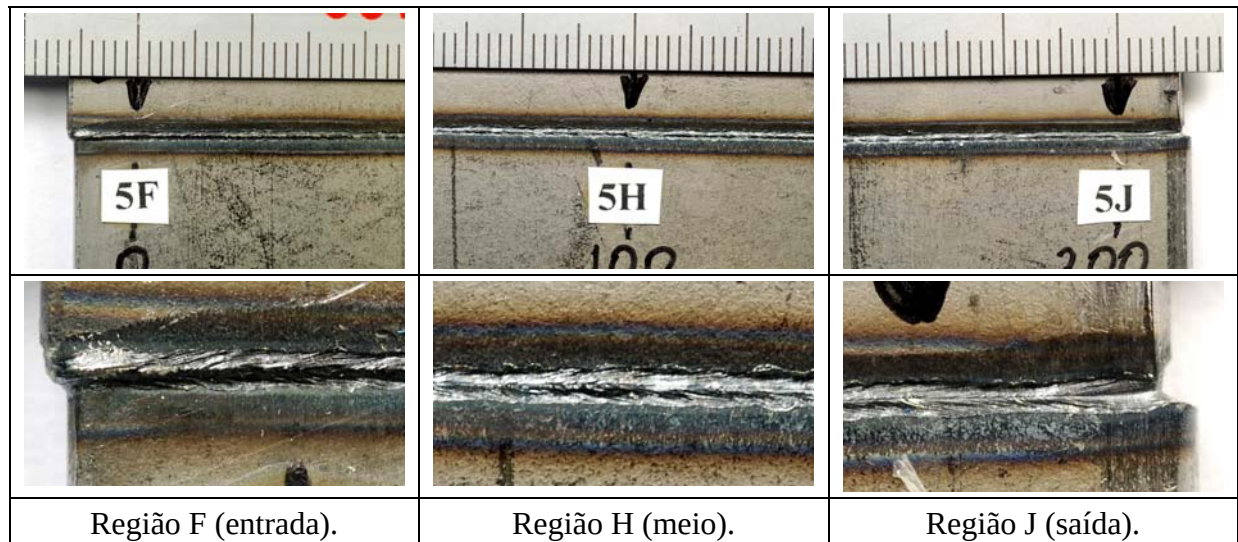


Figura 91 – CP 05 (2º experimento) - Aspecto da raiz do cordão de solda.

4.3.1 - Comentários

Nesse 2º experimento foi possível observar:

- i) A influência da velocidade de soldagem (V_s) na razão de aspecto do cordão de solda, ou seja, uma vez que a velocidade de soldagem influencia diretamente no aporte térmico (H), reduzindo a V_s aumenta-se o H, aumentando a largura da seção transversal da zona funda (ZF). Essa constatação é melhor visualizada nos CP's 03 e 05 (figura 85 “c” e “e”). Para esses casos o aporte térmico foi calculado em 0,200 e 0,137 kJ/mm, CP's 03 e 05 respectivamente, considerando como 1, a eficiência de transmissão de calor do processo LASER.
- ii) No gráfico 19, comparativo do perfil de microdureza entre os CP's 03 e 05, não se observa grande diferença nos valores de dureza máxima sob cordão entre as duas condições de soldagem, indicando para esse caso a pouca influência da variação da V_s utilizada, e consequentemente do aporte térmico, na temperabilidade da ZF, em um material ARBL microligado ao nióbio (Nb).

- iii) Foi possível constatar a presença de um pequeno “entalhe” na saída do feixe LASER em todos os corpos de prova. Essa ocorrência pode ser visualizada no topo da solda, figuras 87 e 90 (região E), e também na raiz da solda, figuras 88 e 91 (região J).

4.4 - Terceira fase de experimentos com solda LASER

As figuras 92 a 103 mostram as fotos dos cp's 07 a 09 (3º experimento) e seus respectivos resultados de metalografia. As fotos com maior e menor profundidade de campo, evidenciam o aspecto do topo e da raiz da solda, na entrada, no meio e na saída do feixe LASER, sendo que nessas análises as fotos com menor profundidade de campo foram realizadas no estéreo microscópio.

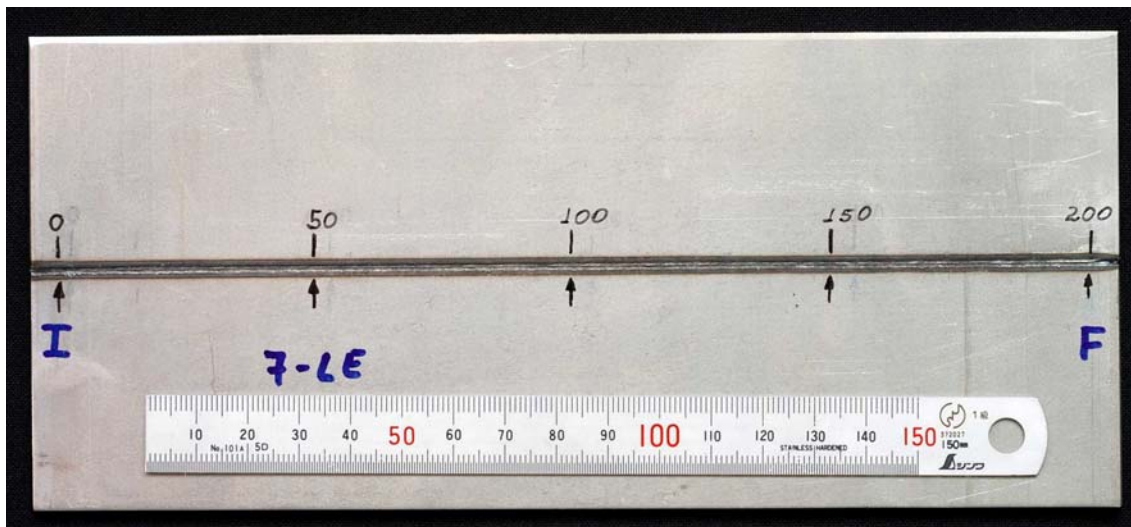


Figura 92 – CP 07 (3º experimento) – Largura do blank e regiões de análises metalográficas e ensaios de embutimento.

- Os pontos 0, 100 e 200 representam a entrada (A), meio (C) e saída (E) da solda, e onde foram realizadas as análises metalográficas.
- Os pontos 50 e 150 são as regiões onde foram realizados os ensaios de embutimento.

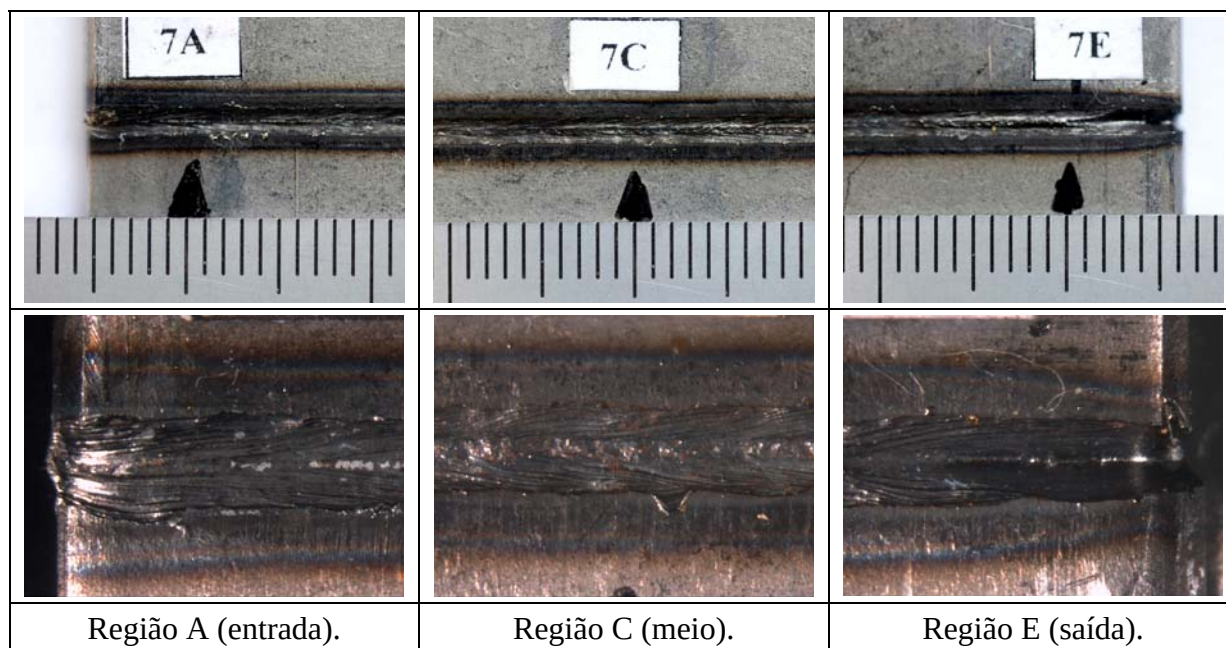


Figura 93 – CP 07 (3º experimento) – Aspecto do topo do cordão de solda.

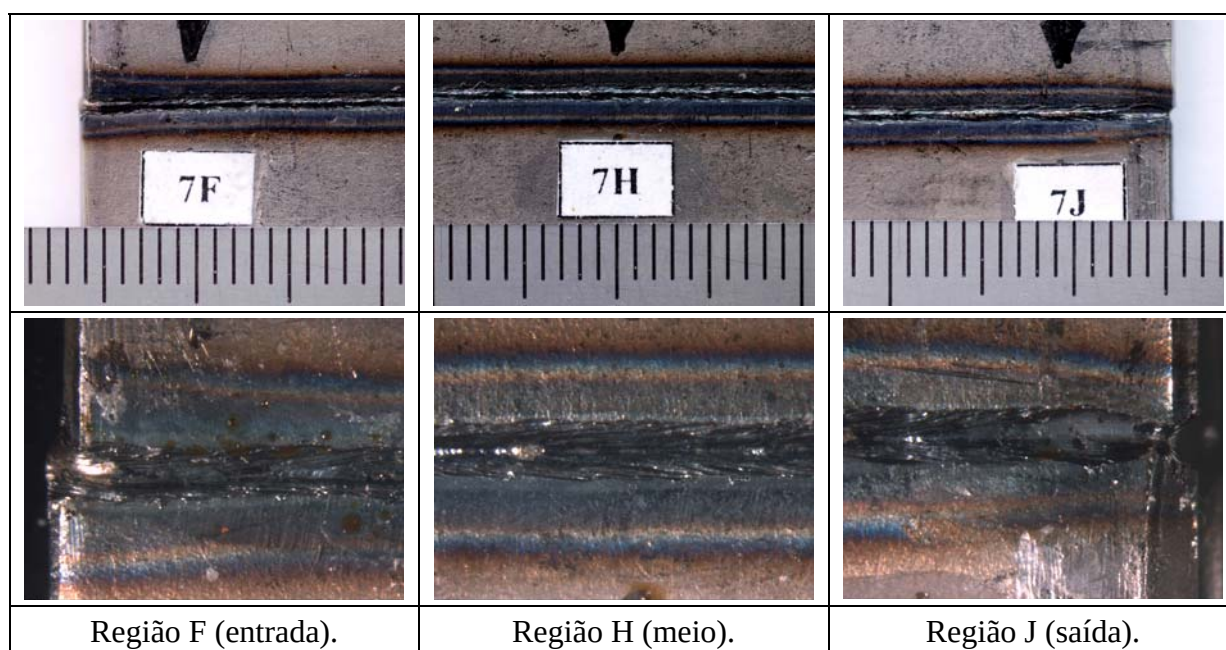
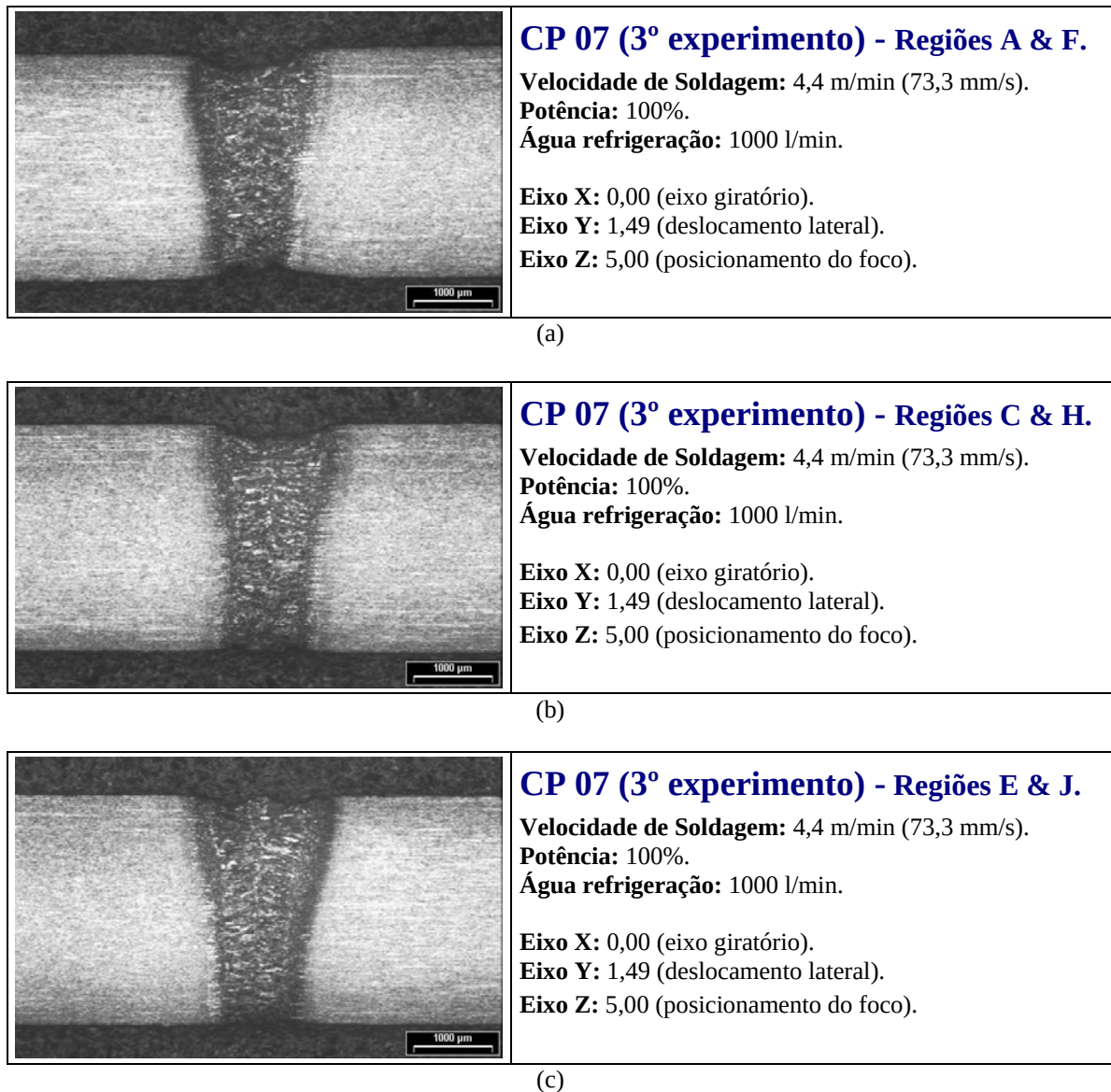


Figura 94 – CP 07 (3º experimento) – aspecto da raiz do cordão de solda.



(a)

(b)

(c)

Figura 95 – Resultados metalográficos e parâmetros de soldagem utilizados no 3º experimento com solda LASER.

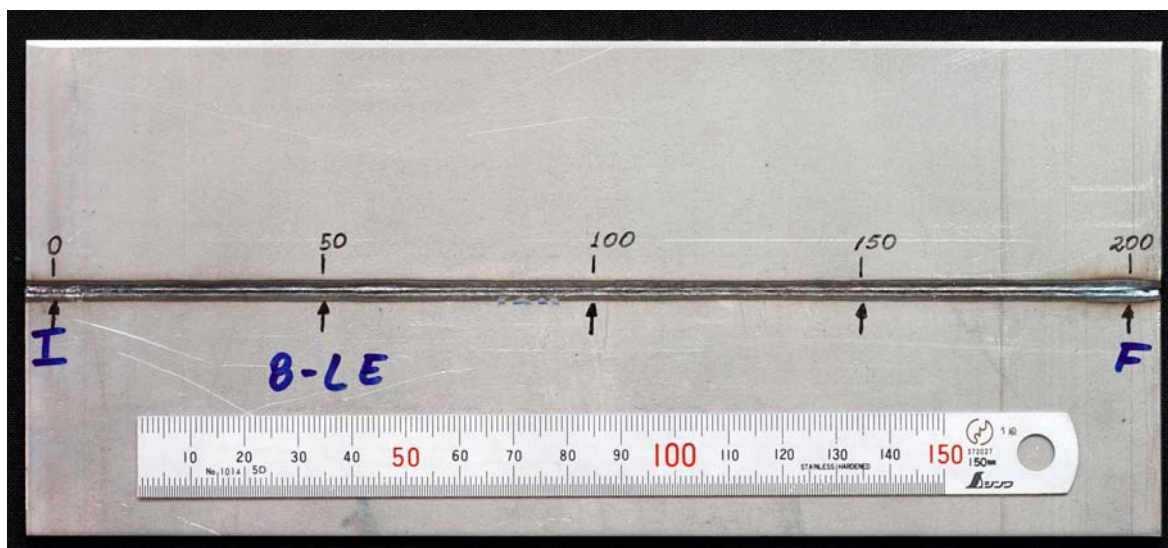


Figura 96 – CP 08 (3º experimento) – Largura do blank e regiões de análises metalográfica e ensaios de embutimento.

- a) Os pontos 0, 100 e 200 representam a entrada (A), meio (C) e saída (E) da solda, e onde foram realizadas as análises metalográficas.
- b) Os pontos 50 e 150 são as regiões onde foram realizados os ensaios de embutimento.

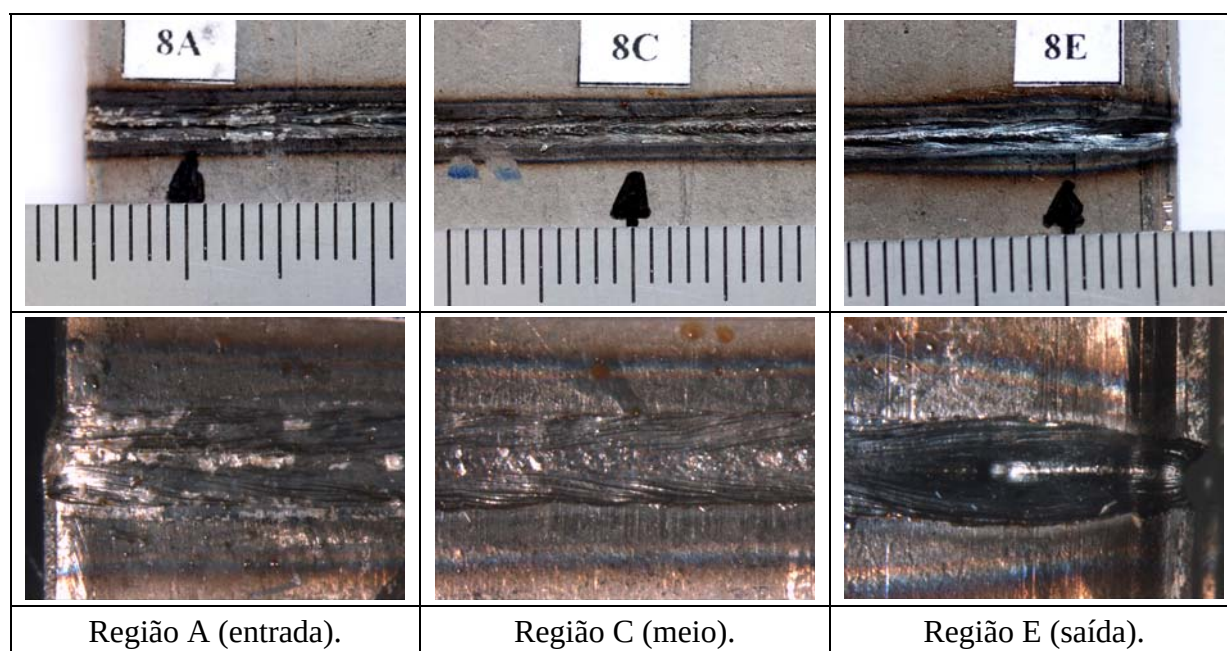


Figura 97 – CP 08 (3º experimento) – Aspecto do topo do cordão de solda.

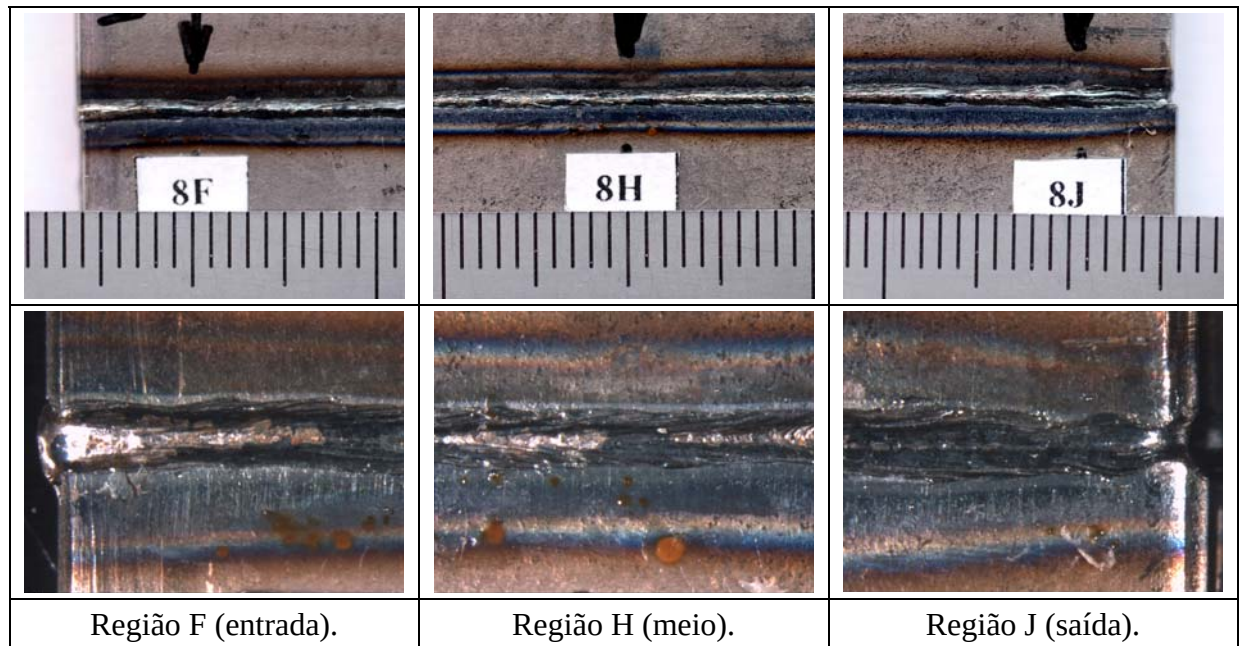
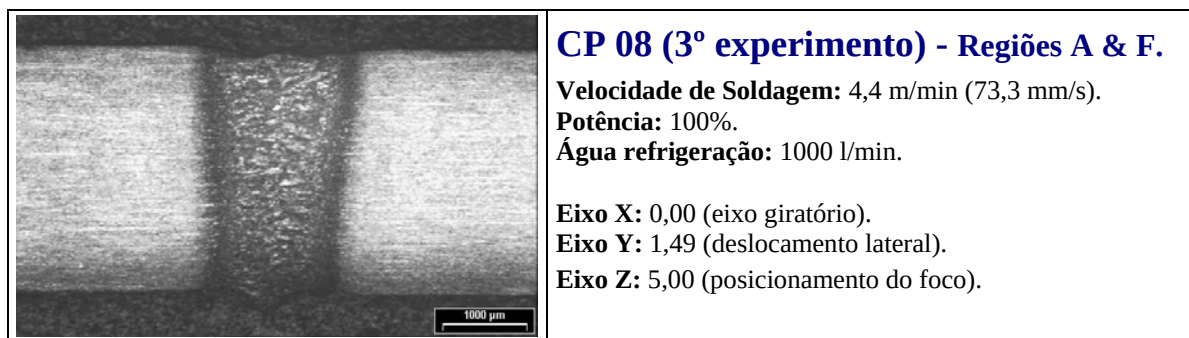
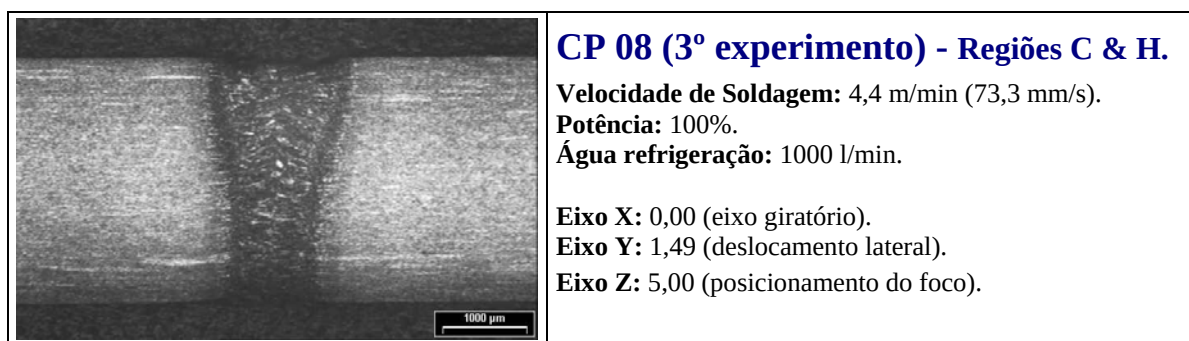


Figura 98 – CP 08 (3º experimento) – Aspecto da Raiz do cordão de solda.



(a)



(b)

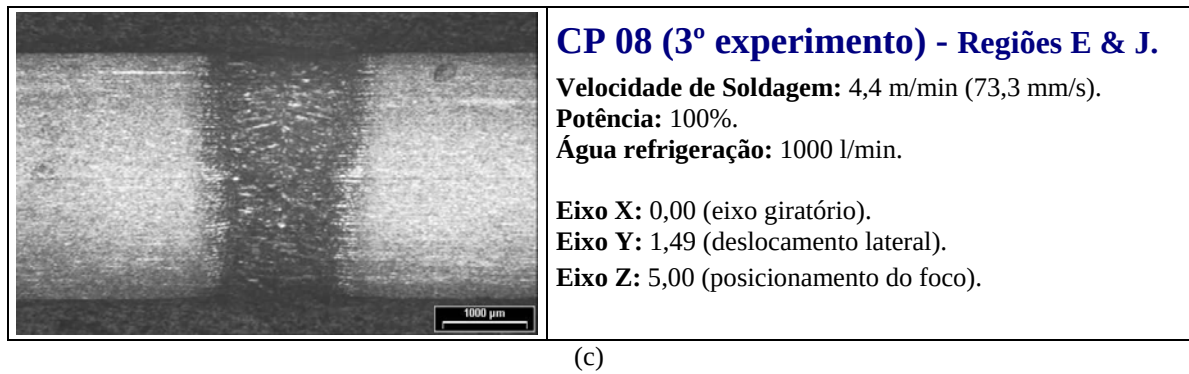


Figura 99 – Resultados metalográficos e parâmetros de soldagem utilizados no 3º experimento com solda LASER.

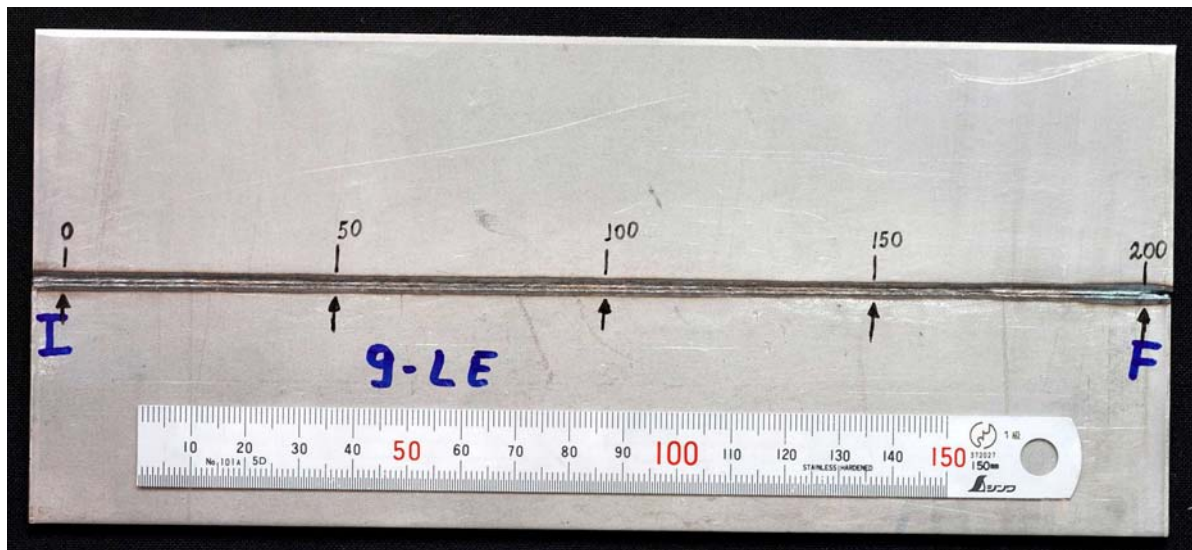
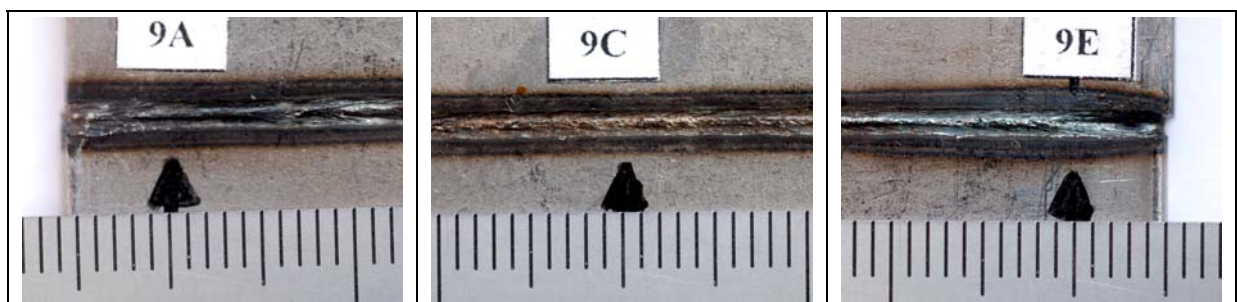


Figura 100 – CP 09 (3º experimento) – Largura do blank e regiões de análises metalográfica e ensaios de embutimento.

- Os pontos 0, 100 e 200 representam a entrada (A), meio (C) e saída (E) da solda, e onde foram realizadas as análises metalográficas.
- Os pontos 50 e 150 são as regiões onde foram realizados os ensaios de embutimento.



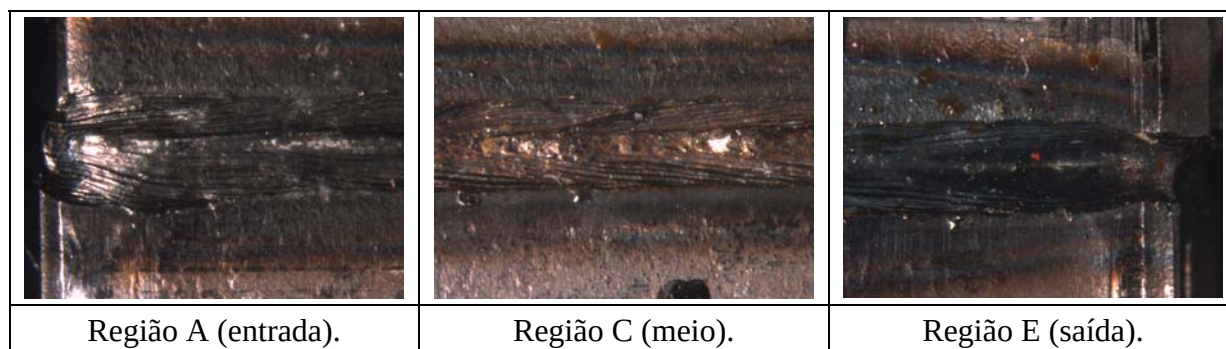


Figura 101 – CP 09 (3º experimento) – Aspecto do topo do cordão de solda.

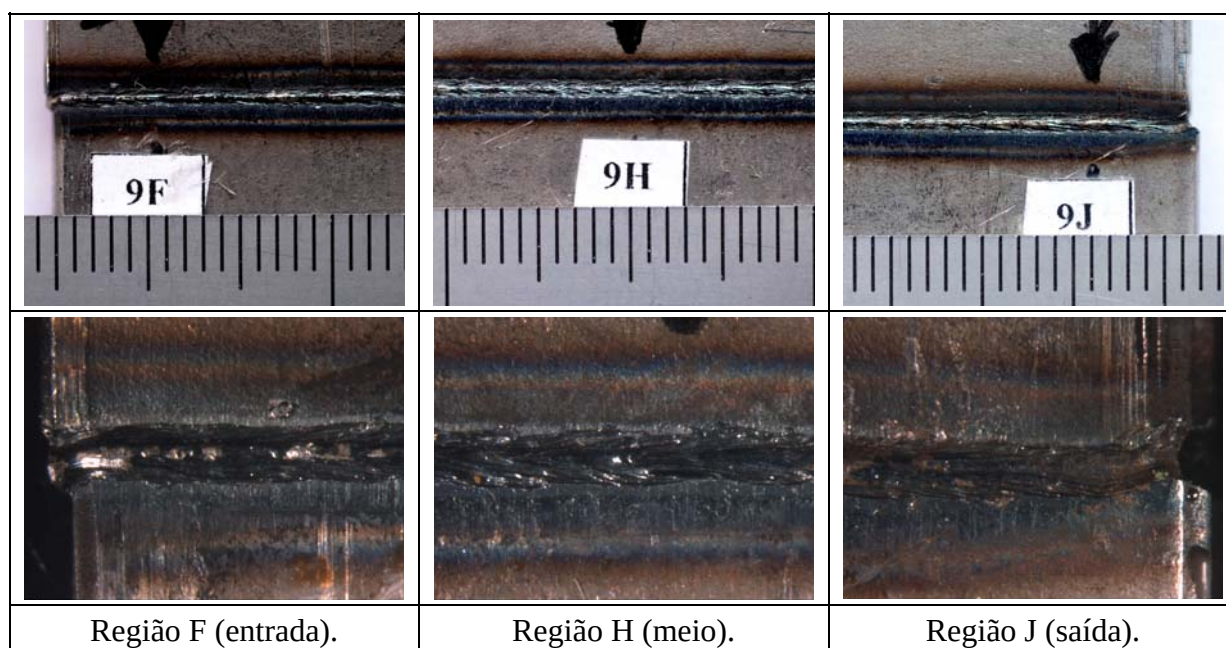
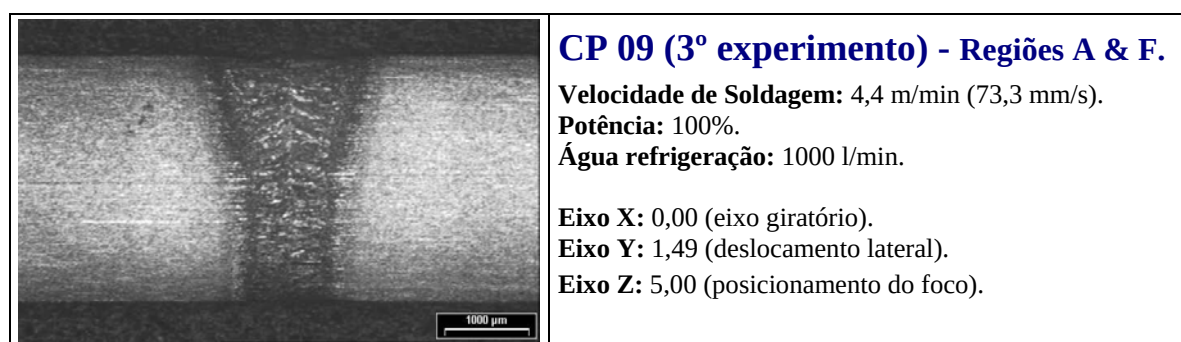


Figura 102 – CP 09 (3º experimento) – Aspecto da raiz do cordão de solda.



(a)

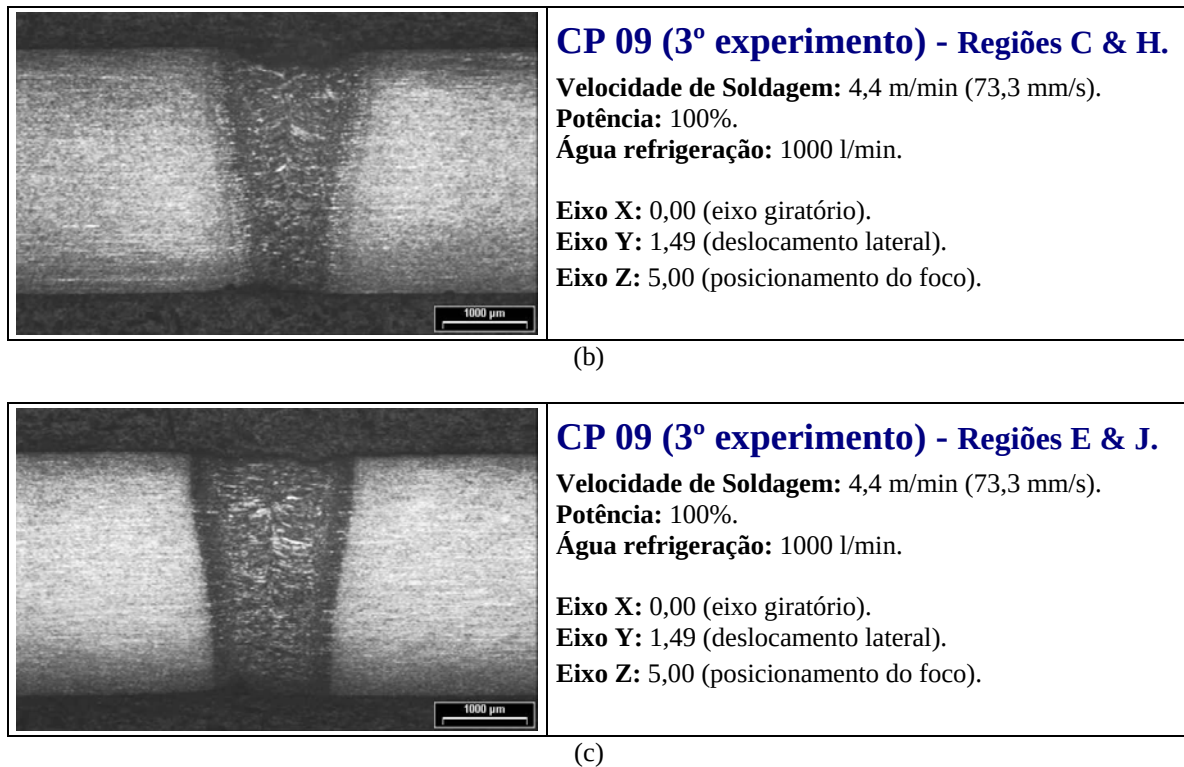


Figura 103 – Resultados metalográficos e parâmetros de soldagem utilizados no 3º experimento com solda LASER.

Com objetivo de registrar resultados de caracterizações mais específicos, o CP 07.1 foi submetido às mesmas avaliações dos cp's 07 a 09, mas nesse caso foram fotografados também as regiões a “¼” e “¾” da entrada do feixe LASER que são mostradas nas figuras 104 a 107, as metalografias na entrada, meio e saída do feixe LASER são apresentadas na figura 108, que nesse caso foram registradas antes do ensaio de microdureza. Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers em cada uma dessas regiões são apresentados no gráfico 20 e o gráfico 21 mostra o perfil médio de microdureza entre a entrada, meio e saída do feixe LASER.

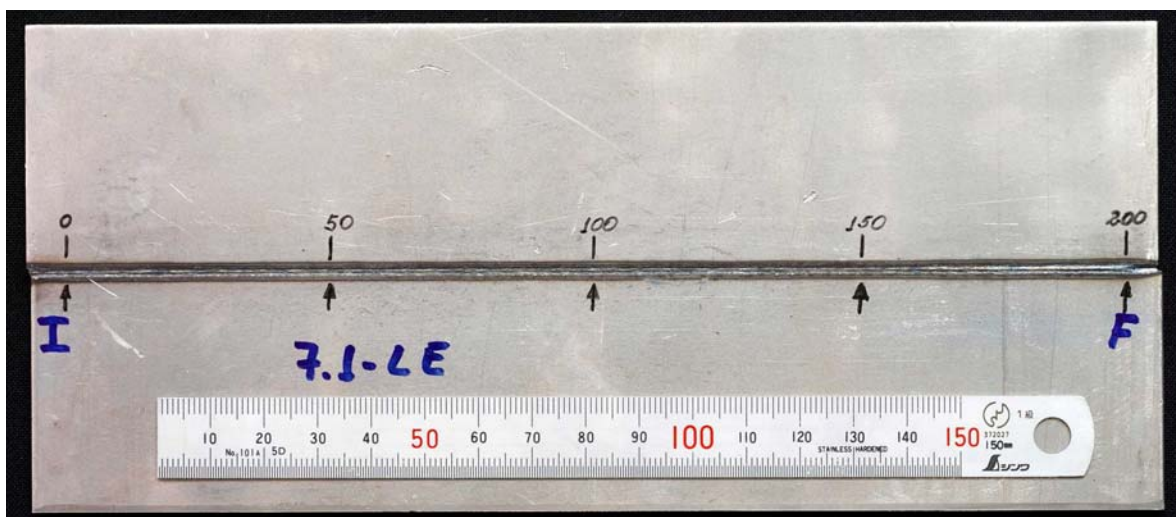


Figura 104 – CP 07.1 (3º experimento) – Largura do blank e regiões de análises metalográficas e ensaios de embutimento.

- a) Os pontos 0, 100 e 200 representam a entrada (A), meio (C) e saída (E) da solda, e onde foram realizadas as análises metalográficas.
- b) Os pontos 50 e 150 são as regiões onde foram realizados os ensaios de embutimento.

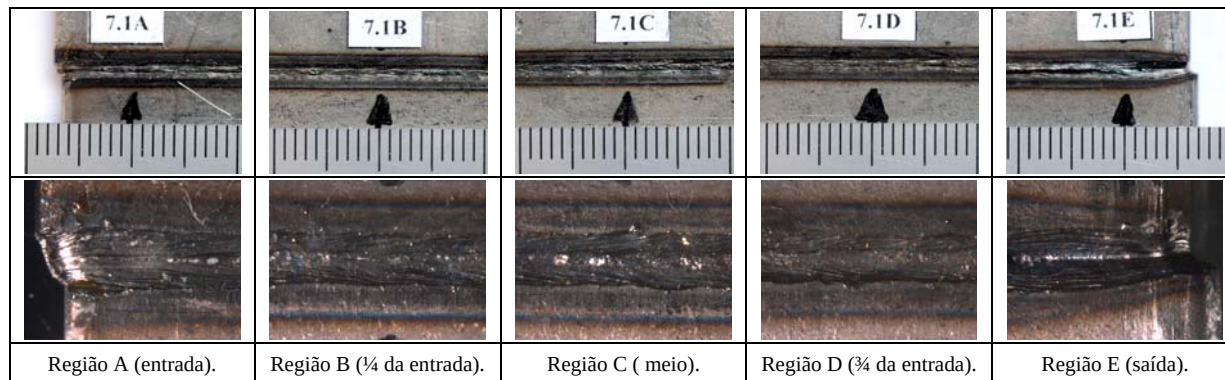


Figura 105 – CP 07.1 (3º experimento) – Aspecto do topo do cordão de solda.

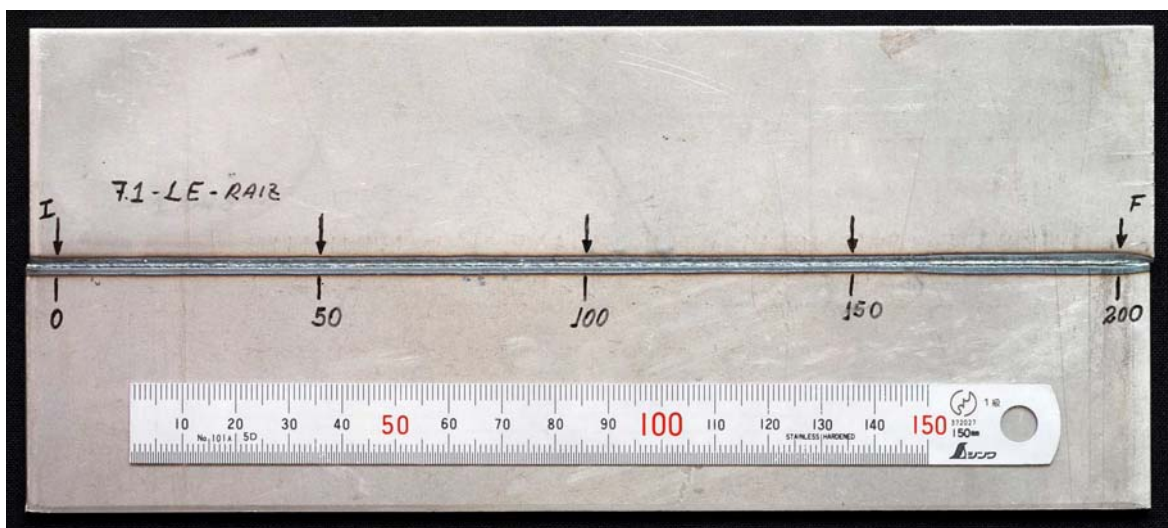


Figura 106 – CP 07.1 (3º experimento) – Largura do blank e regiões de análises metalográficas e ensaios de embutimento.

- Os pontos 0, 100 e 200 representam a entrada (A), meio (C) e saída (E) da solda, e onde foram realizadas as análises metalográficas.
- Os pontos 50 e 150 são as regiões onde foram realizados os ensaios de embutimento.

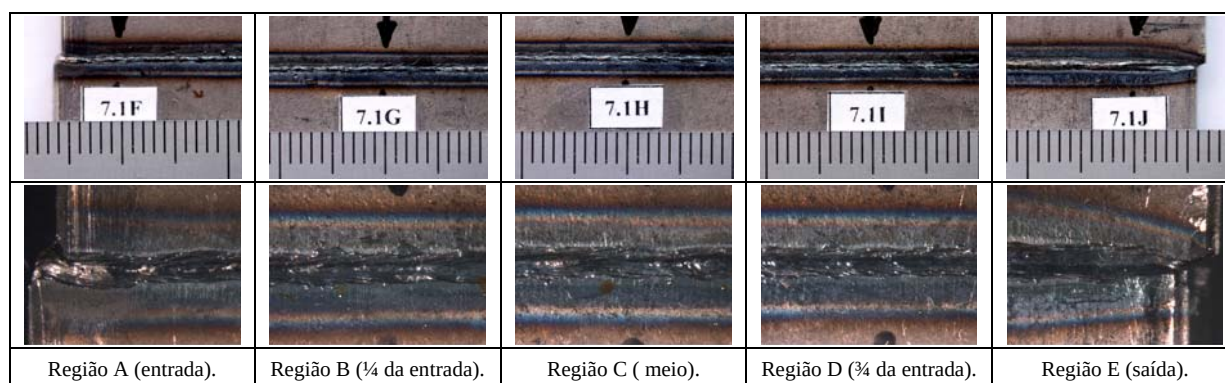
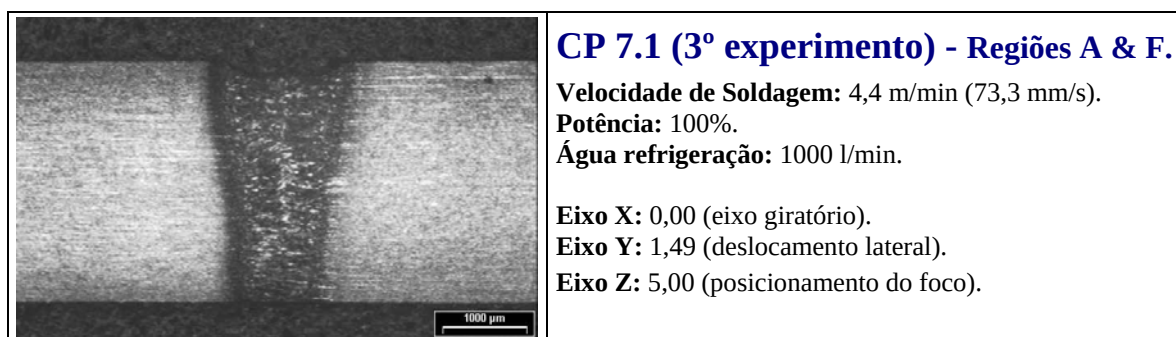


Figura 107 – CP 07.1 (3º experimento) – Aspecto da raiz do cordão de solda.



(a)

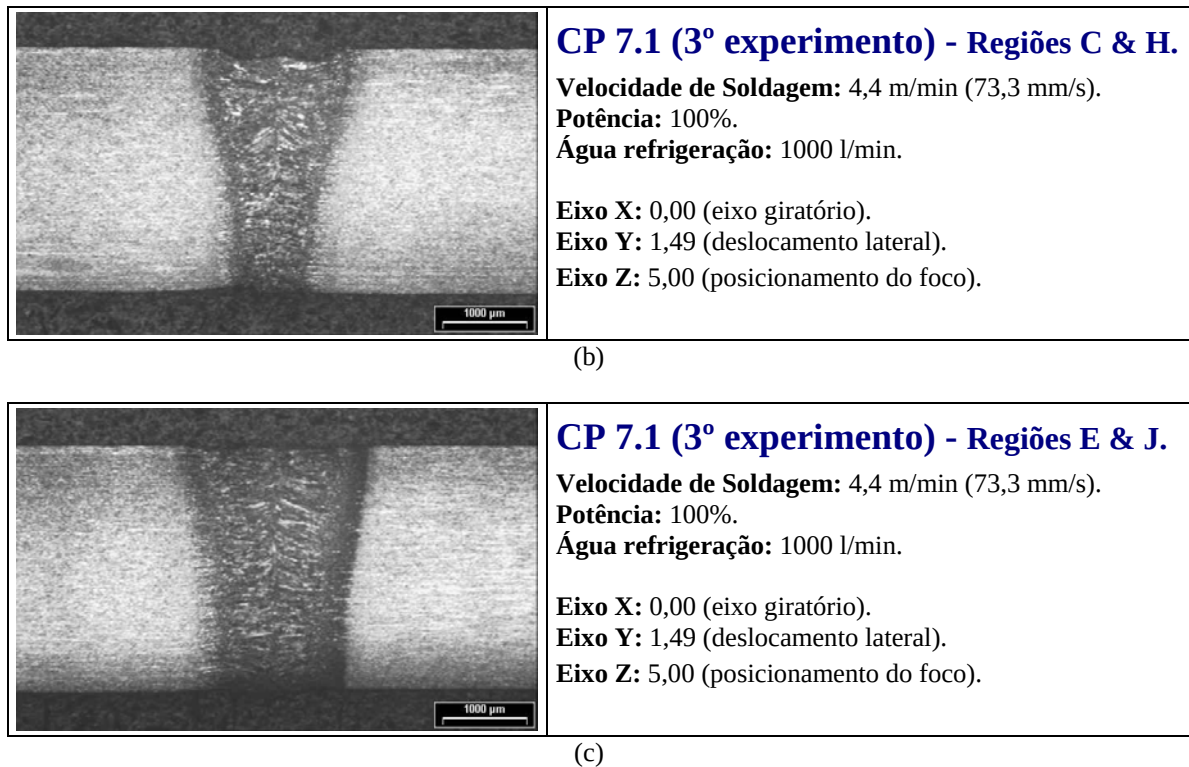


Figura 108 – Resultados metalográficos e parâmetros de soldagem utilizados no 3º experimento com solda LASER.

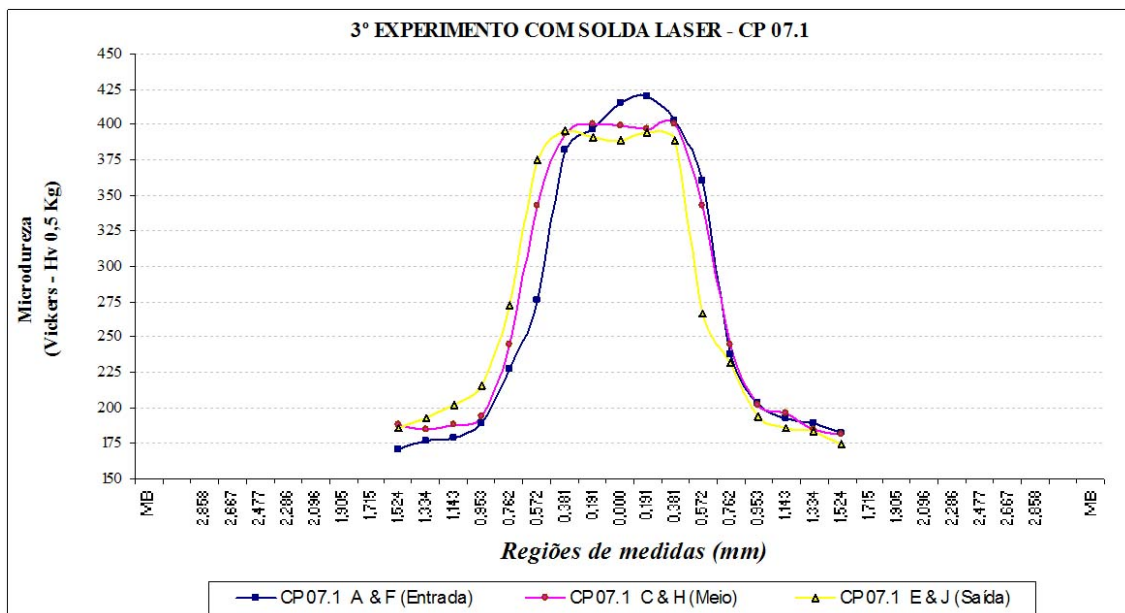


Gráfico 20 – Resultado de microdureza Vickers no 3º experimento.

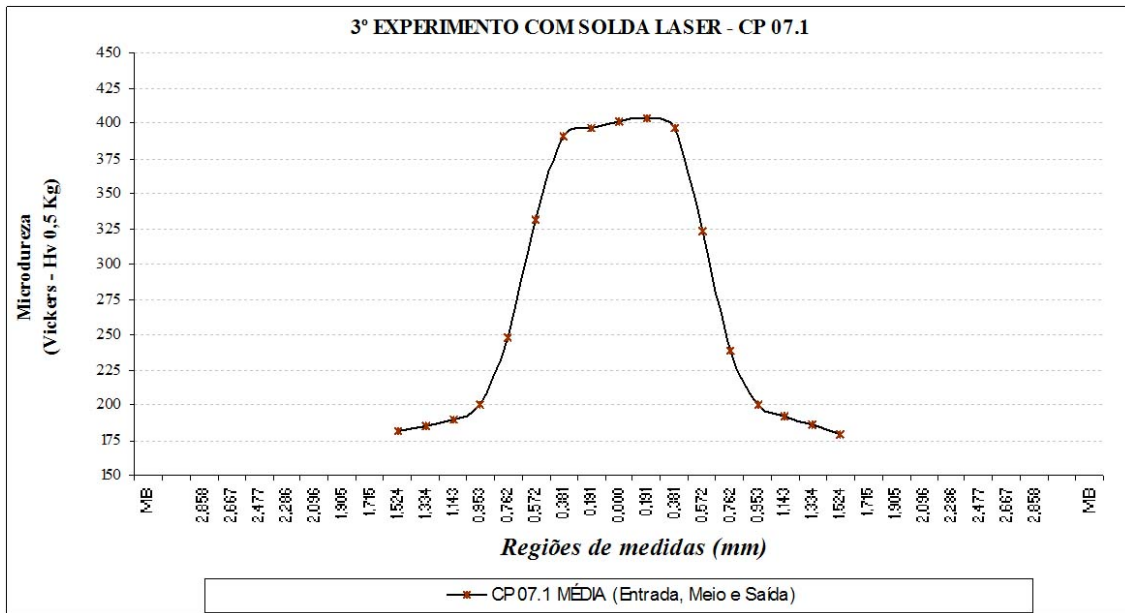


Gráfico 21 – Valores médio de microdureza no CP 07.1.

No ensaio de tração, o objetivo foi avaliar a resistência mecânica da solda, certificando que a mesma não romperia após ensaio, e os resultados mostraram 100% de aproveitamento com os doze cp's rompendo da mesma forma, como mostrado na figura 109, que exemplifica o desempenho do CP 07.3-6 com rompimento no metal de base, esse cp é representativo a todos os outros cp's de tração.

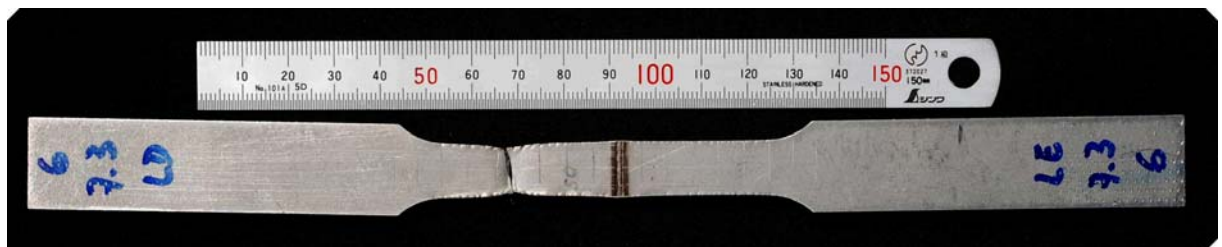


Figura 109 – Resultado aprovado no ensaio de tração.

Os resultados do perfil de corte dos lados direito (LD) e esquerdo (LE) dos blanks, são apresentados nas figuras 110 e 111, após análises no microscópio ótico com aumento de 25x, e polimento das amostras em lixa de 1200 μm , sem ataque químico.

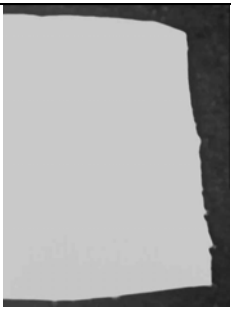
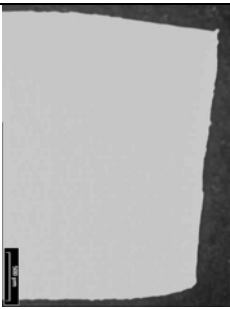
				
Região 0: 7% deformação. 73% cisalha ^{to} . 20% estouro.	Região 50: 6% deformação. 79% cisalha ^{to} . 15% estouro.	Região 100: 5% deformação. 77% cisalha ^{to} . 18% estouro.	Região 150: 4% deformação. 86% cisalha ^{to} . 10% estouro.	Região 200: 5% deformação. 73% cisalha ^{to} . 22% estouro.

Figura 110 – Perfil de corte Lado Esquerdo (LE) – CP 07.4 (3º experimento).

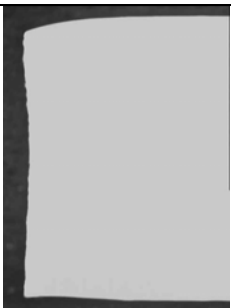
				
Região 0: 3% deformação. 97% cisalha ^{to} . 0% estouro.	Região 50: 5% deformação. 95% cisalha ^{to} . 0% estouro.	Região 100: 5% deformação. 95% cisalha ^{to} . 0% estouro.	Região 150: 3% deformação. 97% cisalha ^{to} . 0% estouro.	Região 200: 3% deformação. 97% cisalha ^{to} . 0% estouro.

Figura 111 – Perfil de corte Lado Direito (LD) – CP 07.4 (3º experimento).

O gráfico 22 mostra o resultado dos ensaios de embutimento nos cp's 07, 07.1, 08 e 09, que foram realizados no topo e na raiz da solda. O embutimento no topo foi executado na região "B", a 50 mm da entrada do feixe LASER e na raiz foi realizado na região "I", a 150 mm da entrada do feixe. Observa-se no gráfico 20 que a profundidade de penetração das soldas LASER é de aproximadamente 55% em relação ao desempenho do metal de base, porém em todos os cp's o rompimento ocorreu no sentido transversal à direção de soldagem. As figuras 112 à 115 mostram o aspecto do rompimento no topo e raiz de todas as amostras.

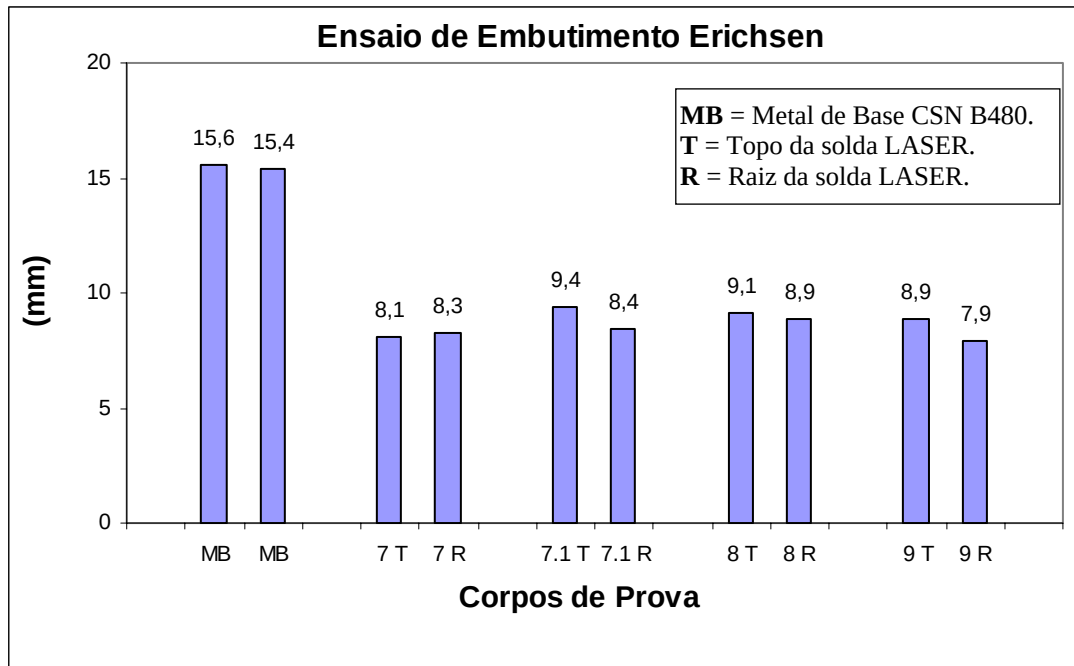


Gráfico 22 – Resultado de Embutimento.

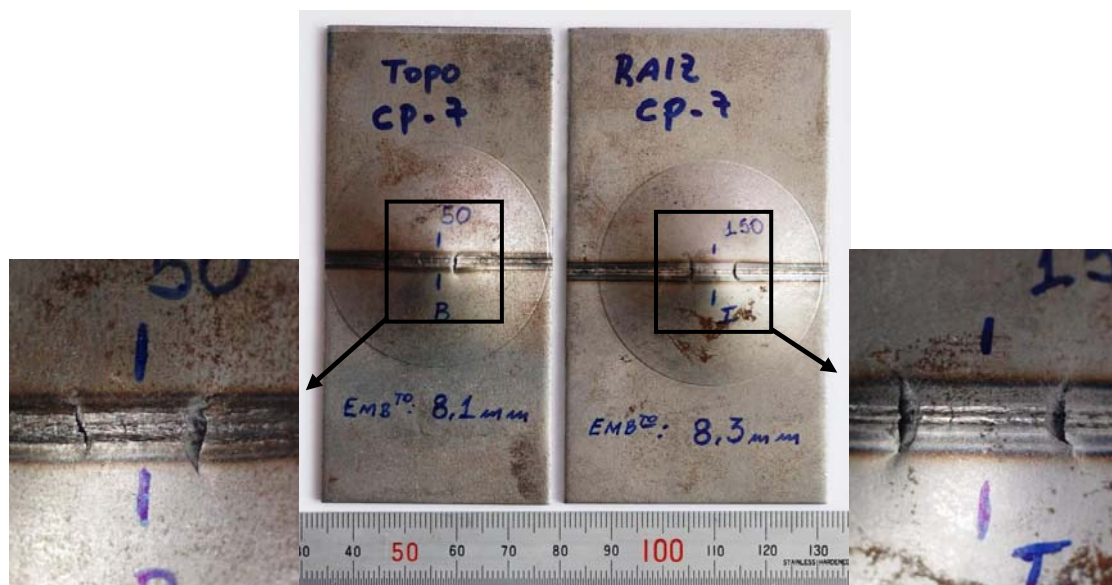


Figura 112 – Resultados de embutimento no CP 07 (3º experimento).

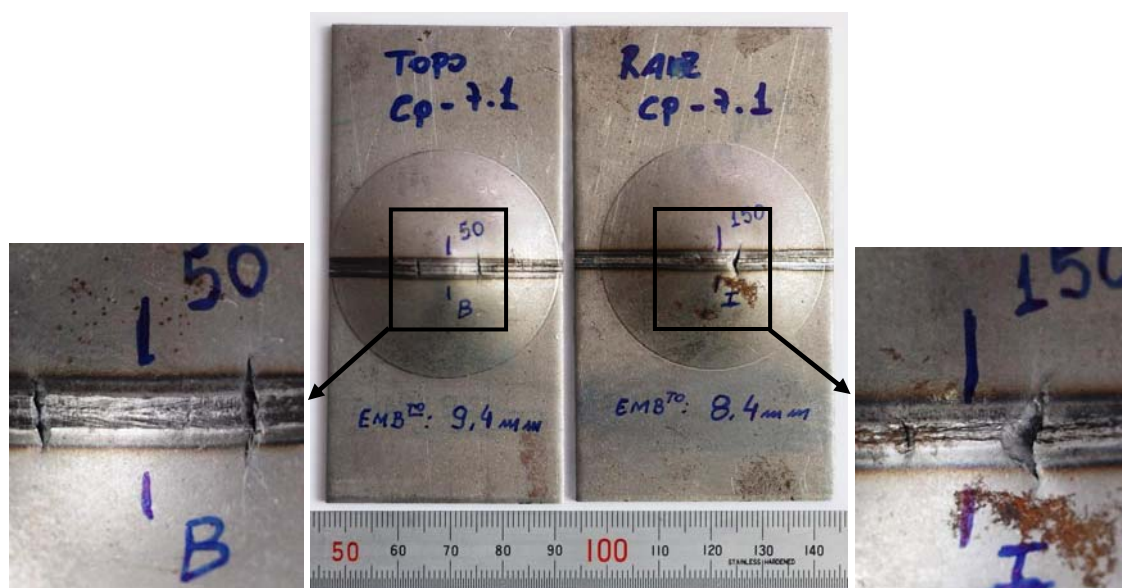


Figura 113– Resultados de embutimento no CP 07.1 (3º experimento).

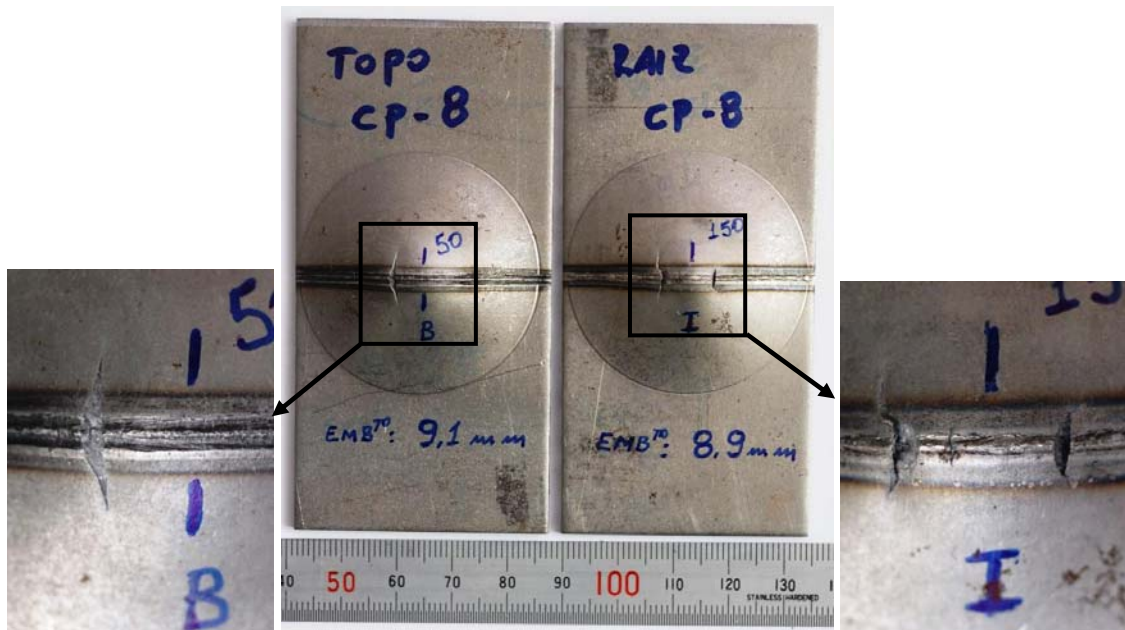


Figura 114 – Resultados de embutimento no CP 08 (3º experimento).

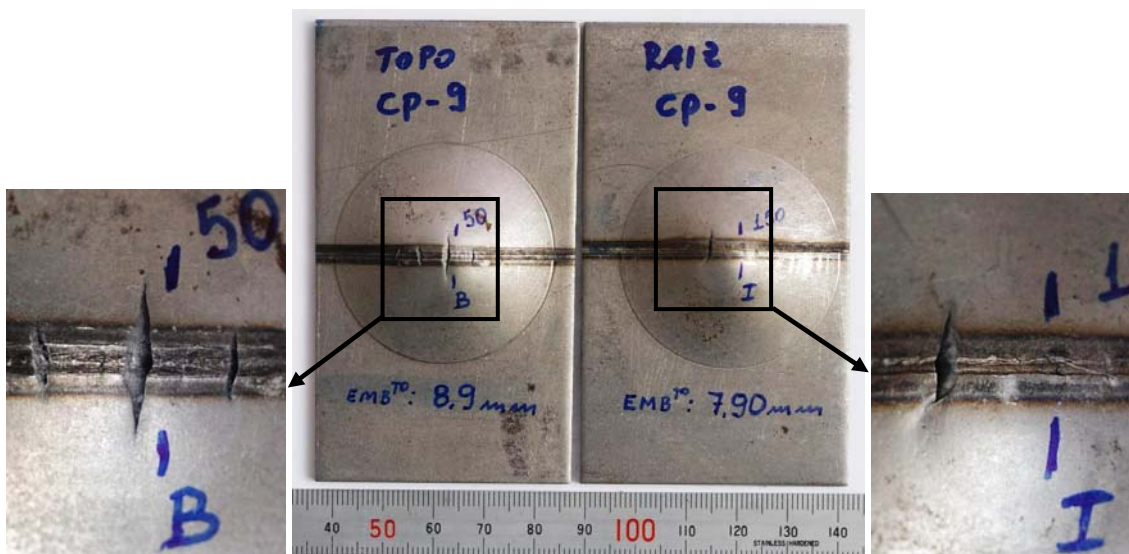


Figura 115 – Resultados de embutimento no CP 09 (3º experimento).

4.4.1 - Comentários

Nesse 3º experimento foi possível observar:

- i) Morfologia do cordão de solda com aspecto aceitável em todas as regiões analisadas, nos ensaios metalográficos.
- ii) Dureza sob cordão, com valor médio de aproximadamente 400 Hv, para a velocidade de soldagem de 4,4 m/min. (73,3 mm/s) e aporte térmico (H) de 0,109 KJ/mm.
- iii) Desempenho satisfatório nos ensaios de tração, com todos os cp's rompendo no metal de base.
- iv) Aceitável qualidade de corte na guilhotina, para os ajustes de folga de 0,7 mm entre navalhas.
- v) Embora a profundidade de penetração no ensaio de embutimento Erichsen, tenha alcançado valores de 55% em média, em relação ao obtido no material de base, a forma do rompimento sob cordão, ocorrendo no sentido transversal à direção de soldagem, pode ser considerado como de desempenho satisfatório do cordão à essa solicitação mecânica.
- vi) O aspecto do topo e da raiz da solda mostrados nas fotografias, com menor profundidade de campo, realizadas no estéreo microscópio, podem ser consideradas como adequadas à aplicação em aro de roda.

4.5 - Quarta fase de experimentos (1º teste na Borlem)

Ao final dessa fase experimental o desempenho dos aros soldados a LASER foram de:

11% de aprovação e 89% de reprovação.

Abaixo são apresentados os casos aprovados e reprovados nesse 1º teste na Borlem, assim como as justificativas correspondentes a cada desempenho.

4.5.1 - Aro aprovado

A figura 116 apresenta um aro que passou por todas as etapas de fabricação com desempenho satisfatório e aprovação no teste de estanqueidade. O detalhe “C” da figura 116 mostra a região de maior conformação, após as etapas de laminações do perfil do aro, com ocorrência de uma pequena microtrinca do topo da solda LASER.



(a)



(b)



(c)

Figura 116 – Aro aprovado.

4.5.2 - Aro reprovado

A figura 117 mostra um aro que apresentou falha (trinca) na saída da solda durante a etapa de laminação e expansão da peça.



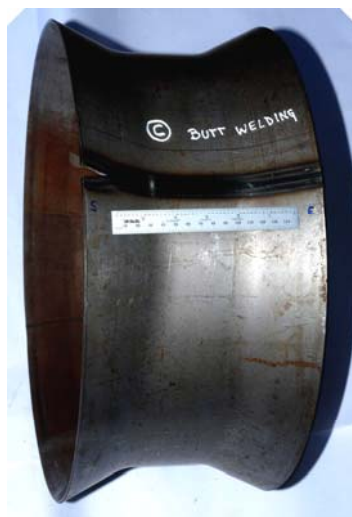
Figura 117 – Aro Reprovado.

4.5.3 - Aro reprovado

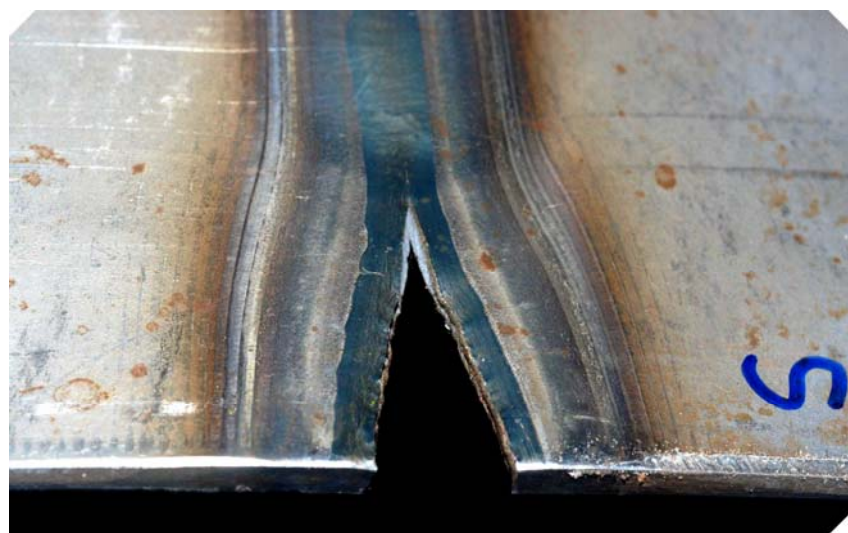
A figura 118 mostra um aro que falhou na solda Butt Welding durante a “operação V”, com a solda LASER suportando esse esforço. O detalhe “c” exemplifica a localização da falha, que teve seu início na borda do aro no centro da interface de solda.



(a)



(b)



(c)

Figura 118 – Aro reprovado.

4.5.4 - Aro reprovado

A figura 119 mostra a falha do aro, na solda LASER durante a “operação V”, tendo início na saída do feixe, indicando que a falta de metal fundido que ocorre nessa região, gera um defeito que pode ser denominado como “entalhe”, e esse foi o fator preponderante para iniciar uma trinca durante a formação do “V”. Outro fator que chama atenção nos detalhes da figura 119 é o modo como o material de base se comportou durante a falha, apresentando superfície de fratura com ângulo de 45°, evidenciando planos de máxima tensão cisalhante e superfície de fratura em tensão plana, indicando o nível de tenacidade do aço para aplicação aro de roda.

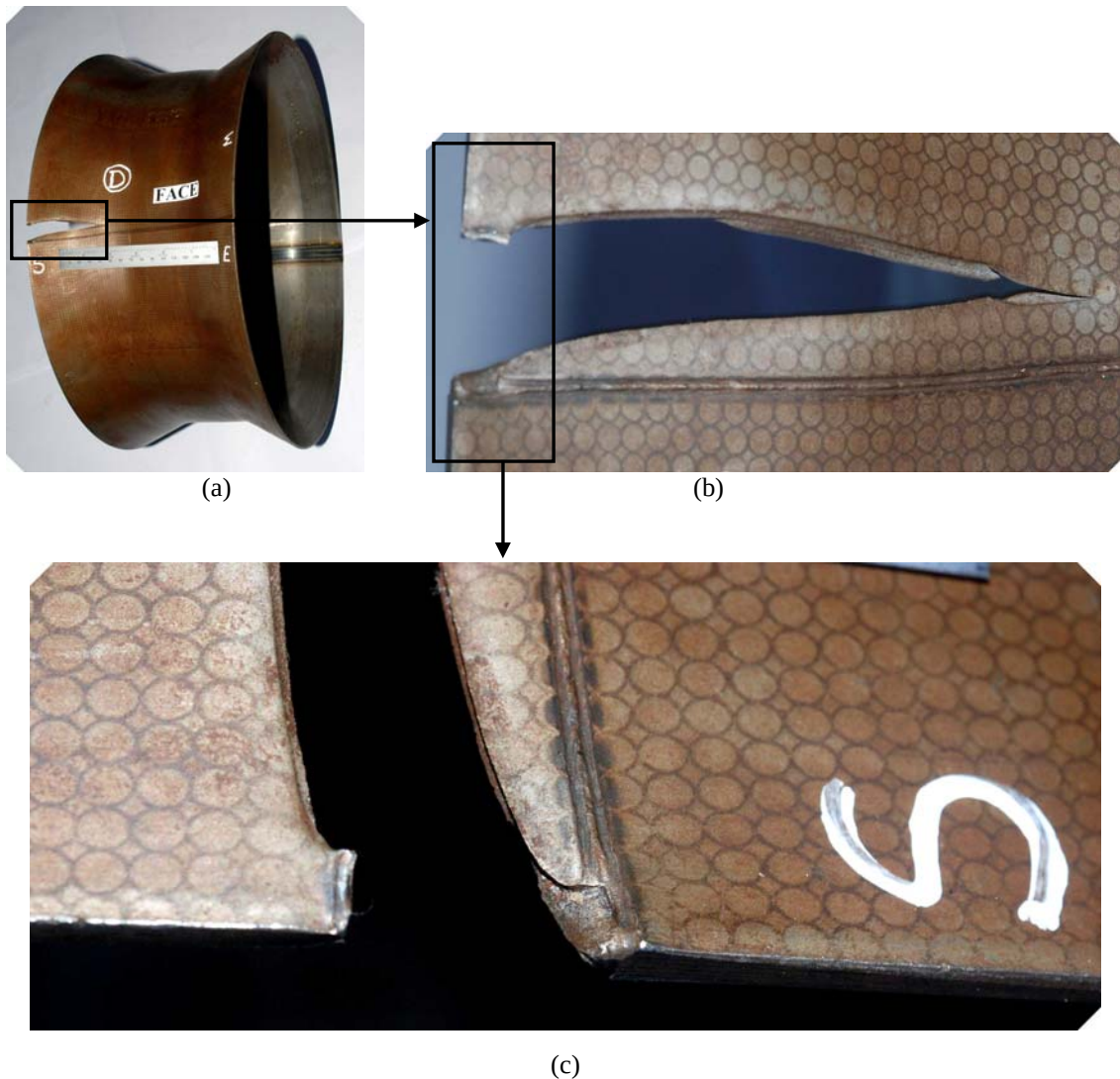


Figura 119 – Aro reprovado.

4.5.5 - Aro reprovado

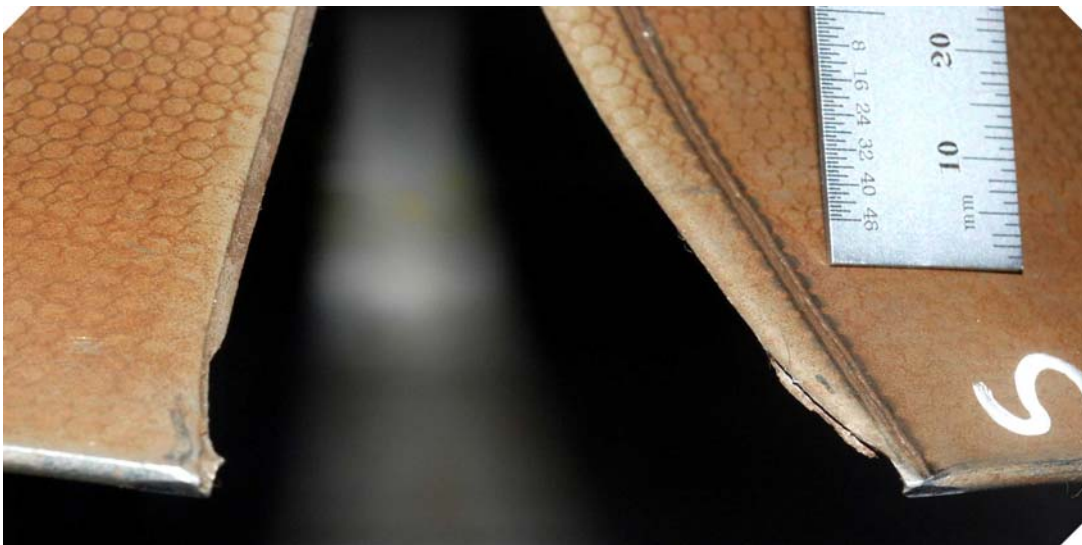
A figura 120 mostra uma peça onde a raiz da solda LASER foi direcionada para a superfície externa do aro, situação que difere da figura anterior, porém o modo de falha foi semelhante, com a solda LASER falhando na saída do feixe e o material de base rompendo com plano de fratura a 45°.



(a)



(b)



(c)

Figura 120 – Aro reprovado.

4.5.6 - Aro reprovado

A figura 121 apresenta uma situação semelhante à documentada na figura anterior, porém nesse caso, a trinca percorreu por toda largura da peça, iniciando na saída da solda, passando por todo metal de base e retornando a solda na entrada do feixe LASER.

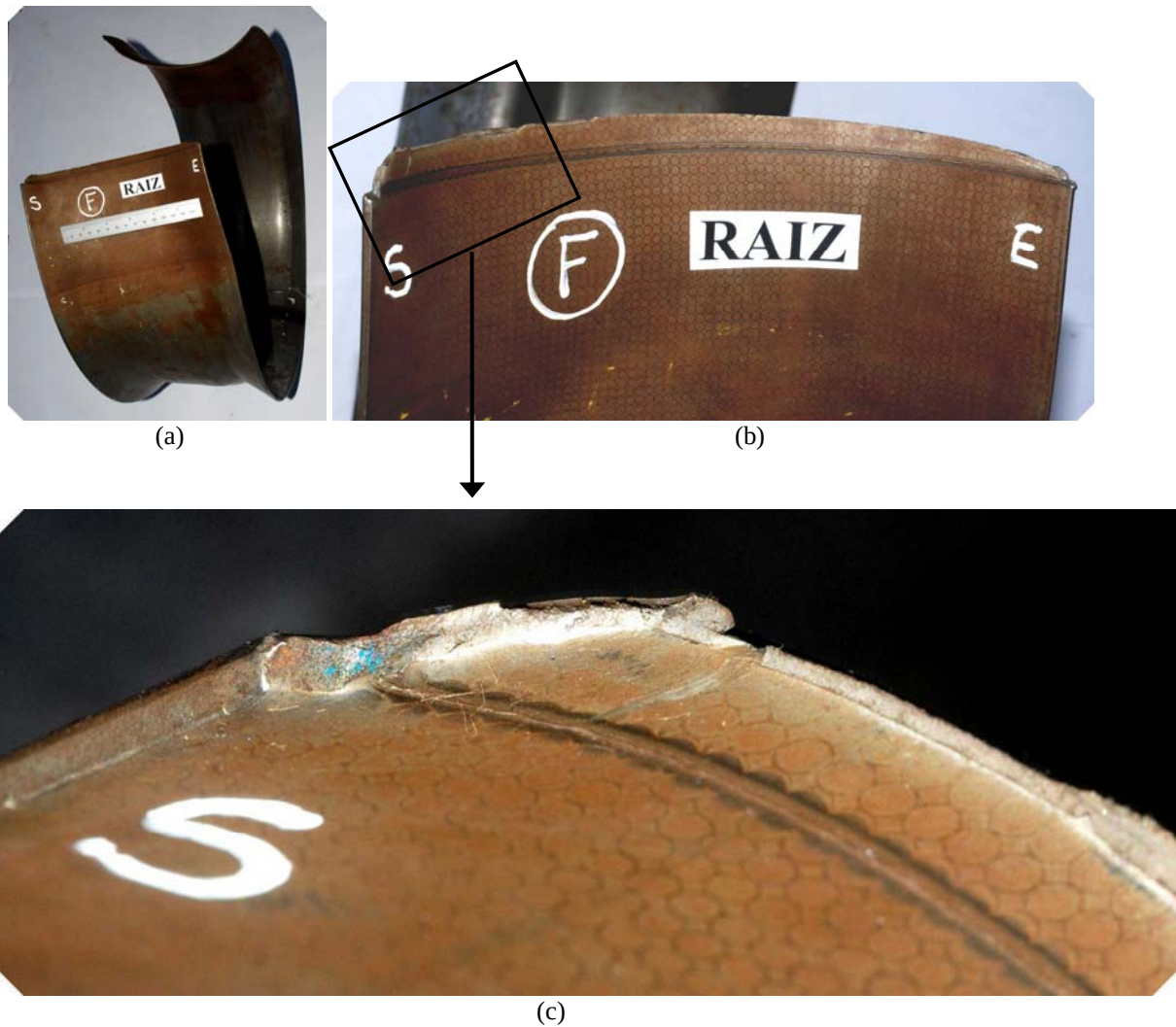
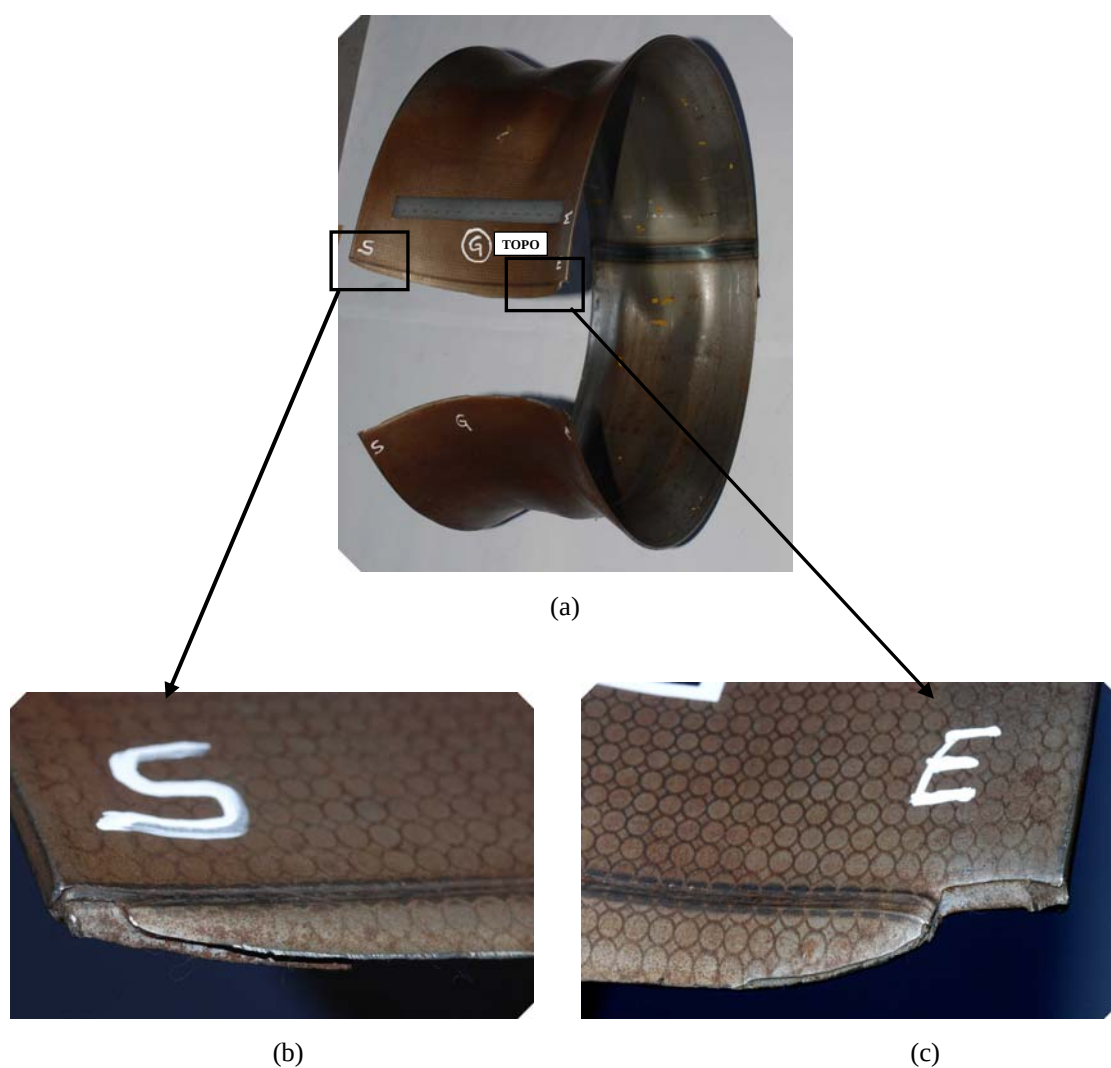
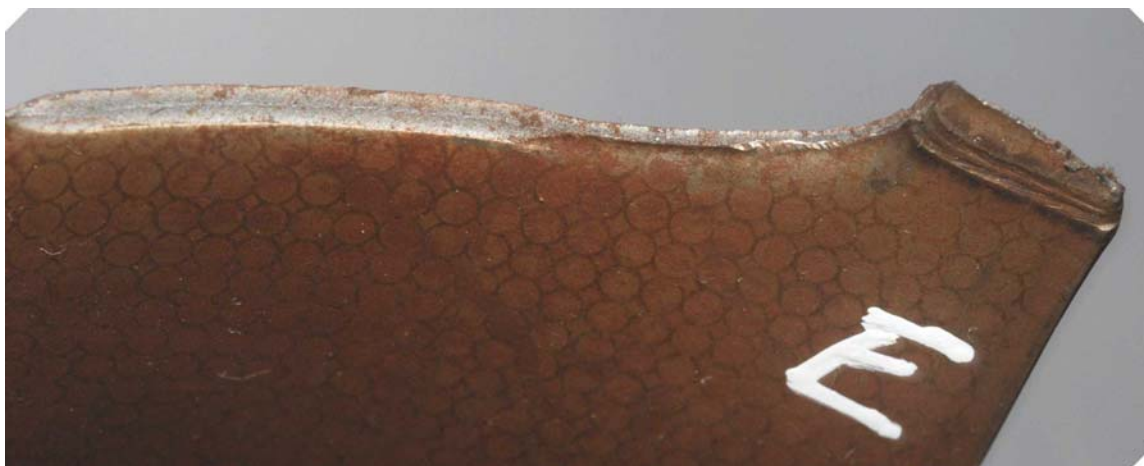


Figura 121 – Aro reprovado.

4.5.7 - Aro reprovado

A figura 122 mostra aspecto semelhante à figura anterior, entretanto nesse caso o topo da solda está direcionado para superfície externa do aro. O detalhe “b” indica a região de início da trinca e os detalhes “c” e “d” mostram que após a trinca percorrer todo o material de base, essa passa pela solda, na entrada, e atinge o metal de base do outro lado da interface. O detalhe “d” evidencia a raiz da solda.





(d)

Figura 122 – Aro reprovado.

4.5.8 - Comentários

Apesar dos altos índices de reprovação, o 1º teste na Borlem pôde ser considerado como altamente produtivo sob o aspecto técnico, pois houve importantes ganhos de informações que permitiram avanços no desenvolvimento do trabalho, alcançando-se um novo patamar no planejamento das atividades, passando agora objetivar avaliações e correções das não conformidades que influenciaram no baixo desempenho dos blanks soldados a LASER. Esse teste também foi efetivo para validar toda metodologia empregada até esse momento, seja em relação aos ajustes e parâmetros de soldagem utilizados, seja em relação aos ensaios de caracterizações executados e seus respectivos resultados. Resultados esses que conduziram os experimentos na direção de se alcançar a melhor condição de soldagem possível, tendo como referência a máxima velocidade de soldagem associada à potência do equipamento LASER conforme informações da figura 53 (pág. 88).

As inspeções visuais realizadas nas peças aprovadas, indicam que o processo LASER é perfeitamente capaz de ser aplicado na fabricação de aros, em substituição ao processo Butt Welding. Uma das componentes mais importantes nessa constatação foi o fato desses aros apresentarem estanqueidade, indicando que as leves concavidades

observadas nos ensaios metalográficos, principalmente no topo da solda, podem ser consideradas como aceitáveis.

No caso das peças reprovadas, houve ocorrências devido à solda Butt Welding que estão associadas às limitações desse processo, entretanto para os casos onde ocorreu falhas na solda LASER, ficou evidente que a causa fundamental no rompimento está correlacionado à morfologia do cordão na saída do feixe, ou seja, na saída da solda existe um pequeno trecho onde há falta de massa metálica, provavelmente por não haver material sólido à frente da poça de fusão, permitindo que o metal fundido escoe pela borda do aro formando assim um “entalhe”, que é um concentrador de tensão e um ponto frágil na continuidade metálica da junta, não suportando satisfatoriamente os esforços mecânicos durante a “operação V”. As figuras 87 (região E), 88 (região J), 90 (região E) e 91 (região J) do capítulo 4.3 (págs. 145 à 147), exemplificam essa ocorrência, do “entalhe” na saída da solda.

Outro fator que precisa ser estudado e solucionado é a presença de microtrincas sob cordão ao longo da largura do aro, em regiões onde ocorrem as maiores deformações após as etapas de laminação, pois esse tipo de defeito pode influenciar negativamente nos testes de desempenho em fadiga.

4.6 - Quinta fase de Experimentos com Solda LASER

4.6.1 - Resultados da atividade avaliativa

As figuras 123 e 124 apresentam os resultados metalográficos na transversal dos CP's 01 e 02 (5º experimento) na entrada (E), meio (M) e saída (S) da solda LASER.

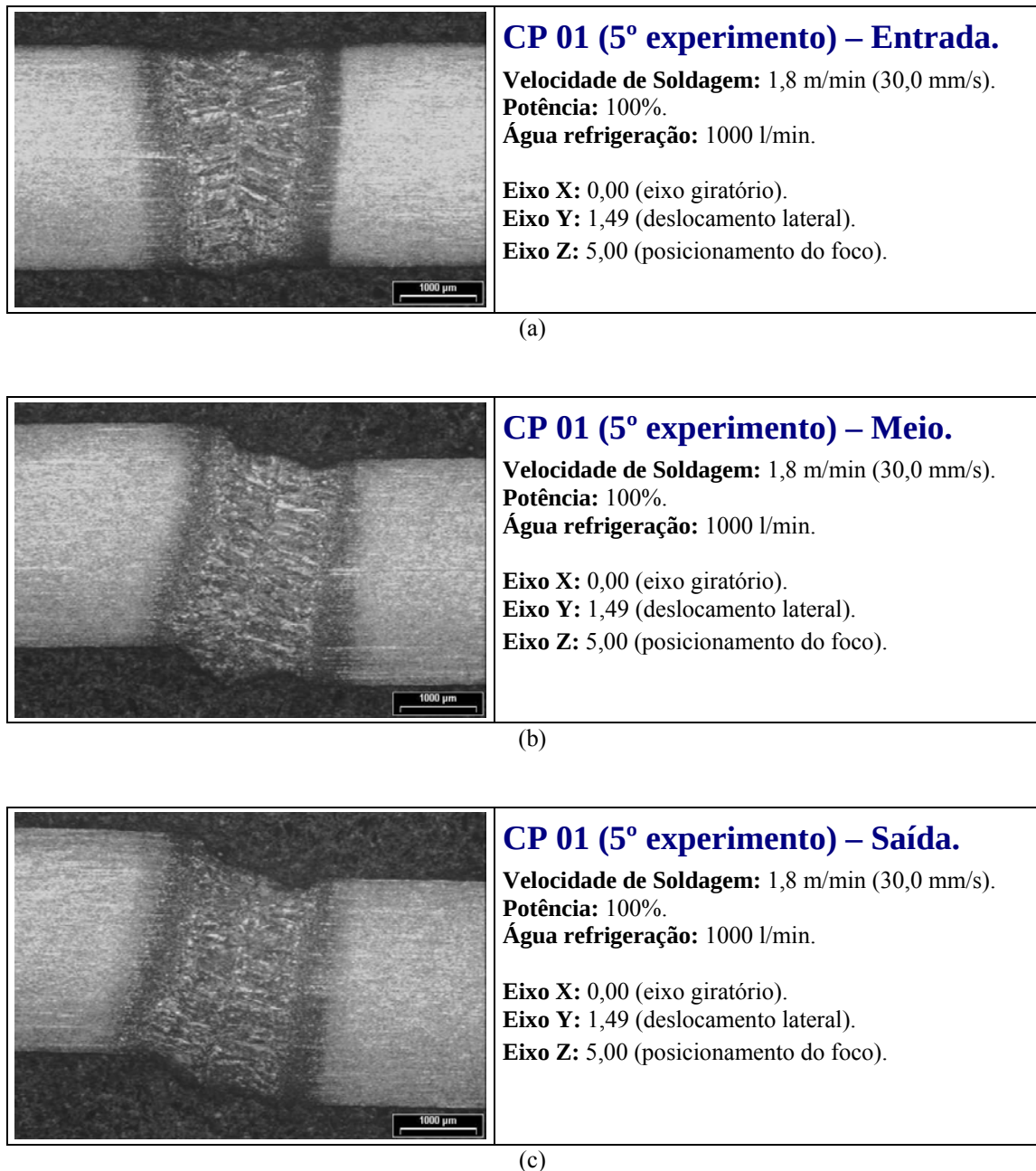


Figura 123 – Resultado metalográfico do CP 01 (5º experimento).

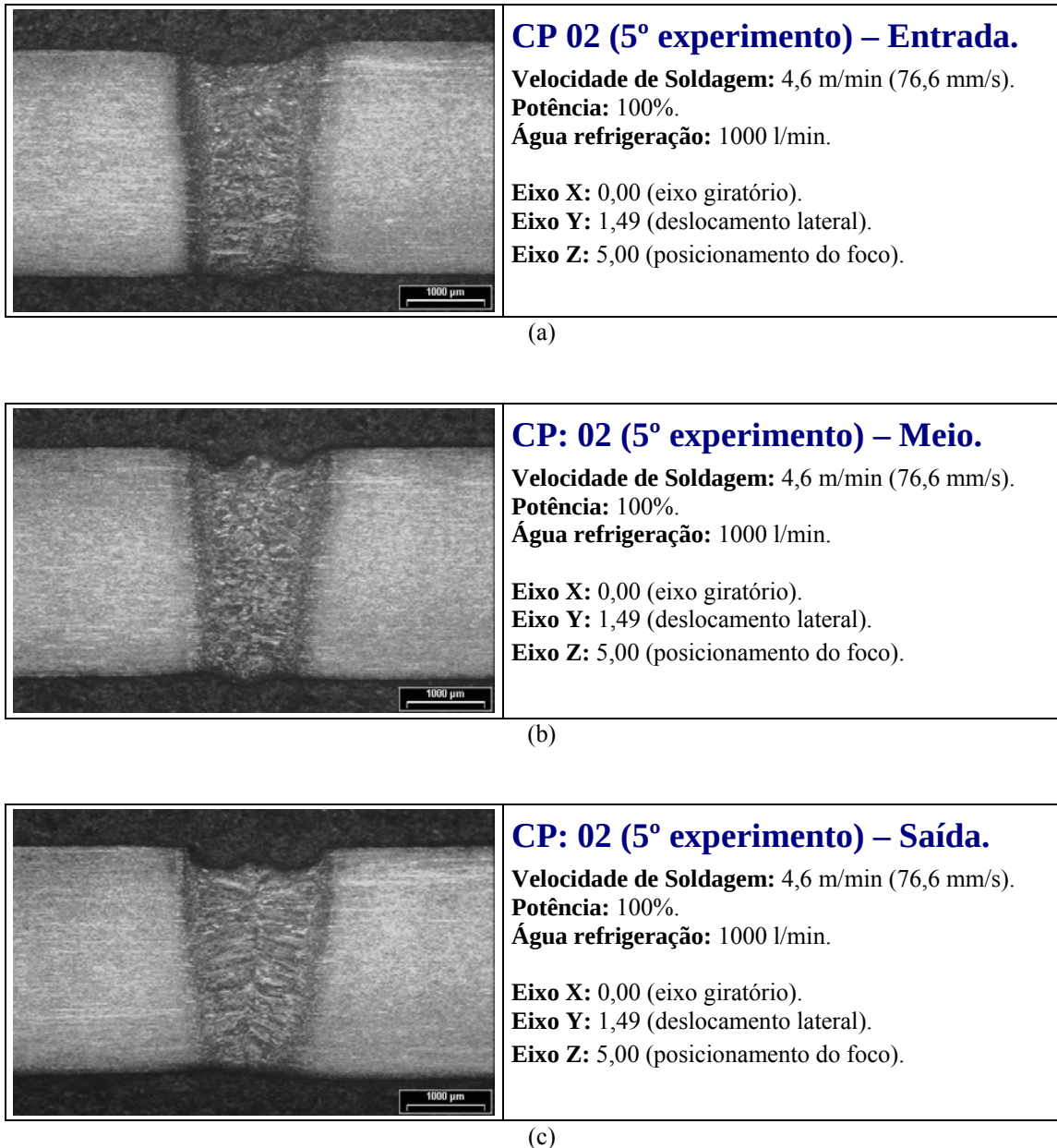


Figura 124 – Resultado metalográfico do CP 02 (5º experimento).

As figuras 125 e 126 apresentam os resultados metalográficos com 25, 50 e 200 vezes de aumento para o CP 01 (5º experimento) – Entrada, e o CP 02 (5º experimento) – Meio, com o objetivo de documentar o prolongamento dos grãos solidificado dentro da zona fundida (ZF).

O gráfico 23 mostra o perfil de microdureza Vickers (0,5 kg) para as condições de soldagem dos CP's 01 e 02, com a figura 127 apresentando a localização do ensaio e os pontos de indentações dentro da ZF.

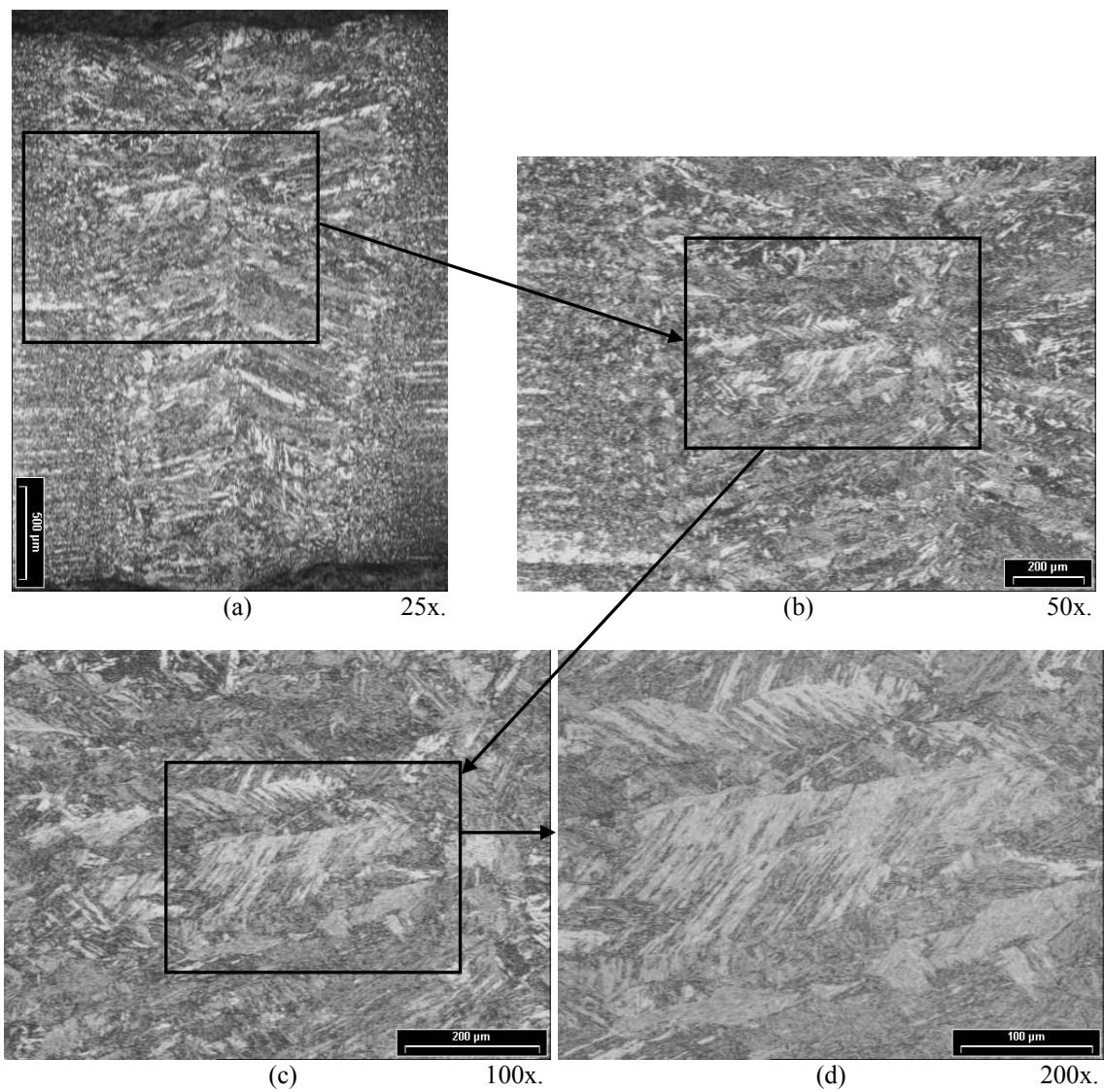


Figura 125 – Interface de solda do CP 01 (5º experimento) – Entrada.

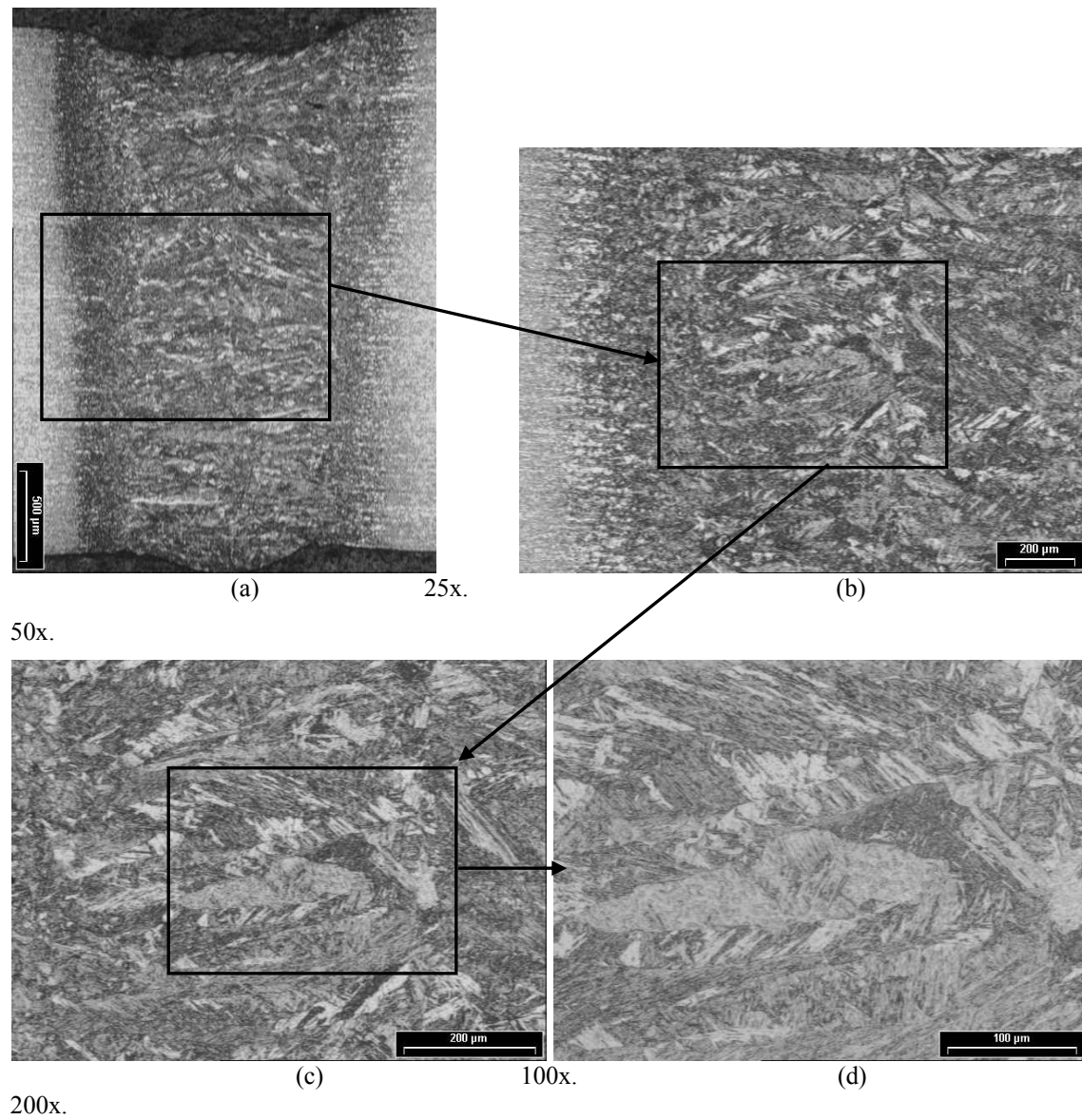


Figura 126 – Interface de solda do CP 02 (5º experimento) – Meio.

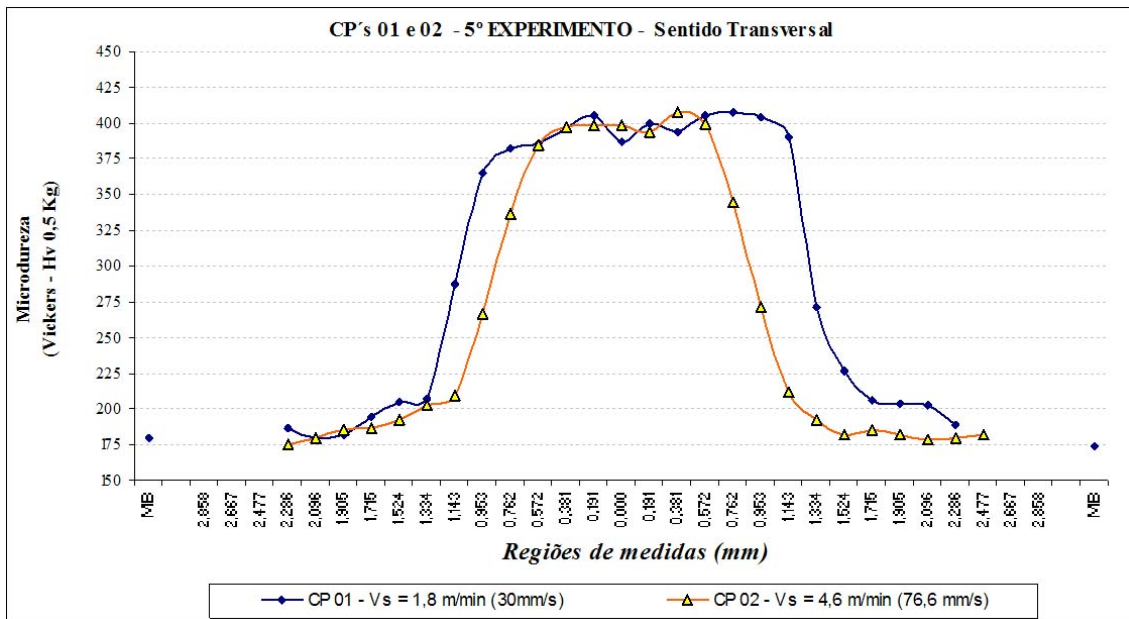


Gráfico 23 – Resultados de microdureza Vickers a “FRENTE” da solda.

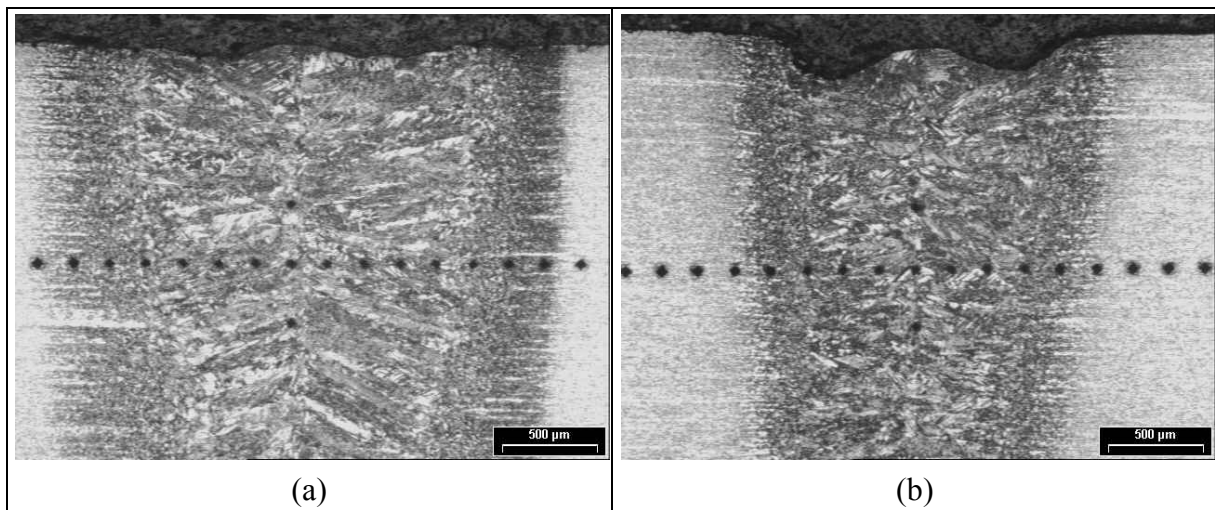
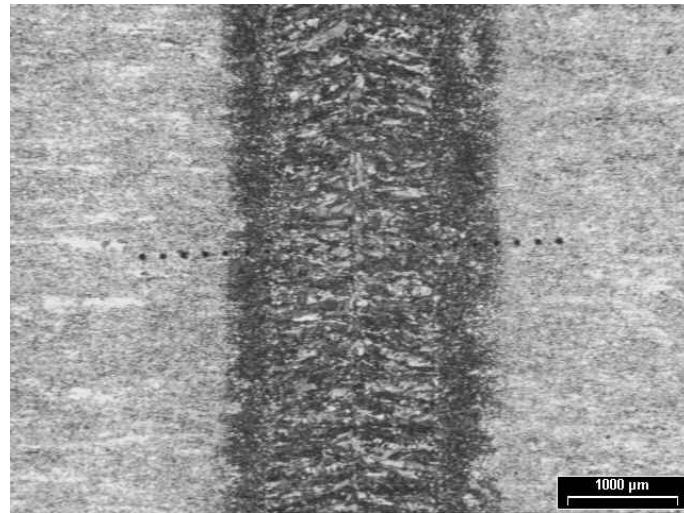


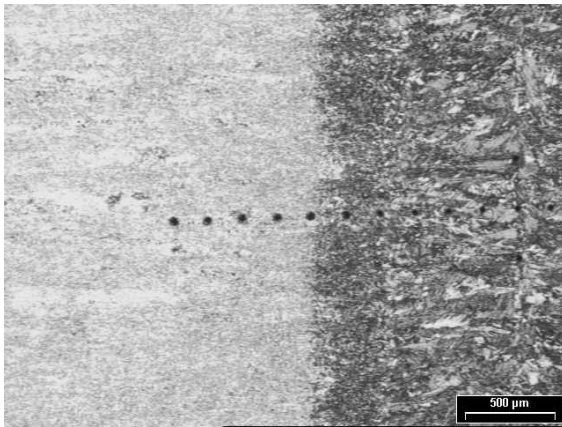
Figura 127 – Localização do ensaio de microdureza CP 01 e CP 02 (5º experimento).

- a) CP 01 – Vs = 1,8 m/min (30,0 mm/s),
- b) CP 02 – VS = 4,6 m/min (76,6 mm/s).

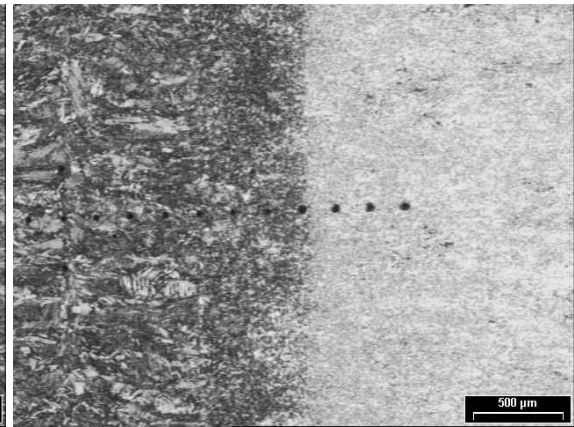
As figuras 128 e 129 apresentam os resultados metalográficos no “TOPO” da solda dos CP’s 01 e 02 (5º experimento) com 12,5, 25, 100 e 200 vezes de aumento. O gráfico 24 mostra o perfil de microdureza Vickers (0,5 kg) de duas regiões, R1 e R2, para as duas condições de soldagem.



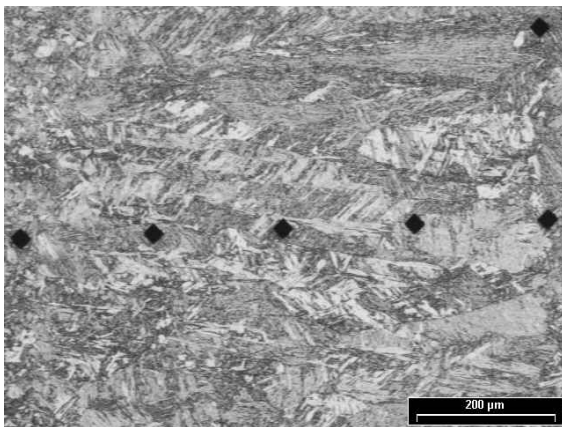
(a) 12,5x.



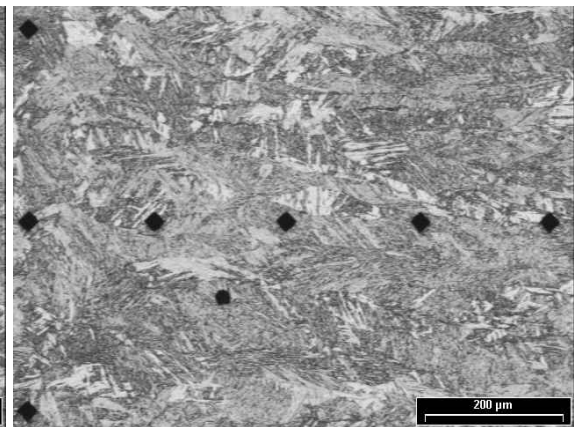
(b) 25x.



(c) 25x.



(d) 100x.



(e) 100x.

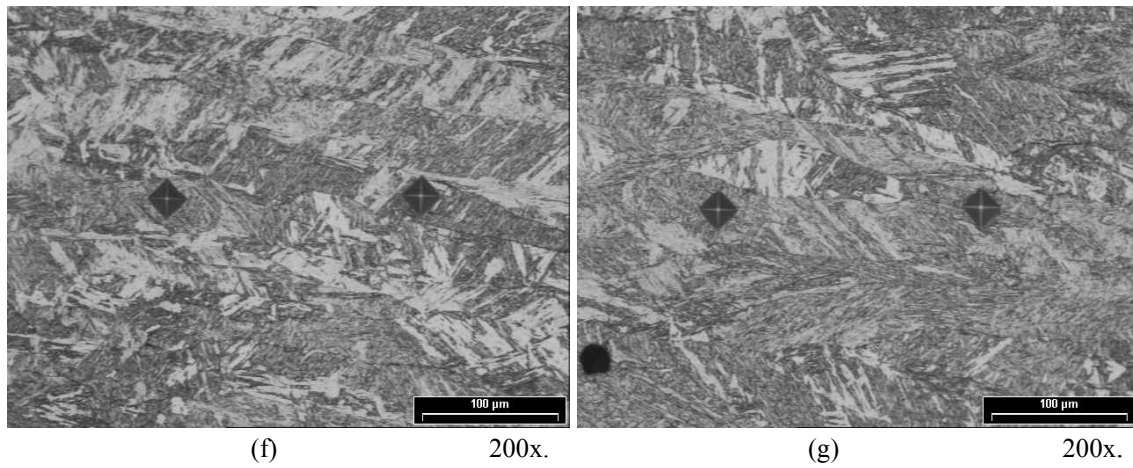
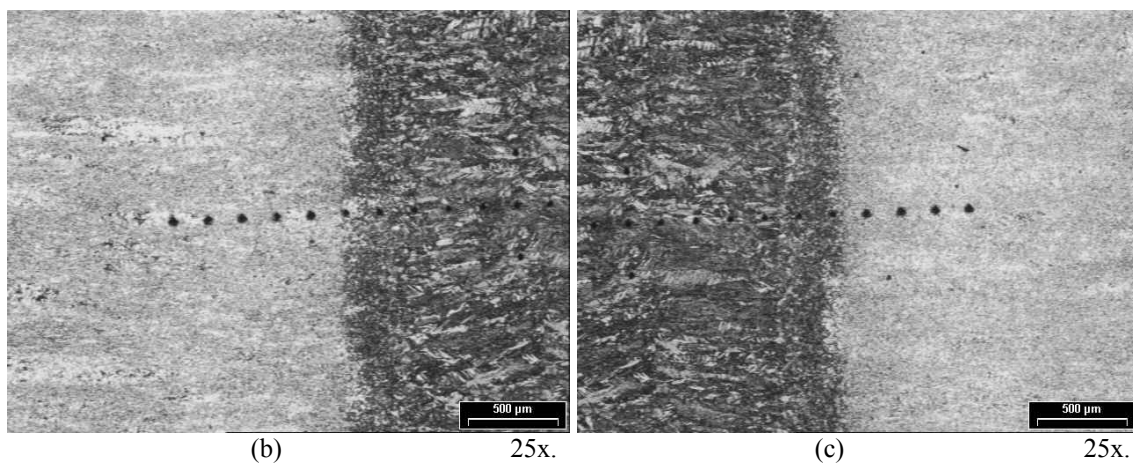
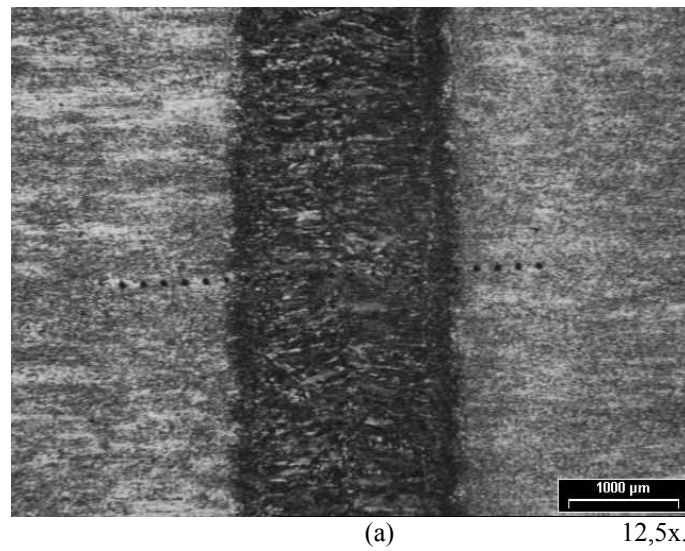


Figura 128 – Metalografias no topo da solda LASER e regiões de microdureza no CP 01 (5° experimento).



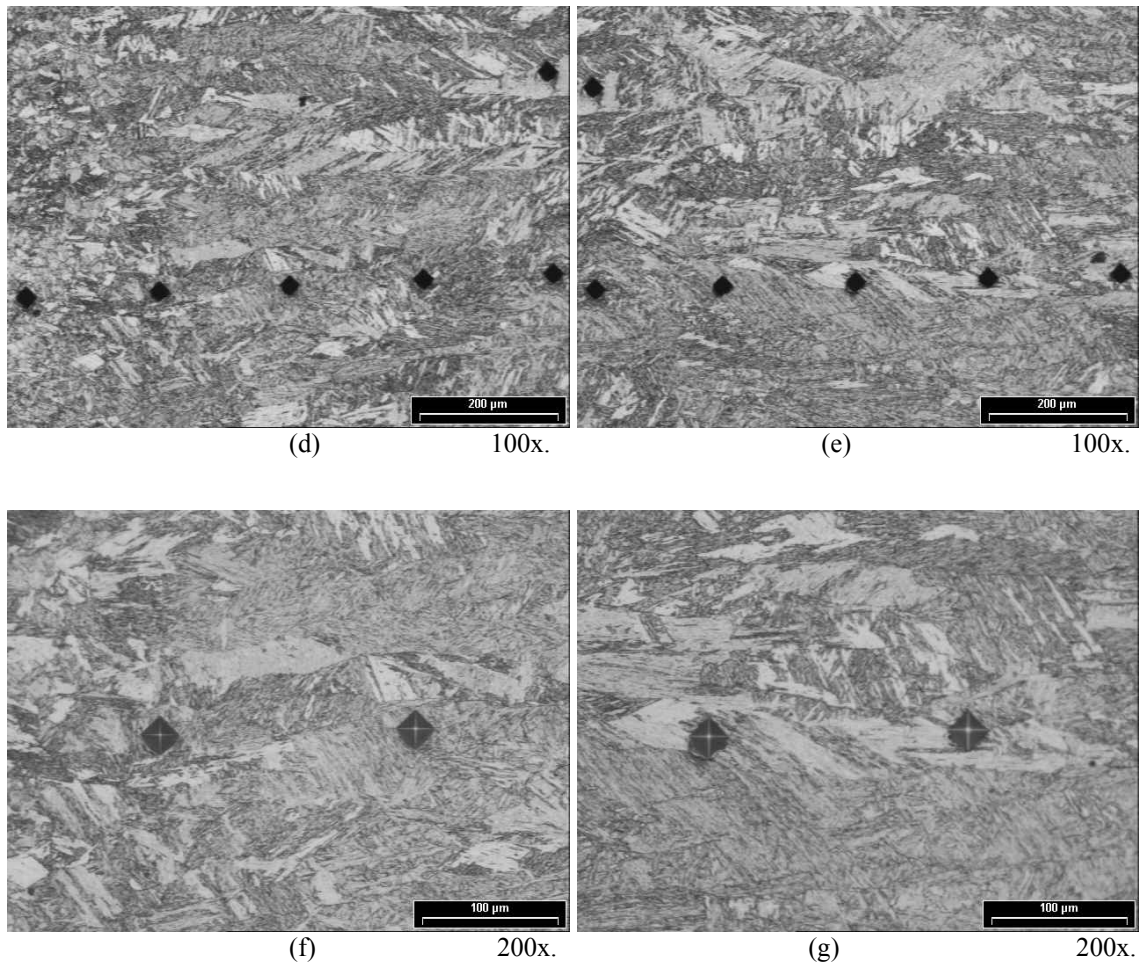


Figura 129 - Metalografias no topo da solda LASER e regiões de microdureza no CP 02 (5º experimento).

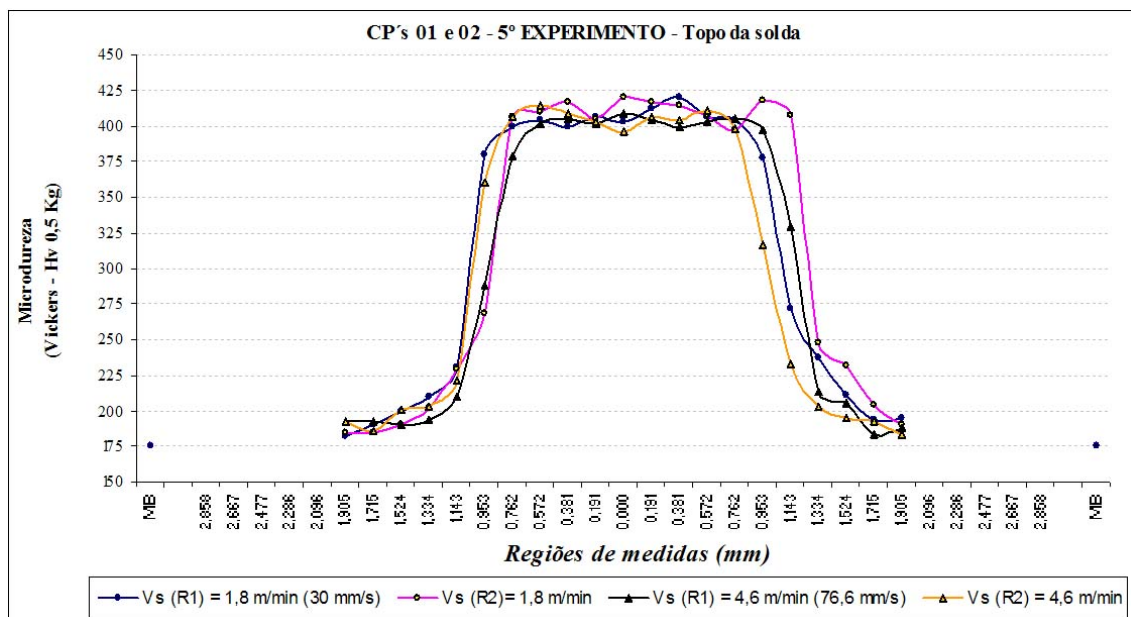


Gráfico 24 - Resultados de microdureza Vickers no “TOPO” da solda, CP's 01 e 02 (5º experimento).

4.6.1.1 - Comentários

Observa-se alteração na morfologia da zona fundida (ZF) com a variação da velocidade de soldagem (V_s), conforme documentado nos experimentos anteriores, ou seja, a largura da seção transversal da solda aumenta com a redução da V_s . O aporte térmico (H) aplicado nos CP's 01 e 02 foi de aproximadamente 0,266 e 0,104 kJ/mm respectivamente.

Ficou evidente no CP 01 o forte desalinhamento da junta no meio e na saída da solda, figuras 123 “b” e “c”, provavelmente devido ao maior aporte térmico (H) dessa condição de soldagem, indicando a necessidade de maior pressão dos dispositivos de fixação dos blanks na mesa da máquina LASER, durante soldagem em menores velocidades.

Quanto ao prolongamento dos grãos solidificado na ZF, observa-se que não houveram diferenças significativas entre as duas condições de soldagem, entretanto é perceptível a redução no tamanho dos grãos na microestrutura do CP 02. Essa evidência é melhor visualizada no detalhe “d” das figuras 125 e 126. Observa-se em ambas as figuras que a microestrutura é fortemente acicular, com grãos austeníticos primários ($g\gamma_p$) mais grosseiros no CP 01. Nas duas condições de soldagem a microestrutura se compõe em microconstituintes lamelares, tipo ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada na matriz e algumas ocorrências de martensita. A redução da seção transversal da solda com o aumento da velocidade de soldagem pode ser dimensionada pelo perfil da curva de microdureza do gráfico 23, que apesar de mostrar a menor seção transversal da solda (maior razão de aspecto), com aumento da V_s , a dureza máxima sob cordão permaneceu com os mesmos patamares em ambas as velocidades.

Os resultados metalográficos no “TOPO” das soldas, figuras 128 e 129, praticamente apresentam as mesmas características mencionadas nos cp's transversais, por também não apresentar diferenças importantes no prolongamento dos grãos solidificados. Entretanto, quase não se percebe diferenças na largura da zona fundida (ZF), e esse fato pode ser devido ao desalinhamento da junta que ocorreu no CP 01, afetando assim a profundidade da camada usinada na retífica, interferindo um pouco no comprimento da ZF, na observação metalográfica.

O resultado do gráfico 24 mostra perfil de microdureza muito semelhante para as duas condições de soldagem, entretanto o valor médio da dureza máxima sob cordão, apresentou valor um pouco acima em relação a média dos outros ensaios realizados até esse momento. O valor médio no gráfico 24 é de aproximadamente 415 Hv, e evidencia o efeito da soldagem LASER, que mesmo sendo executado com diferença no aporte térmico de 1,5 vezes, não houve alteração na dureza máxima sob cordão para o aço B480 microligado ao nióbio (Nb).

4.7 - Sexta fase de Experimentos (2º teste na Borlem)

Ao final dessa fase de experimentos o desempenho dos aros soldados a LASER foram de:

100% de aprovação.

As figuras 130 e 131 mostram a solda LASER de dois aros aprovados, onde é possível observar o aspecto da saída da solda, após acabamento realizado com solda TIG, utilizando metal de adição compatível ao metal de base, recobrindo o “entalhe” na saída do feixe com metal de solda. A figura 130 mostra um aro com o topo da solda LASER voltado para a superfície externa dessa peça, e na figura 131 a situação inversa, ou seja, a raiz da solda posicionada na superfície externa do aro. Observam-se também nos detalhes “d” e “e” da última figura a localização dos ensaios para determinar o percentual de conformação dessa região do aro, com auxílio das marcações de CLC. Os resultados indicam ser de aproximadamente 21,5% o alongamento total do material de base nessa região do aro.

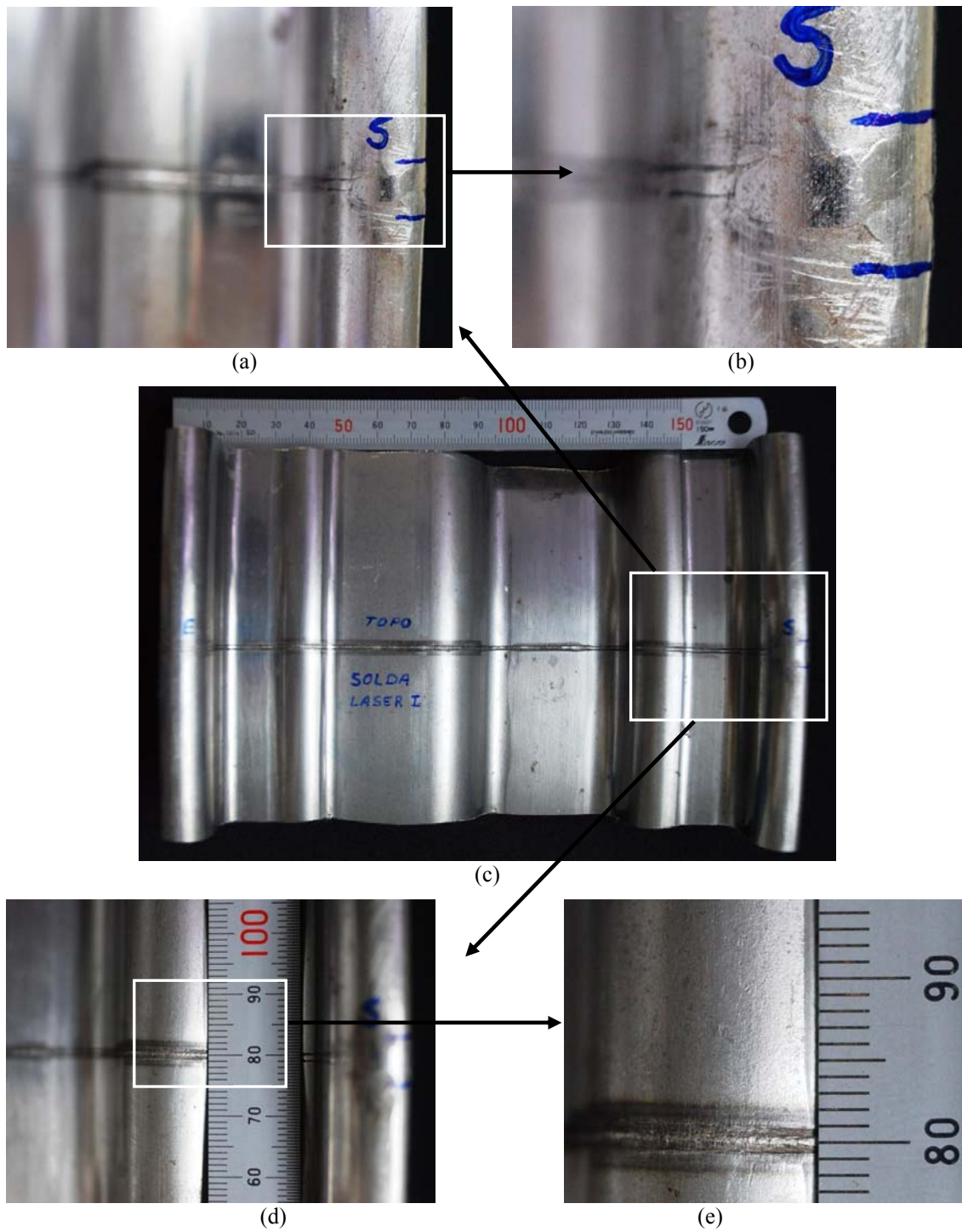


Figura 130 – Aro aprovado, com o topo da solda LASER na superfície externa. Detalhes “a” e “b” evidenciam a saída do feixe com solda TIG. Detalhe “c” mostra todo perfil do aro. Detalhes “d” e “e” evidenciam o topo da solda sem microtrinca na região de maior conformação. Essa região apresenta 21,5% de deformação total.

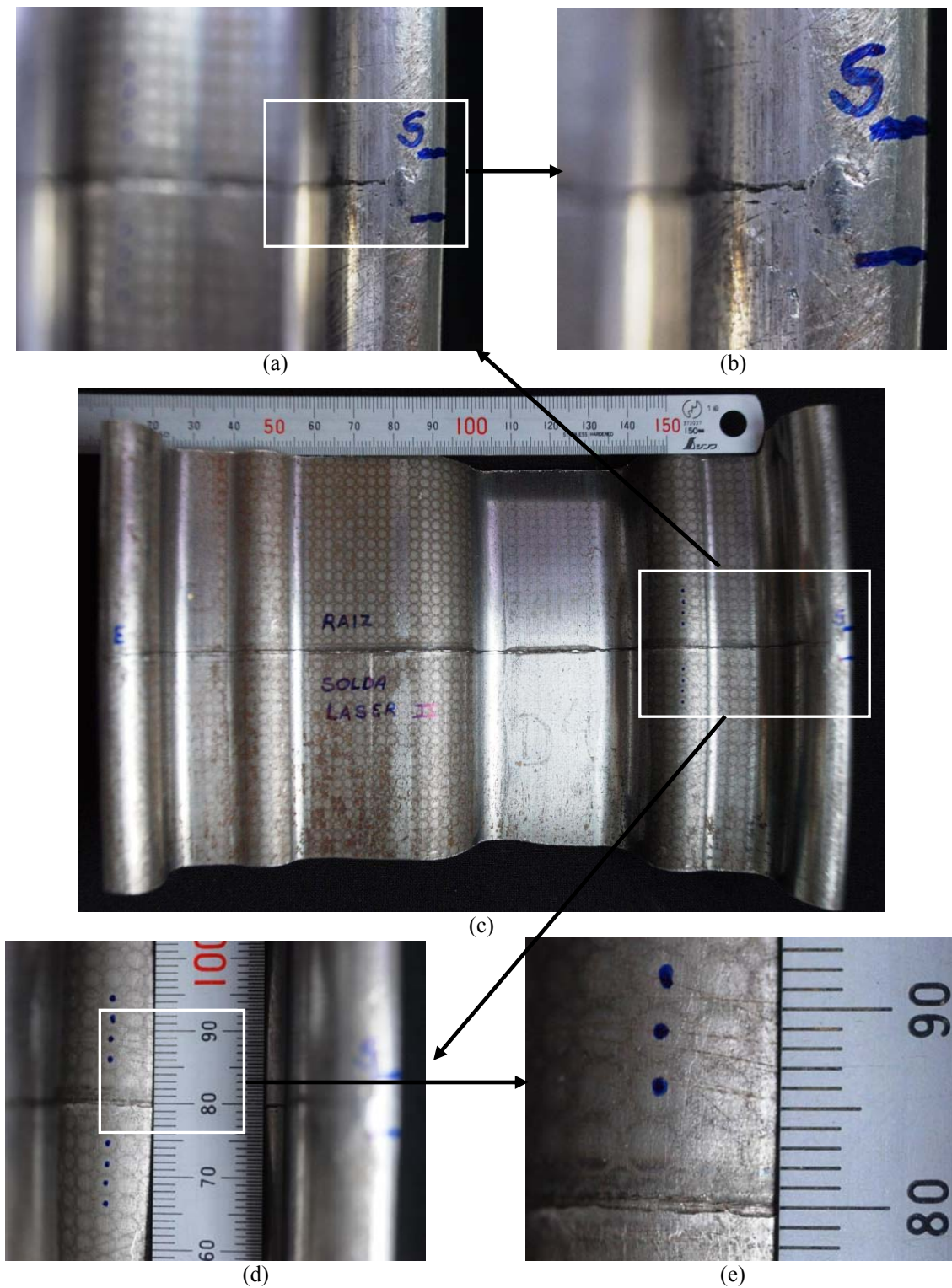


Figura 131 – Aro aprovado, com a raiz da solda LASER na superfície externa. Detalhes “a” e “b” evidenciam a saída do feixe com solda TIG. Detalhe “c” mostra todo perfil do aro. Detalhes “d” e “e” evidenciam a raiz da solda sem microtrinca na região de maior conformação. Essa região apresenta 21,5% de deformação total.

4.7.1 - Resultado de teste de fadiga

Os testes de fadiga foram realizados segundo a norma Renault 864 – 31/08, uma vez que o aro AU5415 pertence a um modelo de roda, utilizado em furgões fabricado por essa montadora.

As duas rodas foram aprovadas nos testes com o seguinte desempenho:

Roda 1: 1.566.000 ciclos, com ensaio finalizado após 72 horas de teste, por motivo de vazamento de ar na solda Butt Welding.

Roda 2: 1.211.000 ciclos, com o ensaio finalizado após 58 horas de teste, por motivo de vazamento de ar na solda de união do aro ao disco, propagando trinca no metal de base do aro.

As figuras 132 e 133 mostram essas rodas e detalhes da região de entrada e saída do feixe LASER.

No detalhe “d” da figura 132, Roda 1, não é possível observar o preenchimento com solda TIG, porquê esse foi realizado no topo, e com a laminação da borda do aro, essa visualização ficou praticamente imperceptível na raiz. No detalhe “e” é possível observar que não ocorreu microtrinca na região de maior conformação do aro.

No detalhe “e” e “f” da figura 133, é possível notar a presença de uma leve microtrinca sob o topo do cordão, na região de maior conformação do aro, e no detalhe “g” o aspecto da saída do feixe com solda TIG.



Figura 132 – Roda 1 – 1.566.000 ciclos em fadiga (600.000 a ciclagem mínima). Detalhe “a” mostrando o modelo da Roda 1. Detalhe “b” mostra a raiz da solda LASER voltada para superfície externa do aro. Detalhe “c” mostra todo perfil do aro. Detalhes “d”, “e” e “f” evidenciam a saída, região de maior conformação sem trinca e entrada do feixe LASER, respectivamente.



Figura 133 – Roda 2 – 1.211.000 ciclos em fadiga (600.000 a ciclagem mínima). Detalhe “a” mostrando o modelo da Roda 2. Detalhe “b” mostra o topo da solda LASER voltado para superfície externa do aro. Detalhe “c” mostra todo perfil do aro. Detalhe “d” entrada do feixe, “e” e “f” evidenciam a presença de leve microtrinca sob cordão e “g” saída do feixe com preenchimento de metal de solda pelo processo TIG.

4.7.2 - Comentários

Os testes de fadiga são ensaios que permitem aos fabricantes de roda, homologar seus produtos, segundo PPAP (processo de aprovação de peça de produção) específico, estabelecido por cada montadora de automóveis, sendo esses executados dentro de parâmetros de trabalho, que asseguram emissão de resultados de alta confiabilidade e segurança. O desempenho nos testes de fadiga alcançados nas rodas 1 e 2, com aros soldados a LASER é um dos mais importantes, que compõe e corrobora o conjunto de informações técnicas desse trabalho, demonstrando a viabilidade técnica desse processo de soldagem em aro de roda.

É oportuno considerar dois fatores a respeito dos resultados em fadiga das rodas 1 e 2:

- i) O fato da saída do feixe LASER ter sido preenchido com metal de solda, não influenciou no resultado, historicamente quando os testes de fadiga são levados até o limite máximo de ciclagem, as trincas normalmente ocorrem no metal de base do aro, na região adjacente a solda MIG (Metal Inerte Gás) de união aro disco.
- ii) Embora a roda 2 apresentasse uma leve ocorrência de microtrinca na região de maior conformação do aro, as solicitações do ensaio não foram suficientes para propagar, nesse ponto, trincas de fadiga.

Quanto a presença de microtrincas sob o cordão LASER, dos 25 blanks testados nessa fase, apenas 4 apresentaram essa ocorrência, indicando que cuidados durante a soldagem são efetivos na sua prevenção e também procedimentos durante a fabricação dos aros podem ser realizados, como por exemplo, avaliar os caminhos de deformação de cada etapa de laminação, associada à lubrificação diferenciada, para evitar esse tipo de não conformidade.

4.8 - Oitava fase de Experimentos (3º teste Borlem)

O desempenho dos aros soldados a LASER nessa fase foram de:

100% de aprovação. Comprovando a viabilidade técnica desse processo de soldagem para aplicação em aro de roda. No capítulo 5, item 5.2 (pág. 216), é apresentado fotos de um aro, selecionado de forma representativa, para documentar o aspecto dessa solda ao longo da largura do modelo AU5415 (figura 149, pág. 220).

4.8.1 - Resultado de ensaio charpy

A tabela XI mostra os resultados dos ensaios charpy para os cp's com solda LASER e a tabela XII os resultados para os cp's Butt Welding. Os gráficos 25 a 28 apresentam os resultados de charpy para os cp's com solda LASER, ensaiados a temperatura ambiente (23°C), 0°C, - 20°C e - 40°C respectivamente, e os gráficos 29 a 32 os resultados para as mesmas temperaturas de ensaios nos cp's soldados pelo processo Butt Welding.

Tabela XI – Resultados de ensaios charpy – Solda LASER.

TEMPERATURAS DE ENSAIOS											
23° C			0° C			- 20° C			- 40° C		
CP	Posição de entalhe “V”		Energia (J)	CP	Posição de entalhe “V”		Energia (J)	CP	Posição de entalhe “V”		Energia (J)
	TOPO	RAIZ			TOPO	RAIZ			TOPO	RAIZ	
37	ZTA / ZTA		26	46	ZTA / ZTA		26	55	ZTA / ZTA		25
38	ZTA / ZTA		28	47	ZTA / ZTA		25	56	ZTA / ZTA		26
39	ZTA / ZTA		27	48	ZTA / ZTA		26	57	ZTA / ZTA		25
40	ZTA / ZTA		26	Média (ZTA / ZTA)		25,7	Média (ZTA / ZTA)		25,3	Média (ZTA / ZTA)	
Média (ZTA / ZTA)			26,8								
				49	C / ZTA		23	58	C / ZTA		24
41	C / ZTA		28	50	C / ZTA		25	59	C / ZTA		23
42	C / ZTA		29	Média (C / ZTA)		24,0	Média (C / ZTA)		23,5		
Média (C / ZTA)			28,5							68	C / C
				51	C / C		30	60	C / C		32
43	C / C		32	52	C / C		27	61	C / C		33
44	C / C		31	53	C / C		31	62	C / C		30
45	C / C		32	54	C / C		30	63	C / C		30
Média (C / C)			31,7	Média (C / C)		29,5	Média (C / C)		31,3	Média (C / C)	
Média Geral		28,8		Média Geral		27,0	Média Geral		27,6	Média Geral	

Tabela XII – Resultados de ensaios charpy – Solda Butt Welding.

TEMPERATURA DE ENSAIOS							
23° C		0° C		- 20° C		- 40° C	
CP	Energia (J)	CP	Energia (J)	CP	Energia (J)	CP	Energia (J)
73	31	82	30	91	20	100	23
74	27	83	21	92	18	101	25
75	31	84	22	93	28	102	26
76	27	85	20	94	23	103	26
77	30	86	21	95	20	104	26
78	27	87	21	96	29	105	25
79	30	88	28	97	26	106	23
80	29	89	21	98	24	107	25
81	30	90	30	99	28	108	21
Média	29,1	Média	23,8	Média	24,0	Média	24,4

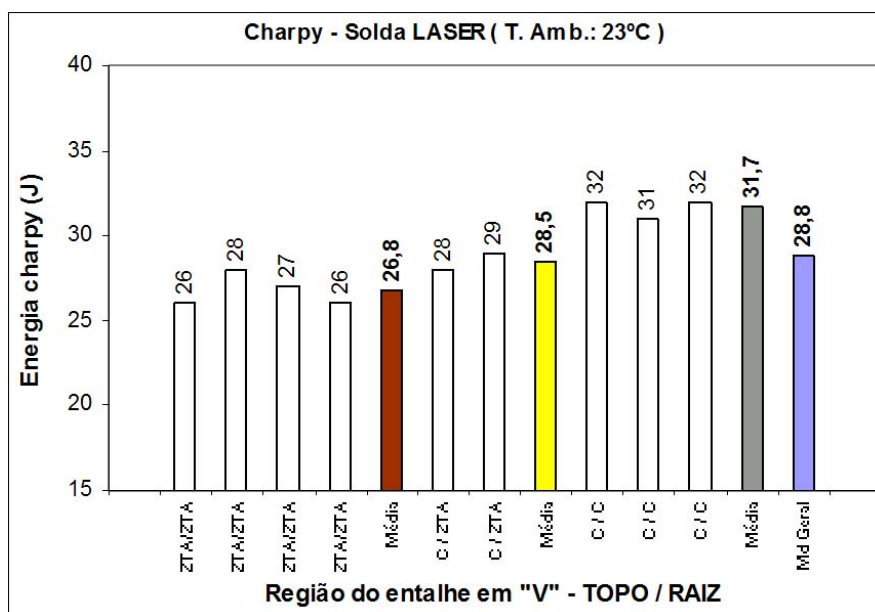


Gráfico 25 – Charpy (23°C) – Solda LASER.

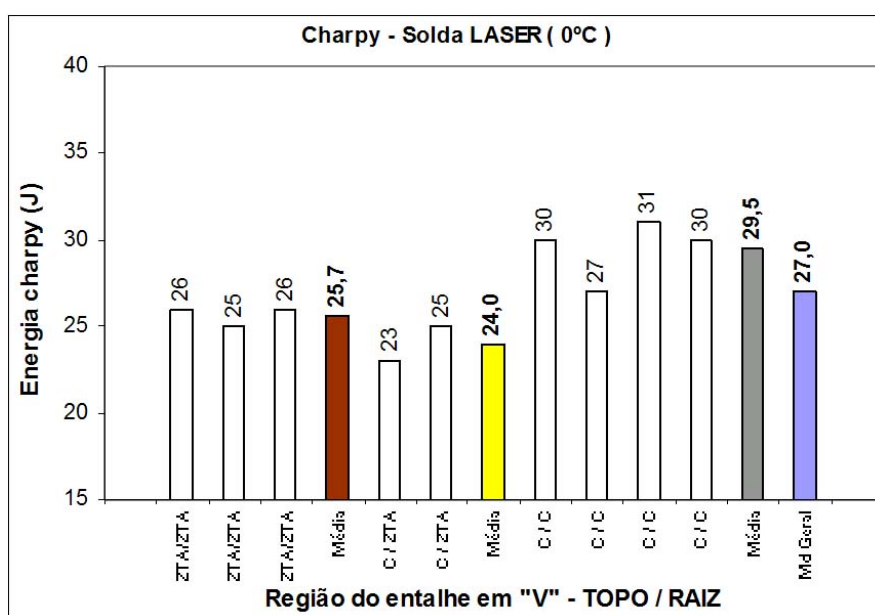


Gráfico 26 – Charpy (0°C) – Solda LASER.

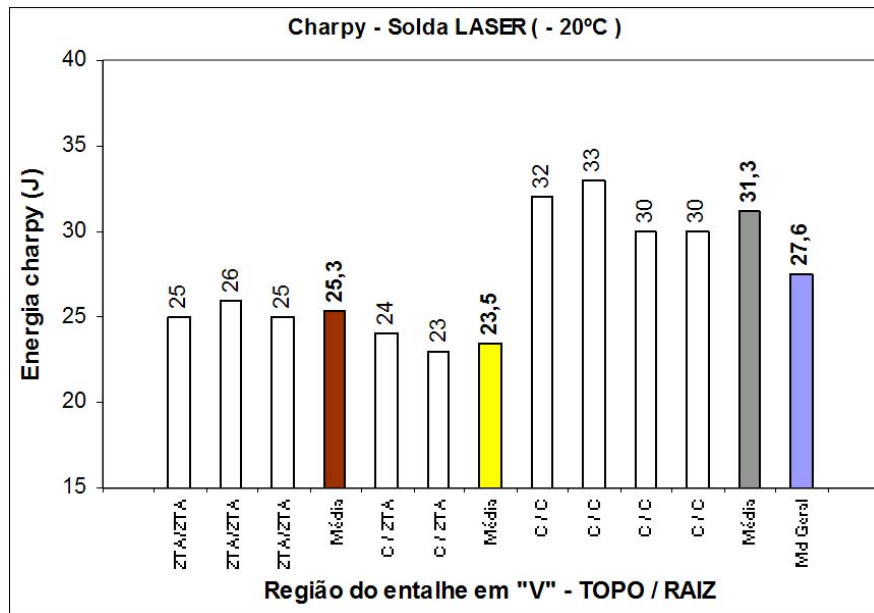


Gráfico 27 – Charpy (- 20°C) – Solda LASER.

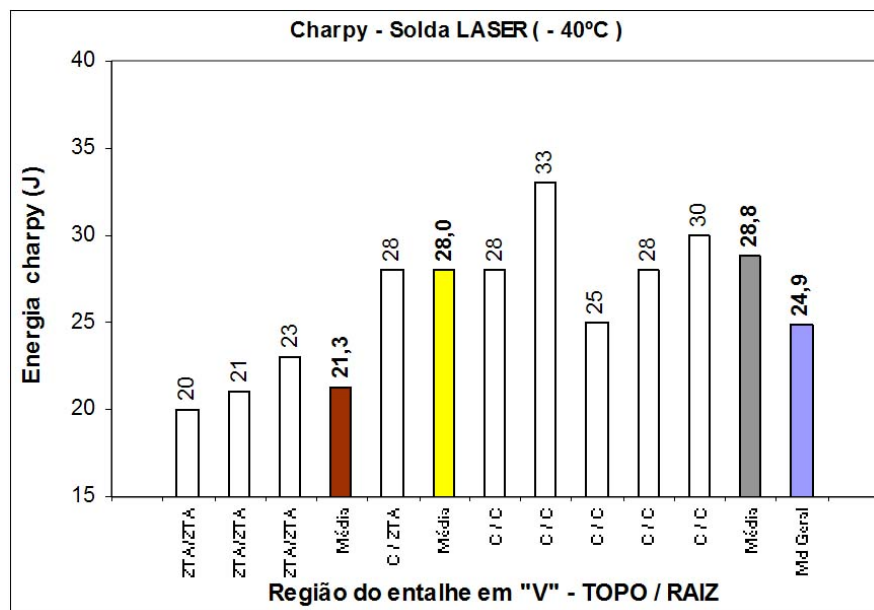


Gráfico 28 – Charpy (- 40°C) – Solda LASER.

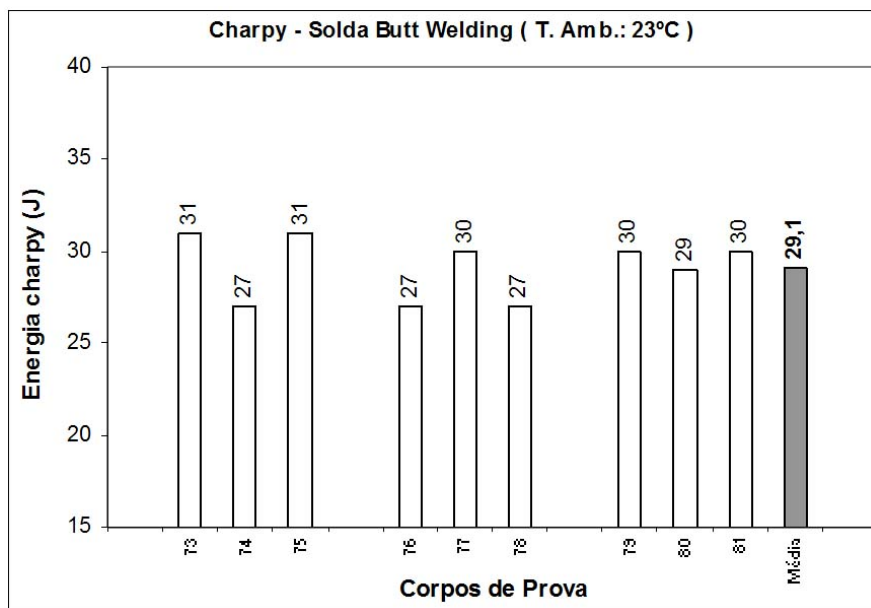


Gráfico 29 – Charpy (23°C) – Solda Butt Welding.

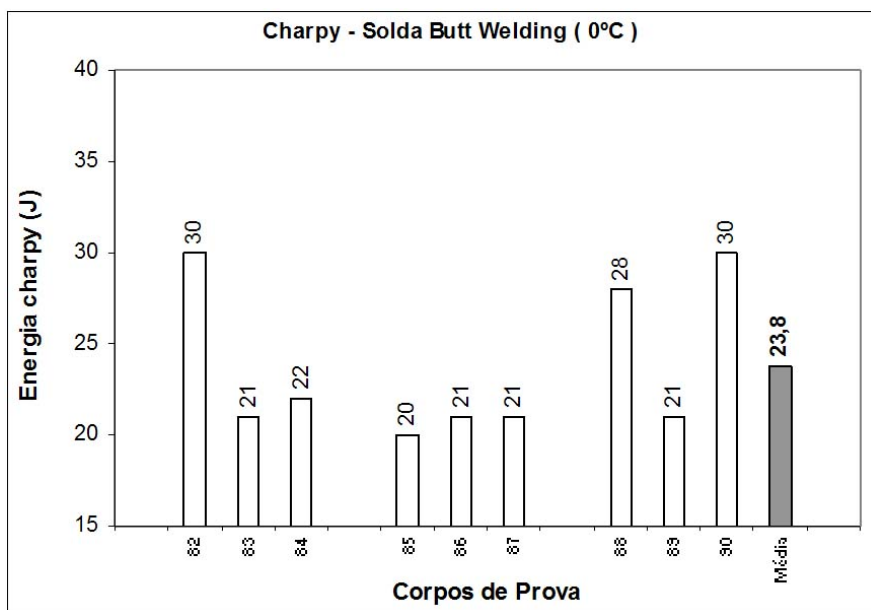


Gráfico 30 – Charpy (0°C) – Solda Butt Welding.

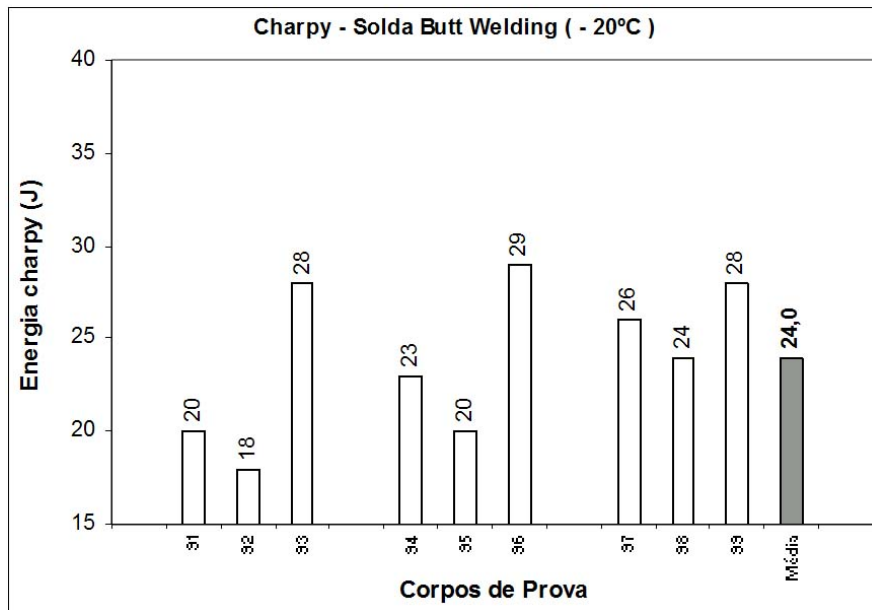


Gráfico 31 – Charpy (- 20°C) – Solda Butt Welding.

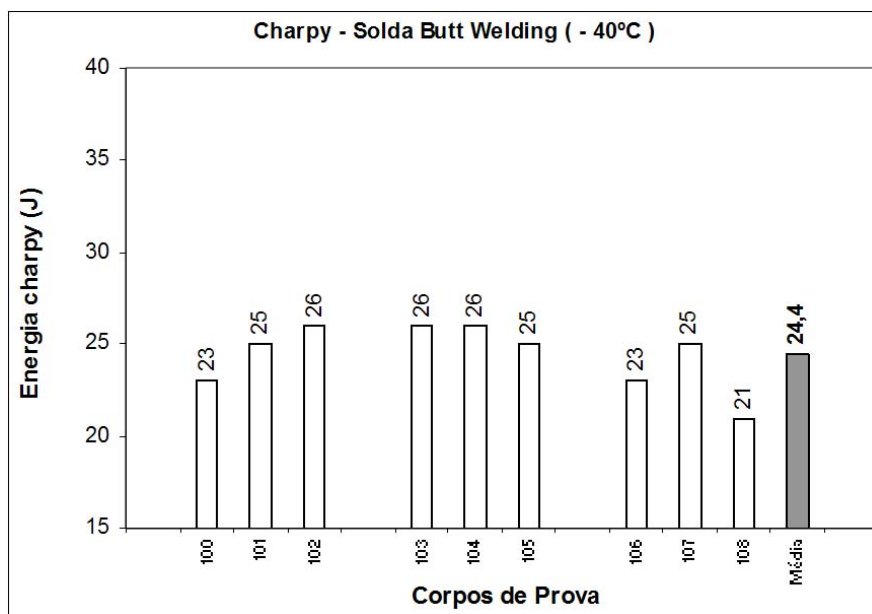


Gráfico 32 – Charpy (-40°C) – Solda Butt Welding.

4.8.1.1 - Comentários

A tabela XIII e o gráfico 33 apresentam valores médios de energia charpy, nas quatro temperaturas de ensaios, para o material de base B480, cp's com solda LASER e cp's com solda Butt Welding (BW). Os valores de energia do material B480 são os obtidos nos gráficos 10 a 13 do capítulo 3, item 3.1.1.6 (microestrutura e propriedades

mecânicas). Para os cp's com solda LASER foram considerados os valores da média geral em cada temperatura de ensaio.

Tabela XIII – Valores médio de energia charpy (J).

	TEMPERATURA DE ENSAIOS			
	23° C	0° C	- 20° C	- 40° C
MB B 480	28,7 (J)	28,3 (J)	29,0 (J)	26,6 (J)
Solda LASER	28,8 (J)	27,0 (J)	27,6 (J)	24,9 (J)
Solda BW	29,1 (J)	23,8 (J)	24,0 (J)	24,4 (J)

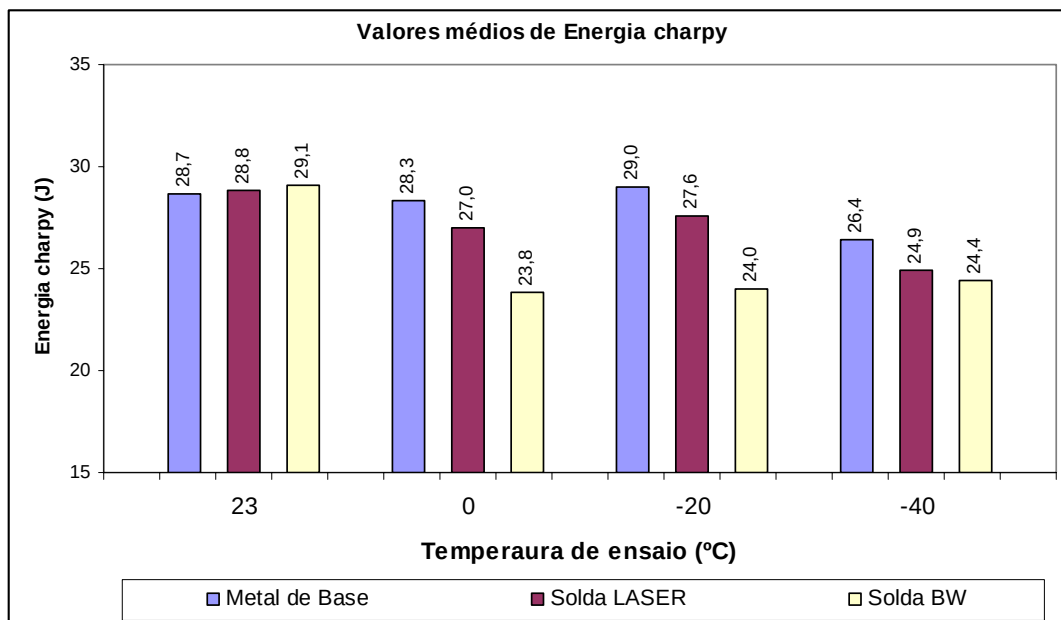


Gráfico 33 – Valores médios de energia charpy.

Observando os resultados apresentados no gráfico 33, verifica-se que o desempenho da solda LASER é bem compatível com a tenacidade original do material de base nas quatro temperaturas de ensaios, indicando comportamento satisfatório da solda LASER. Outro fator que corrobora esse bom desempenho está associado a dureza máxima sob cordão LASER, isto é, comparando os resultados de tenacidade entre as duas soldas, verifica-se que a LASER foi ligeiramente melhor, apesar dos ensaios de microdureza Vickers mostrarem valores muito superiores no cordão LASER. Esses ensaios mostraram valores máximo de aproximadamente 400 Hv na solda LASER,

enquanto na solda BW essa propriedade varia entre 200 a 260 Hv, conforme informado no gráfico 15 do item 4.1 (caracterização de uma junta Butt Welding – Pág. 137).

4.8.2 - Resultado das análises no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Foram selecionadas três regiões na junta soldada a LASER para apresentação de seus respectivos resultados, que são:

- i) Região do metal de base (MB),
- ii) Interface entre a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF) e
- iii) Centro da ZF do metal de solda (MS).

Essa análise não teve a pretensão de explorar a potencialidade de caracterização plena desse ensaio, como por exemplo, definir a morfologia de todos os produtos de transformação gama – alfa ($\delta \rightarrow \alpha$), possíveis efeitos de precipitação e reprecipitação de elementos microligantes, quantificar a fração volumétrica das fases retidas ou microfases e etc., mas descrever de forma sucinta a microestrutura e as fases presentes em regiões da solda LASER, que apresentaram comportamento diferenciado nos ensaios charpy, ou seja, regiões do entalhe em “V” na ZTA/ZTA e C/C. Definido esse critério, os resultados podem ser considerados extremamente importantes, pois é possível perceber o quanto é refinado a microestrutura na ZF, contribuindo assim no entendimento geral, justificando o bom desempenho da solda LASER durante a laminação do perfil do aro e nos testes de fadiga radial dinâmica, apesar da dureza máxima sob cordão da ordem de 400 Hv (~ 41 HRc), conciliando um conceito da metalurgia, que define o refino de grão como uma das poucas alternativas, se não a única, capaz de exercer endurecimento garantindo paralelamente satisfatória propriedades de tenacidade.

As figuras 134 a 142 apresentam os resultados das análises no MEV.

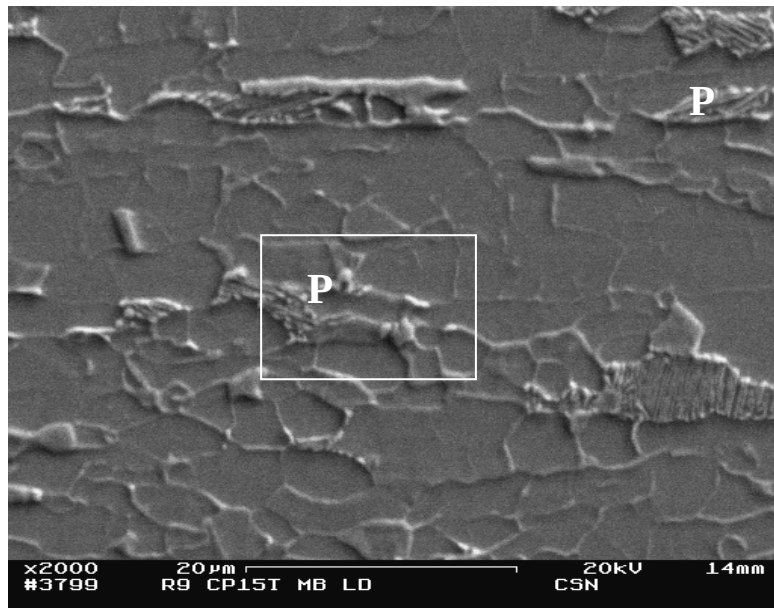


Figura 134 – Região do metal de base (MB).

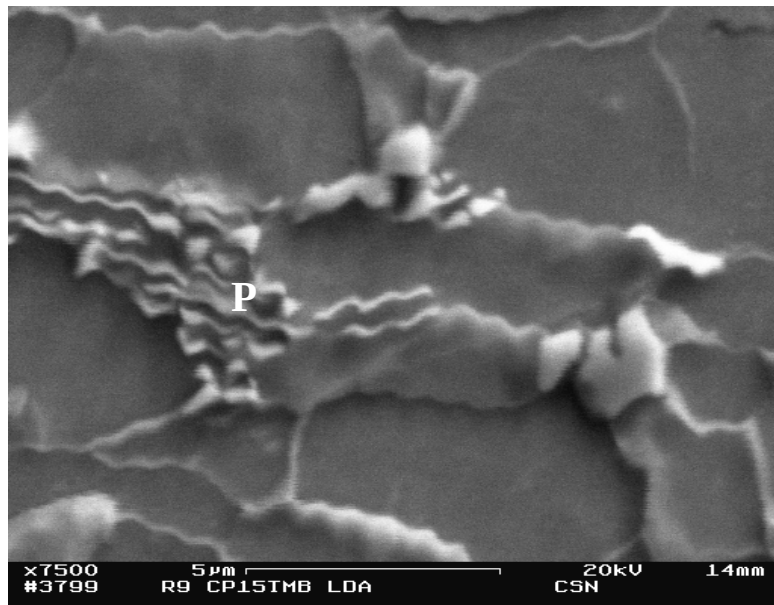


Figura 135 – Detalhe da figura 134.

As figuras 134 e 135 caracterizam a microestrutura do metal de base, constituída de grãos ferríticos refinados com granulação tendendo à acicularidade alinhada à direção de laminação, e cerca de 5 a 7% de perlita (P).

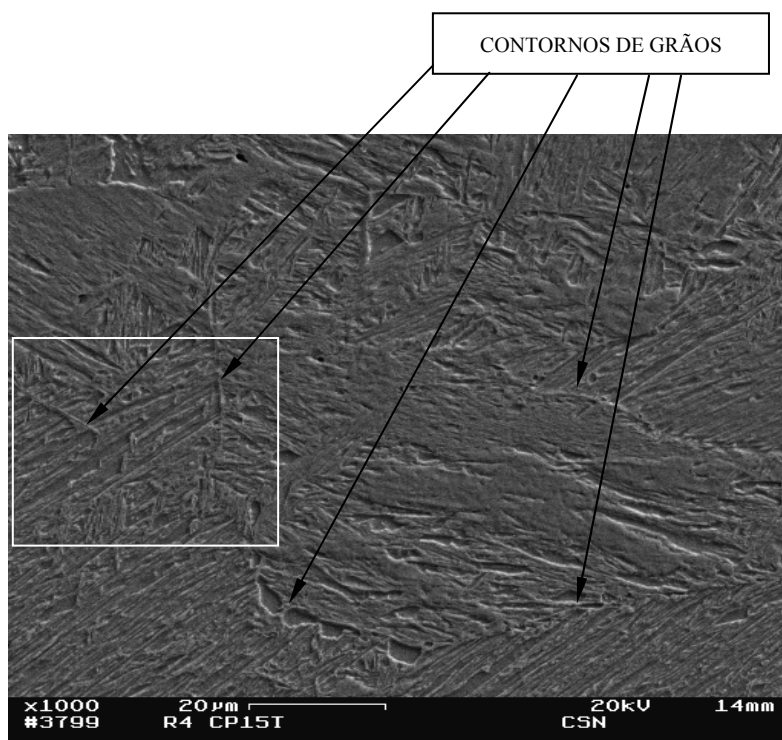


Figura 136 – Interface entre a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF).

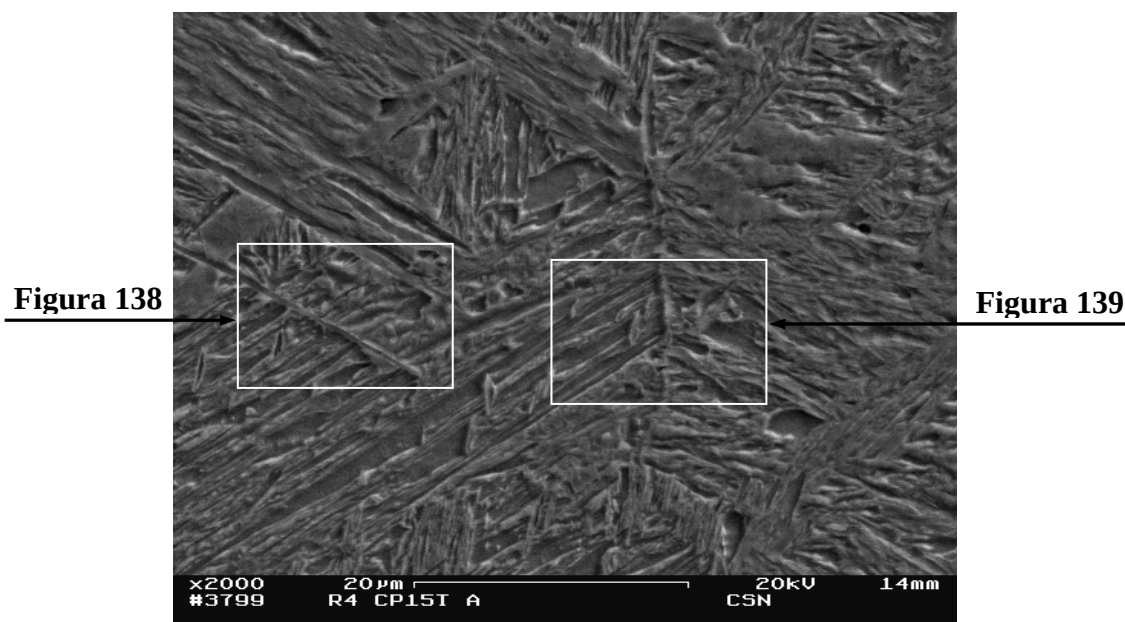


Figura 137 – Detalhe da figura 136.

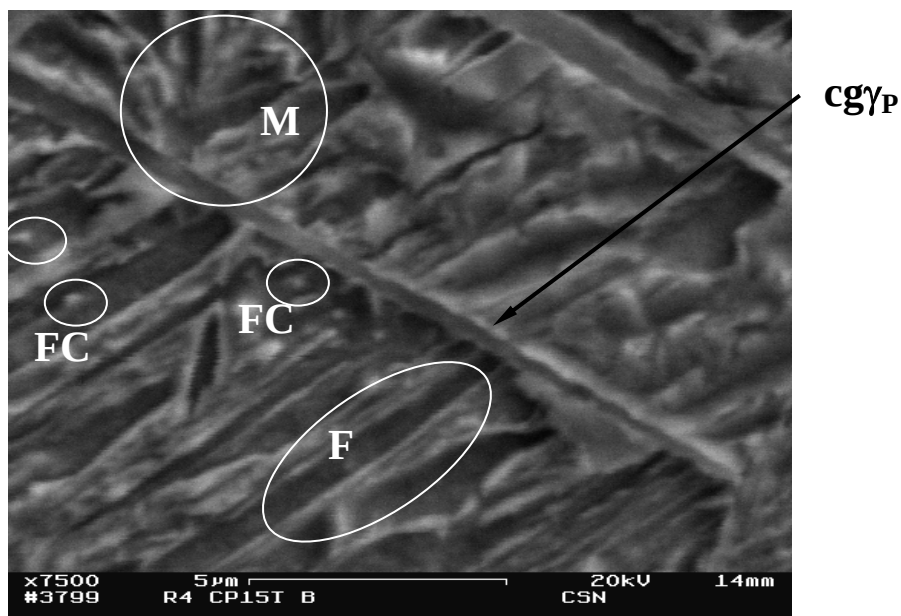


Figura 138 – Detalhe da figura 137.

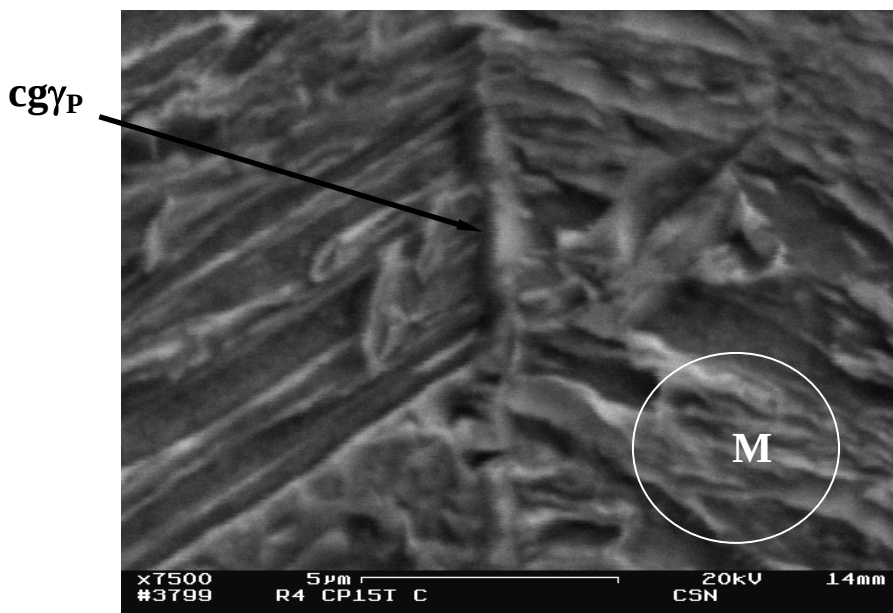


Figura 139 – Segundo detalhe da figura 137.

As figuras 136 a 139 mostram a microestrutura na interface entre a ZTA e a ZF, onde há predominância de microestrutura essencialmente acicular, onde se evidencia que os grãos austeníticos primários apresentam-se grosseiros, devido à região delineada pelos contornos de grãos (figura 136). A microestrutura se compõe em microconstituintes em formas de agulhas, principalmente ferrita (F), agregados ferrita-carbetos (FC) precipitados na matriz e algumas evidências de martensita (M). As figuras 138 e 139 detalham o contorno de grão austenítico primário ($cg\gamma_p$), que deram origem

aos microconstituintes em formas de agulhas, onde os agregados ferrita-carbetos (FC) se precipitam fora e entre as lamelas de ferrita (F).

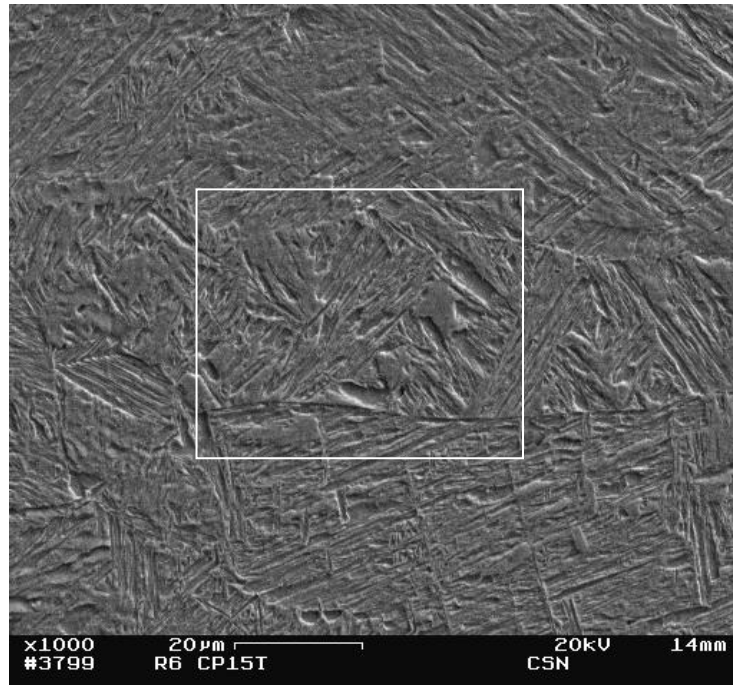


Figura 140 – Centro da zona fundida (ZF) do metal de solda (MS).

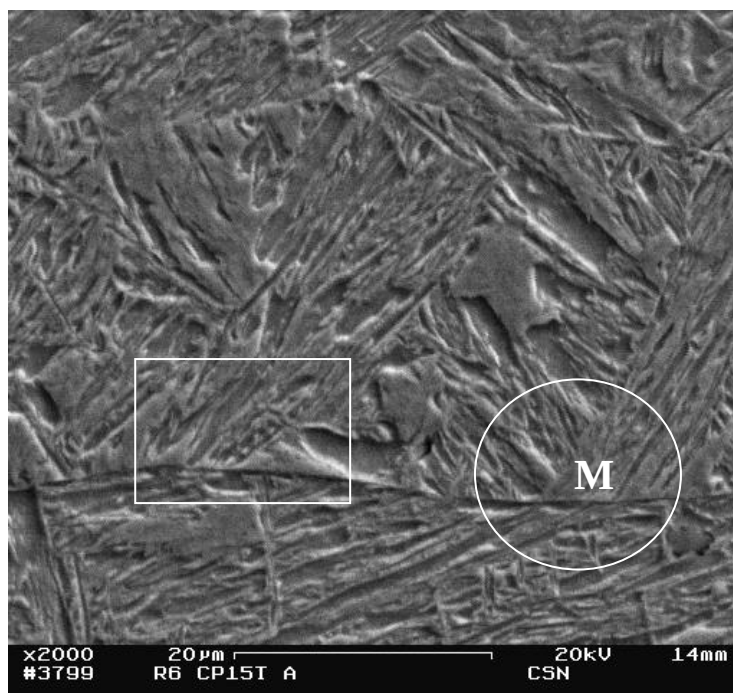


Figura 141 – Detalhe da figura 140.

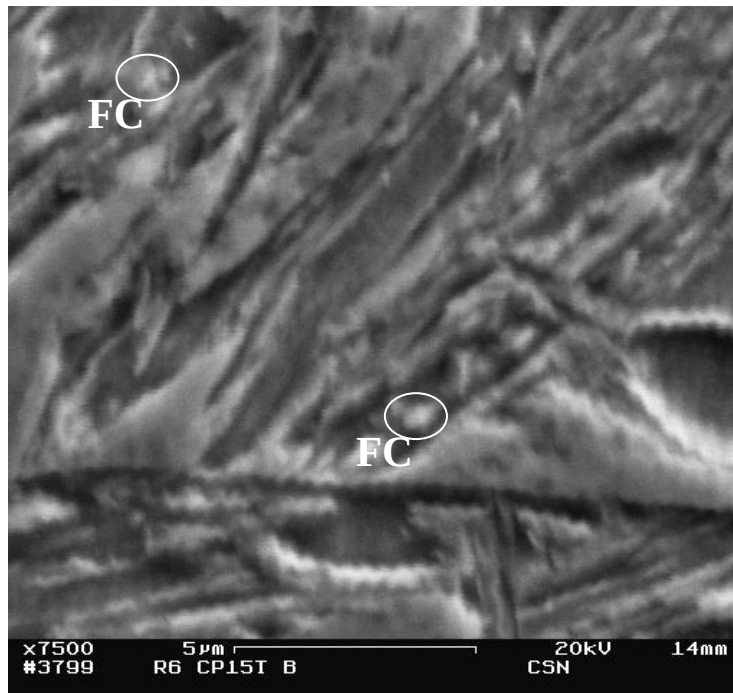


Figura 142 – Detalhe da figura 141.

As figuras 140 a 142 caracterizam o centro da zona fundida (ZF), onde se observa, na figura 140, microconstituintes fortemente aciculares, com grãos austeníticos primários refinados, quando comparado à região anterior (figura 136). As figuras 141 e 142 evidenciam a presença de fases martensíticas (M) e ferrita-carbeto (FC).

4.9 - Atratividade econômica da solda LASER em aro de roda.

Os resultados dos experimentos e ensaios realizados comprovaram a viabilidade técnica da soldagem LASER na aplicação aro de roda, porém, somente essa componente não é suficiente para justificar uma eventual substituição desse processo pelo atual, realizado por resistência elétrica. É necessário também uma análise de atratividade econômica completa, que considere todos os parâmetros importantes para determinar o verdadeiro potencial de retorno de investimento, com segurança absoluta de sucesso.

A título de exemplificação será realizado abaixo uma guisa de exercício de atratividade econômica considerando alguns parâmetros, sustentados pelos resultados técnicos obtidos, mostrando já nessa situação simplificada, sua considerável viabilidade. Obviamente que uma empresa, como do porte da Borlem, serão necessários estudos específicos de análises de investimento para justificar uma tomada de decisão na direção da soldagem LASER em aros. Entretanto o desempenho alcançado nos experimentos justificam o interesse em iniciar tal estudo econômico, restando apenas, completar a viabilidade técnica com testes em maiores escalas de produção, além de avaliar o comportamento dos aços de média resistência (C-Mn) e outros modelos de aros, ao ciclo térmico da soldagem LASER.

4.9.1 - Cálculo de atratividade econômica

Esse exercício foi realizado considerando alguns parâmetros, tais como, economia de material devido ausência do forjamento e rebarbação, fortíssima redução dos índices de sucata e retrabalho, além de uma leve redução na espessura do aro, atribuída à qualidade da solda LASER.

4.9.1.1 - Economia de material

Como no processo LASER não há necessidade da operação de deslocamento e forjamento, conforme ilustrado esquematicamente na figura 29, do item 2.8.1 (técnica operatória- pág. 51), economizando por tanto aproximadamente 6,00 mm de material de base, por aro produzido, foi considerado então o seguinte rendimento metálico (η) devido ausência dessa operação:

- Condições de contorno:

- densidade do aço (ρ):	7,86 g/cm ³ .
- consumo de material no forjamento:	6,00 mm.
- espessura do aro:	3,05 mm.
- largura do aro:	213 mm.
- comprimento linear do aro:	1220 mm.
- produção rodas/dia:	22.000 r/d (*).
- dias de produção mês:	24 dias/mês.
- produção rodas/mês:	528.000 rodas/mês.
- produção rodas/ano:	6.336.000 rodas/ano.

(*) para simplificação dos cálculos foi considerado produção somente do modelo AU5415 em todos os dias do ano.

- Rendimento metálico (η):

$$\begin{aligned}\eta &= 3,05 \text{ mm} \times 6,00 \text{ mm} \times 213 \text{ mm.} \\ \eta &= 3.897,9 \text{ mm}^3. \\ \eta &= 3,8979 \text{ cm}^3.\end{aligned}$$

$\eta \times$ produção roda/ano (η_p):

$$\begin{aligned}\eta_p &= 3,8979 \times 6.336.000. \\ \eta_p &= 24,697 \times 10^6 \text{ cm}^3.\end{aligned}$$

peso economizado (pe):

$$\begin{aligned}pe &: \eta_p \times \rho. \\ pe &: 24,697 \times 10^6 \times 7,86. \\ pe &: 194,12 \text{ t/ano (} \sim 21 \text{ bobinas de 9 ton).}\end{aligned}$$

Preço médio do aço: R\$ 2.600,00 t.

Redução de custo com economia de material (devido ausência do deslocamento e forjamento):

$$194,12 \text{ t/ano} \times \text{R\$ } 2.600,00 \text{ t} = \text{R\$ } 504.707,86 \text{ ano.}$$

4.9.1.2 - Redução nos índices e sucata e retrabalho

Em função da realidade produtiva da Borlem, é razoável considerar nesse cálculo índice de sucata geral de aproximadamente 1,9%, devido ocorrência de defeitos como os apresentados na figura 59 (Pág. 110), e considerando também, que apesar do desempenho da solda LASER ter sido de 100% nos experimentos realizados, após estabelecidos as condições otimizadas desse processo, entretanto, como não foi possível realizar testes em grande escala produtiva, será tomado como referência, que a solda LASER tenha a capacidade de reduzir em 85% os atuais índices de sucata, passando portanto, para uma realidade produtiva com aproximadamente 0,3%.

- Peso do aro (Pa):

$$Pa = \text{volume do blank (vb)} \times \rho.$$

$$Pa = vb \times \rho.$$

$$Pa = (0,305 \text{ cm} \times 21,3 \text{ cm} \times 122,2 \text{ cm}) \times (7,86 \text{ g/cm}^3).$$

$$Pa = 6,23 \text{ kg (por aro).}$$

- Tonelada produzida por ano (Tp/a):

$$Tp/a = Pa \times \text{produção de rodas/ano.}$$

$$Tp/a = 6,23 \text{ kg} \times 6.336.000 \text{ rodas/ano.}$$

$$Tp/a = 39.473,28 \text{ t/ano.}$$

- Considerando índice de sucata atual do processo Butt Welding: 1,9%

Volume total de sucata ano: $39.473,28 \times 0,019 = 749,99 \text{ t}$.

- Considerando índice de sucata estimado para o processo LASER: 0,3%.

Volume total de sucata ano: $39.473,28 \times 0,003 = 118,42 \text{ t}$.

- Ganho de massa metálica com a redução de sucata devido a solda LASER:

Ganho de massa metálica: $749,99 \text{ t} - 118,42 \text{ t} = 631,57 \text{ t}$ (~ 70 bob. de 9 ton.).

Redução de custo devido redução de sucata:

Redução de custo: $631,57 \text{ t} \times \text{R\$ } 2.600,00 = \text{R\$ } 1.642.082,00$ (sem considerar impostos, custos de retrabalho, manuseio, insumos, desgaste de equipamento e outros).

- Considerando preço médio da sucata de R\$ 480,00/t.

$631,57 \text{ t} \times \text{R\$ } 480,00 = \text{R\$ } 303.153,60$.

- Considerando 7% de redução de espessura no aço devido a qualidade da solda LASER:

Situação atual: 3,05 mm (Peso 6,23 kg).

Situação proposta: 2,83 mm.

Peso do novo aro: 5,79 kg.

Redução de peso: 0,44 kg/aro.

Redução de massa metálica/ano: $0,44 \text{ kg} \times 6.336.000 \text{ aro/ano}$.

Redução de massa metálica/ano: 2.787 t/a (~310 bob. 9 ton.).

Redução de custo: $2,787 \text{ t/a} \times \text{R\$ } 2.600,00$

Redução de custo: **R\$ 7.248.384,00/ano.**

Redução de custos totais/ano:

+ R\$	504.707,86
+ R\$	1.642.082,00
- R\$	303.153,60
+ R\$	7.248.384,00
R\$	9.092.020,26

4.9.2 - Comentários

Além do importante potencial de redução de custos considerados no exercício acima, não foi apontado a diferença no tempo de soldagem (tp) entre os dois processos, uma vez que a soldagem LASER mostrou capacidade de liberar um aro, para seguir as etapas posteriores de fabricação, em velocidade três vezes superior, viabilizando a utilização de uma máquina de solda para duas linhas de produção, enquanto que a situação atual são necessários quatro máquinas para duas linhas. São parâmetros como esses, e outros que certamente um fabricante de roda saberá identificar, para compor um estudo completo de retorno de investimento, a favor do processo de soldagem LASER, levando em consideração os custos fixos dessa tecnologia.

5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 - Solda Butt Welding

Em artigo publicado pela Society of Automotive Engineers (SAE) /98/, com o título “DC Butt Welding Process”, foi comparado o desempenho de juntas soldadas de aro de rodas, fabricados pelo processo de soldagem por centelhamento (Flash Butt Welding Process - FBW) versus processo de soldagem a topo por corrente contínua (DC Butt Welding Process - BW), destacando as vantagens que esse último proporcionou, em função de sua melhor eficiência produtiva, acompanhada da redução no consumo de energia e limpeza do ambiente de trabalho, devido ausência do centelhamento, isto é, ausência de projeções de metal líquido.

A tecnologia desse equipamento de soldagem surgiu a partir do processo FBW, em meados da década de 80, com o conceito principal de reduzir o tempo de soldagem associado à aplicação de menor aporte térmico (H), em juntas de aro de rodas, com garantias de excelente desempenho dessas peças e altíssima eficiência produtiva. Esse avanço foi viabilizado com engenharia de aplicação, via otimização dos parâmetros de soldagem BW, dentro de janelas de trabalho, que correlacionam faixa de ajustes aceitáveis para os três principais parâmetros desse processo, que são, a intensidade da corrente de soldagem, pressão entre eletrodos e tempo de soldagem. Esses parâmetros são os mesmos que governam a soldagem por resistência elétrica, como por exemplo, a solda a ponto (Spot Weld).

O estudo do SAE evidenciou as principais características e tipos de defeitos gerados, para os dois processos de soldagem acima mencionados, em juntas de aro de roda, e permitiram as seguintes conclusões:

- i) O tempo de soldagem no processo BW é de aproximadamente 4 a 6 vezes menor, com o benefício de não haver o centelhamento, uma característica tipicamente prejudicial ao ambiente de trabalho e na preservação da vida útil do equipamento,

- ii) O principal tipo de defeito no processo FBW é a presença de inclusões não metálicas, como óxidos de Si – Al – Mn, na interface de solda, devido deficiência na sincronização do centelhamento com o deslocamento e forjamento da máquina de solda, apesar de ser mantida a característica de aplicação uniforme do aporte térmico (H) ao longo da interface de solda,
- iii) Os principais tipos de defeitos no processo BW é a solda fria e a trinca de superaquecimento. Esses defeitos são controlados através de corretos ajustes dos principais parâmetros de soldagem. A solda fria, por exemplo, é caracterizada por caldeamento insuficiente da interface de solda, originada devido ao baixo aporte térmico (H) aplicado. Em contrapartida, a trinca de superaquecimento é fortemente influenciada por pequenas quantidades de forjamento, em altas condições de aplicação do H, ao longo da interface de solda, e
- iv) O aquecimento em ambos os processos ocorrem por efeito Joule, devido à resistência elétrica do material de base e da interface de contato. Entretanto, esse aquecimento é mais uniforme, em direção aos lados da interface, para o processo FBW em relação ao processo BW, caracterizando assim aplicação de maior H no primeiro processo em relação ao segundo.

Em função das conclusões acima, e devido o processo BW representar uma tecnologia mais avançada, estudos sobre as principais influências e efeitos dos parâmetros de soldagem desse processo, nas propriedades de juntas soldadas, de aros de rodas, utilizando aços da classe 50 a 60 kgf/mm² (490 a 590 MPa) de limite de resistência (LR), com 2,6 mm de espessura e 200 mm de largura, foram realizados e informações desse estudo /98/, evidenciam duas importantes características, que são:

- i) os efeitos dos parâmetros de soldagem na causa de defeitos e
- ii) distribuição de dureza na junta soldada.

Em relação a primeira é apresentado uma metodologia para determinar o percentual de trincas, ao longo de uma junta soldada, conforme figura 143, para:

- os efeitos da densidade de corrente e pressão aplicada pelos eletrodos e
- fator de deformação (v) da interface de solda.

As figuras 144, 145 e 146 evidenciam essas correlações.

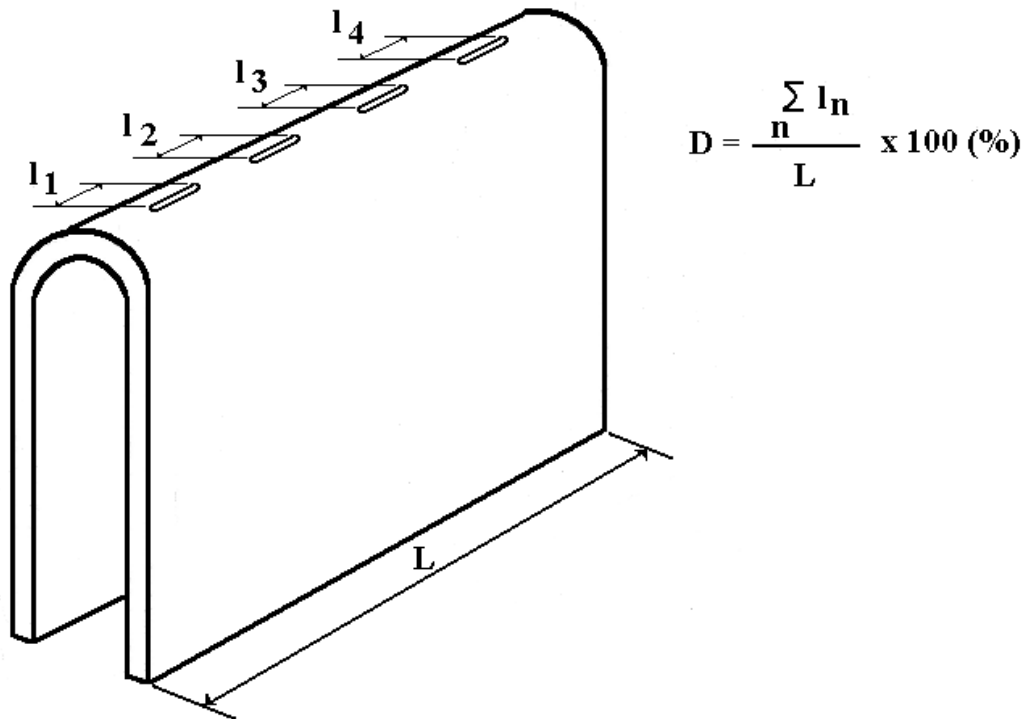


Figura 143 – Método para determinar a evolução do percentual de trincas /98/.

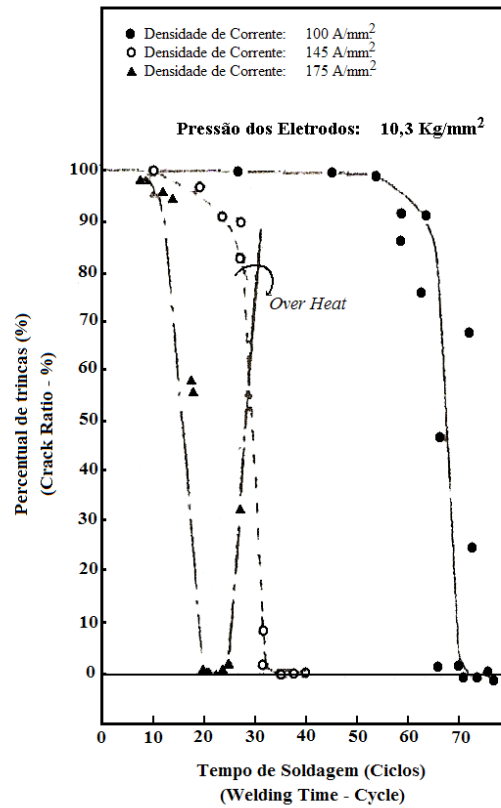


Figura 144 – Efeito da densidade de corrente no percentual de trinca /98/.

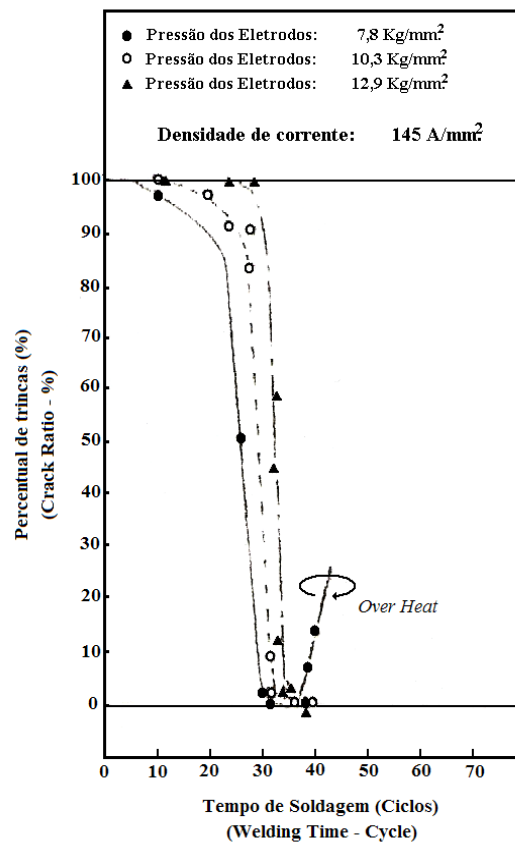


Figura 145 – Efeito da pressão dos eletrodos no percentual de trinca /98/.

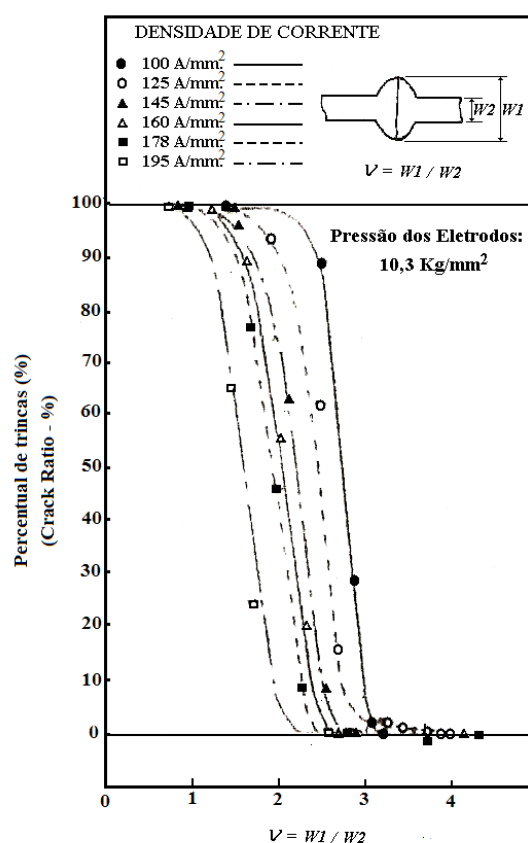


Figura 146 – Efeito do fator de deformação (v) da interface de solda, no percentual de trinca /98/.

Em relação à segunda característica, a figura 147 mostra um comparativo entre o perfil de microdureza Vickers (H_v 5 kg), em juntas soldadas produzidas nos dois processos (FBW e BW), utilizando condições otimizadas de ajustes nos parâmetros, mantendo-se o mesmo aço e dimensões do aro, informadas anteriormente. Observa-se nessa figura que o pico de dureza promovido pelo processo BW é superior, e de acordo com informações do SAE /98/, a explicação para essa ocorrência é justificada pela maior taxa de resfriamento alcançada nesse processo, que fornece baixo aporte térmico de soldagem, em função de operar com reduzido tempo de soldagem, da ordem de 4 a 6 vezes menor em relação à soldagem FBW. Na figura 148 fica mais evidente essa influência da taxa de resfriamento, quando avaliada em conjunto com o aumento do percentual de elementos de liga do material, nota-se que a diferença de dureza máxima vai gradativamente aumentando, entre os dois processos de soldagem, conforme aumenta o carbono equivalente (C eq.) do material de base. Esses resultados de dureza

são importantes para comprovarem certos benefícios que os processos de soldagem com baixo aporte térmico promovem, apesar do aumento da dureza, que se bem controlados favorecem a produtividade das linhas de fabricação de aros de rodas.

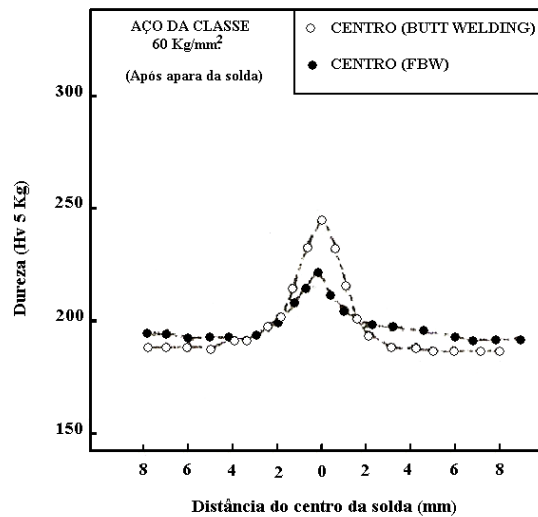


Figura 147 – Comparação entre distribuição de dureza em juntas soldadas dos processos Butt Welding (BW) e Flash Butt Welding (FBW) /98/.

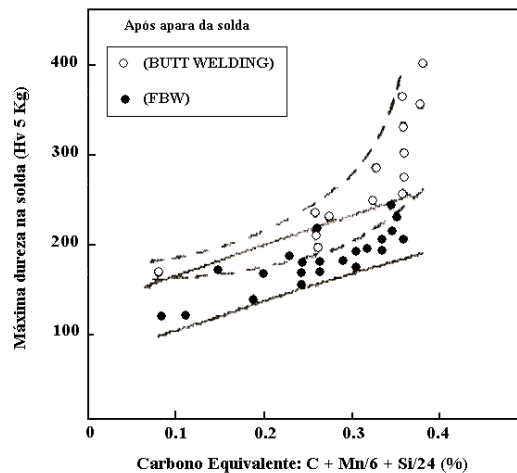


Figura 148 – Influência do carbono equivalente na dureza máxima da solda /98/.

5.1.1 - Comentários

Ao final dessas séries de avaliações realizadas pela SAE /98/, foram estabelecidas as seguintes características do processo Butt Welding (BW), para justificar a aplicação dessa tecnologia de soldagem na produção de aros rodas, em substituição ao processo Flash Butt Welding:

- i) As principais causas de defeitos, gerados por esse processo, são a solda fria e a trinca de superaquecimento,
- ii) Os defeitos de soldagem são controlados ajustando adequadamente os três principais parâmetros, corrente e tempo de soldagem, pressão dos eletrodos, além do fator de deformação (v),
- iii) A distância total do deslocamento e forjamento, para controlar o fator v , são condições importantes para garantir baixos índices de falhas, e
- iv) A dureza máxima na junta soldada é maior, em relação ao processo FBW, em função da aplicação de menor aporte térmico, aumentando consequentemente no ciclo de soldagem, o gradiente térmico de resfriamento.

5.1.2 - Comentários gerais sobre resultados da solda Butt Welding

Os resultados do item 4.1 (pág. 133), que caracterizam a situação atual de uma junta soldada no processo Butt Welding (BW), para o material CSN B480, estão bastante alinhados com o conteúdo apresentado na publicação da SEA /98/, especialmente no que diz respeito sobre as variações de aspecto e microestruturais da interface de solda, caracterizadas nas análises metalográficas (figura 82 – pág. 135) e nos resultados de microdureza Vickers (gráfico 14 – pág. 136), que indicam haver significativas variações no ciclo térmico de soldagem, ao longo da linha de solda, no sentido da largura do aro, devido ocorrência de aporte térmico (H) aplicado de modo

não uniforme, como abordado na publicação da SAE. O efeito desse tipo de ocorrência, que é uma característica peculiar do processo BW, influencia diretamente no desempenho dos aros durante a fabricação, gerando trincas e rompimentos do tipo apresentado na figura 59 (pág. 110), exigindo, portanto extremo cuidado nos ajustes dos parâmetros de soldagem, que até certo ponto podem ser considerados de solução complexa, para garantir elevada eficiência produtiva.

Reduzidos percentuais de falha nas linhas de produção de aros, são alcançados através de janelas de trabalho que correlacionam adequadas faixas de pressão dos eletrodos, densidade de corrente, tempo de soldagem e fator de deformação (v) ajustados em função do deslocamento e forjamento da junta soldada. Além disso, em escala produtiva elevada, como é a realidade de todo segmento automotivo, essa janela de trabalho tem que ser capaz o suficiente para absorver variações que ocorrem nas propriedades do material de base, desgaste do equipamento, ao longo da produção, e ser muito bem padronizada para atender toda gama de produtos da carteira produtiva, que absorve especificações, espessuras e larguras diferenciadas, para cada modelo de aro.

As figura 147 e 148 (pág. 213) abordaram o comportamento da dureza máxima na interface de solda, em função do aporte térmico (H) aplicado para os dois processos de soldagem que são utilizados na fabricação de aros de rodas. Mais especificamente os dados da figura 148, é associado a influência do aporte térmico versus carbono equivalente do material de base, no valor dessa propriedade. Comparando então os resultados de composição química do aço CSN B480, apresentado no item 3.1.1.2 (pág. 95), verifica-se que o valor do carbono equivalente é de 0,26 aproximadamente (calculado de acordo com a equação da figura 148), e analisando os resultados apresentados no gráfico 14 (pág. 136), observa-se que os valores de dureza no centro da interface de solda, e regiões adjacentes, por volta de 1,00 mm de cada lado da interface, apresentaram valores entre 190 à 260 Hv, que são compatíveis com os resultados apresentados na figura 148, para aços com 0,26 de carbono equivalente soldado no processo BW. Essa evidência confere segurança na metodologia e ensaios realizados no atual trabalho, e melhoram a credibilidade para apontar as limitações do processo BW, na fabricação de aros, dentro da atual realidade produtiva das indústrias automobilísticas, associadas aos novos desafios exigidos pelo mercado no desempenho dos automóveis, que a cada dia necessitam aplicar aços de mais alta resistência

mecânica, com garantias de conformabilidade, tenacidade e soldabilidade. Portanto aços com essas características são fabricados via TTM severos e controlados, onde certos ciclos térmicos de soldagem, não são mais eficientes para manter satisfatoriamente as propriedades e desempenho das juntas, justificando assim a aplicação de tecnologias de soldagem mais avançadas, como a solda LASER, uma vez que processos do tipo BW, estão atualmente na fronteira de seu limite técnico e econômico, para responderem satisfatoriamente as novas demandas de aços exigidos pelo segmento automotivo, como também as atuais escalas produtivas.

5.2 - Solda LASER

Os experimentos realizados com o processo de soldagem LASER tiveram logo na primeira fase, a premissa de interagir os ajustes dos parâmetros de soldagem versus razão de aspecto e propriedades mecânicas da junta soldada, associado ao aporte térmico (H) aplicado, controlado pela velocidade de soldagem (V_s). Esses ajustes foram realizados dentro de uma seqüência de trabalho, referenciadas nas informações da revisão bibliográfica, item 2.10.5 (parâmetros de soldagem a LASER a gás de CO_2 – pág. 78).

Após a 2ª fase, as análises dos resultados já permitiram fixar diversos parâmetros de soldagem, para controlar, por exemplo, a razão de aspecto da junta, entendendo como se comportava a profundidade de penetração, largura da zona fundida (ZF), concavidade no topo da solda e mordeduras. Após tratamento dos resultados, da primeira e segunda fase de experimentos, o principal direcionamento que conduziu o andamento dos trabalhos foram as informações contidas na figura 53, item 2.10.5.3.1 (potência do LASER e velocidade de soldagem – pág. 88) que correlaciona a profundidade de penetração do cordão de solda versus a velocidade de soldagem, em função da espessura do material de base e a potência do ressonador LASER, uma vez que ficou caracterizado que a variação da velocidade de soldagem influencia significativamente na largura da zona fundida (ZF) e quase não afeta a dureza máxima sob cordão, como documentado no gráfico 18, item 4.3 (segunda fase de experimento com solda LASER – pág. 143) que mostra dureza máxima entre 390 a 420 Hv, quando

utilizado velocidade de soldagem entre 2,4 a 3,5 m/min (40 a 58 mm/s) significando aporte térmico (H) aplicado entre 0,200 a 0,137 KJ/mm respectivamente. Outra informação importante que deve ser ressaltada é o fato de não ter ocorrido defeitos típicos, que geralmente são observados em juntas soldadas, tais como porosidade, trincas, excesso de reforço no topo e na raiz da solda, falta de fusão e outros abordados na norma EN ISO 13919-1:1997 mencionada no item 2.10.6.1 (normas existentes em soldagem a LASER – pág. 90).

A partir da terceira fase de experimentos, a máxima V_s foi objetivada, mantendo a qualidade da junta com características aceitáveis para aplicação em aro de rodas, uma vez caracterizado as propriedades mecânicas da solda LASER via ensaios de tração e embutimento Ericksen, assim como o aspecto do cordão de solda no topo e na raiz, ao longo do percurso de soldagem e perfil de corte na guilhotina, lados direito e esquerdo da junta, nas três principais regiões de corte por cisalhamento, sendo em seguida submetidas às condições reais de solicitações mecânicas dentro de uma unidade de produção, onde a solda LASER ficou sujeita a todas as etapas de fabricação de aros mostrada na figura 58, item 3.2.1.1 (seqüência de produção – pág. 109). Essa prática foi executada na quarta fase e os primeiros resultados indicaram precisamente o “ponto fraco” dos experimentos, realizados até aquele instante, e ao mesmo tempo garantiram segurança à metodologia aplicada, permitindo avanços consistentes no desenvolvimento do trabalho. Pode-se mencionar como “ponto fraco” a presença de uma descontinuidade metálica, devido a ocorrência de um “entalhe” na saída da solda, formada devido ausência de material sólido à frente da poça de fusão, ou seja, a explicação para essa ocorrência pode ser justificada entendendo que, ao iniciar a solda, através da entrada do feixe LASER, a cavidade cilíndrica de metal fundido (“keyhole”) que se forma, tem sempre a frente material sólido para fundir, e esse concomitante atua como uma “parede” que sustenta um determinado volume de metal líquido dentro de uma área de concentração, formando a poça de fusão. Entretanto, na saída essa “parede” deixa de existir e o metal líquido escorre, formando o “entalhe”. Quanto a segurança na metodologia, tem-se a evidência, de um determinado percentual de aprovação dos resultados no 1º teste na Borlem, que apesar da limitação do fator de forma (“entalhe”) na saída do feixe LASER, houveram blanks que alcançaram a etapa final de fabricação de aros, embora com ocorrência de microtrincas transversais sob o cordão, na região de maior conformação do perfil do aro, região essa que apresentou aproximadamente

21,5% de alongamento total, após as etapas de laminação e expansão, conforme registrado na figura 131, detalhe “e” item 4.7 (sexta fase de experimentos – 2º teste na Borlem – pág. 185).

Para as fases seguintes, procurou-se avaliar mais precisamente o desempenho da junta soldada às condições de fabricação, eliminando o “entalhe” na saída, com um procedimento preventivo via solda TIG, para preencher esse defeito, permitindo assim direcionar todas as atenções em avaliar apenas os efeitos dos parâmetros de soldagem na qualidade da solda, após realização de ajuste mais precisos, como por exemplo, maior vazão de gás hélio (He) e aumento da velocidade de soldagem, que atingiu 4,6 m/min (76,6 mm/s), equivalendo aporte térmico (H) aplicado, igual a 0,104 KJ/mm, permitindo evidenciar novamente que a variação na velocidade de soldagem (V_s) não altera a dureza máxima sob cordão, para materiais de alta resistência baixa liga (ARBL) microligado ao nióbio (Nb), como o aço B480, afetando tão somente a largura da zona fundida (ZF), conforme documentado no gráfico 23 e figura 127, item 4.6.1 (resultados da atividade avaliativa – pág. 178). Essa figura comprova o comentário acima, evidenciando o efeito de uma reduzida V_s , igual a 1,8 m/min (30,0 mm/s) e aporte térmico de 0,266 KJ/mm, em relação a uma V_s otimizada com 4,6 m/min. Paralelamente a esses resultados, foi explorada a influência dessa diferença entre as duas velocidades de soldagem, no formato da poça de fusão, avaliando se haveria como identificar diferenças geométrica da poça de fusão, como por exemplo, do tipo gota alongada ou elíptica, para caracterizar o prolongamento dos grãos solidificado dentro da zona fundida (ZF). Foi então constatado que não houveram diferenças marcantes entre essas duas velocidades de soldagem, uma vez que a morfologia do crescimento de grão, que apresentaram prolongamento constantes ao longo da maior parte da superfície de solidificação, com crescimento colunar e direção praticamente transversal à de soldagem, caracterizando a forma da poça de fusão, em ambos os casos como do tipo gota alongada, percebendo-se apenas leve diferença no tamanho dos grãos colunares para à condição de maior V_s , que apresentava-se mais refinada, provavelmente devido ao maior grau de super-resfriamento promovido por uma condição de soldagem de menor aporte térmico aplicado, que obrigatoriamente promove maior gradiente térmico no resfriamento, favorecendo a taxa de nucleação ($\dot{N}$) dos produtos de transformação da austenita.

Após validado todo conjunto de informações técnicas com V_s de 4,6 m/min (76,6 mm/s) e comprovado a eficácia do procedimento preventivo na saída da solda LASER, o desempenho dos aros atingiram 100% de aprovação no 2º teste na Borlem (sexta fase de experimentos), sendo então selecionado duas rodas para ensaios de testes de fadiga radial dinâmica, com aros soldados a LASER, sendo ao final obtidos índices de aprovação com desempenho consideravelmente satisfatório registrando índice de ciclagem em fadiga com fator de 2 a 2,5 vezes superior, em relação ao mínimo estabelecido na norma utilizada para validação, com os ensaios sendo finalizados após vazamentos de ar na solda Butt Welding, em uma das rodas, e na outra por motivo de vazamento de ar na solda de união aro/disco.

Na sétima fase de experimentos, foi avaliado o resultado de um procedimento “criativo” de soldagem, que teve como meta corrigir o “entalhe” na saída da solda LASER, sem a necessidade do preenchimento com metal de solda e os resultados atingiram esse objetivo, conforme ilustrado na figura 74, item 3.2.2.7 (sétima fase de experimentos com solda LASER – pág. 129), que mostra o aspecto da saída da solda sem a presença do entalhe, e a figura 149 abaixo, juntamente com seus detalhes, mostram, a título de complementação dos resultados, da sétima e oitava fase de experimentos, o aspecto do cordão de solda ao longo da largura do aro AU5415.



(a)



(b)



(c)



(d)



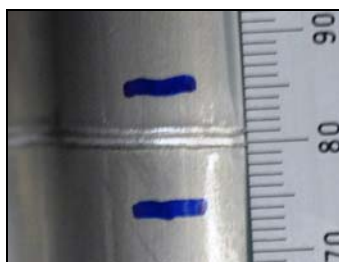
(e)



(f)



(g)



(h)



(i)

Figura 149 – Aro soldado a LASER na última fase de experimentos, sem ocorrência de microtrincas e sem a presença de “entalhe” na saída.

Para finalizar o conjunto de avaliações técnicas, após definidas as condições otimizadas para a soldagem LASER, com velocidade de 4,6 m/min (76,6 mm/s), que permite soldar um blank com 213 mm de largura e 3,05 mm de espessura, em apenas

2,78 segundos, como é o caso do modelo AU5415, foram realizados ensaios charpy no cordão de solda LASER e Butt Welding e análises no microscópio eletrônico de varredura (MEV) da solda LASER, nas regiões do material de base, interface entre a zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) e no centro da ZF. Os resultados dos ensaios charpy foram avaliados comparativamente entre o material de base, a solda LASER e a solda Butt Welding, em quatro diferentes temperaturas, onde se observou desempenho satisfatório da solda LASER, quando comparado aos resultados do material de base, para as quatro temperaturas de ensaios, e também apresentando melhores valores de energia charpy quando comparado à solda Butt Welding. Esses comentários são comprovados nos resultados apresentados na tabela XIII e gráfico 33, item 4.8.1.1 (comentários – pág. 196). Quanto aos resultados no MEV ficou caracterizados o forte refinamento microestrutural na ZF, justificando os bons desempenhos durante as etapas de transformação dos blanks em aros, nos testes de fadiga radial dinâmica e nos ensaios charpy, para uma matriz microestrutural formada por agulhas de ferrita, agregados ferrita-carbeto e martensita, conforme documentados nas figuras 136 a 142 (págs. 200 à 202). Os bons resultados dessa microestrutura podem ser justificados, considerando que o crescimento colunar dos grãos foi submetido à parâmetros de solidificação predominantemente do tipo celular dendrítico.

5.3 - Considerações finais

A viabilidade técnica de aplicação do processo de soldagem LASER a gás de CO₂ na fabricação de aros de rodas, foi demonstrada em todos os resultados contidos nesse trabalho, assim como a viabilidade econômica, embora essa não houvera considerado todos os parâmetros que devem compor os cálculos de atratividade, dentro de um projeto amplo de retorno de investimento. Entretanto outros conceitos técnicos devem ser levados em consideração para justificar a contínua utilização de processos de soldagem mais recentes, como ocorreu na década de 80 /98/, com a substituição do processo Flash Butt Welding (FBW) pelo processo DC – Butt Welding (BW), que permitiu expressivos ganhos de produtividade, principalmente em função do menor aporte térmico (H) aplicado, que é um dos conceitos mantidos para justificar a continuidade do avanço tecnológico representado pela soldagem LASER.

Exemplos de outros conceitos disponíveis na literatura, que refletem precisamente o cenário atual do segmento automobilístico, associados às informações contidas na revisão bibliográfica, podem ser considerados como irreversíveis e utilizados para consolidar tomadas de decisões estratégicas de unidades produtivas. Logo alguns desses conceitos serão abordados abaixo.

No item 2.6.1.3 (mesa de resfriamento e temperatura de bobinamento – pág. 35), foi mencionada a importância do resfriamento controlado (RC) para conferir eficientes taxas de refino de grão ferrítico a partir de microestruturas austeníticas condicionadas, conforme mostrado na figura 21 (pág. 38), viabilizando assim a produção de materiais de elevada resistência mecânica, acompanhado de adequados níveis de ductilidade e tenacidade. Além disso, em publicações técnicas de pesquisadores como Santos /99/, são abordados o conceitos do desenvolvimento de aços C-Mn e microligados, com boas propriedades mecânicas, como por exemplo, alta resistência mecânica, alta tenacidade a baixas temperaturas e ótimas características de ductilidade e soldabilidade, que refletem o aumento na procura, por parte das indústrias automobilísticas, de materiais mais resistentes e capazes de absorver grandes quantidades de energia. Essas características são alcançadas por um único mecanismo de endurecimento, que é o refino de grão, e a figura 150 ilustra esse efeito, em aços C-Mn microligado ao nióbio (Nb), considerando a relação de Hall-Petch, onde o limite de escoamento (LE) aumenta linearmente com a redução no tamanho de grãos ferríticos. Outro fator que pode ser maximizado através do refino de grão é a questão uniformidade das propriedades no produto final ao longo de todo comprimento e largura das bobinas, que no caso específico para a aplicação em aros de rodas é uma condição extremamente ambicionada pelos transformadores de aço e também uma das grandes preocupações de resolução dos metalurgistas.

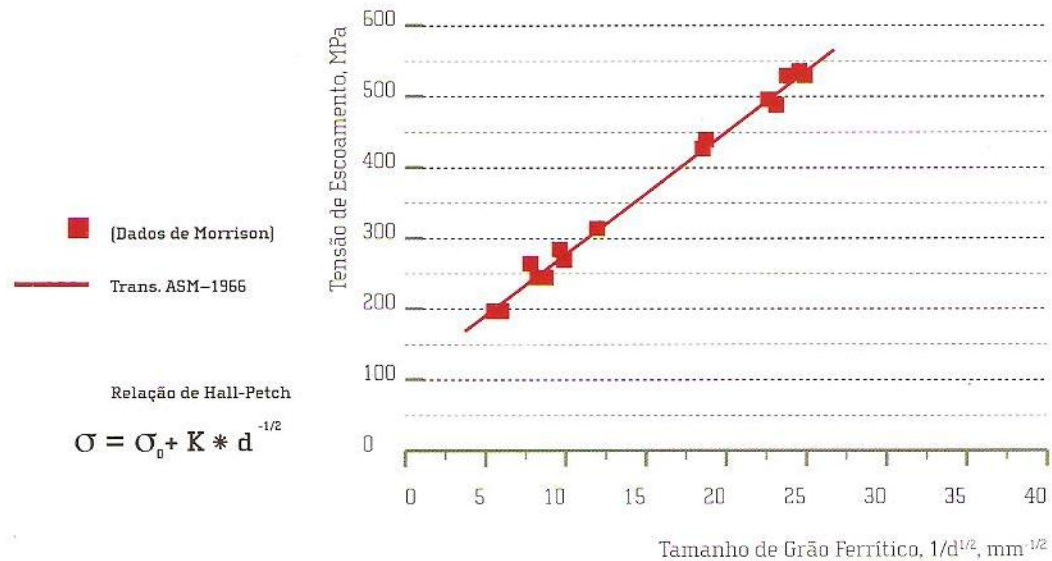


Figura 150 – Aumento do Limite de Escoamento (LE) em função do refino de grão ferrítico /99/.

A variação do LE de uma tira laminada a quente microligada ao Nb foi exemplificada na figura 26, item 2.6.1.5 (uniformidade de processo – pág. 44) que caracterizou a heterogeneidade dessa propriedade ao longo de uma bobina, mas a verdadeira percepção dos efeitos exercidos pela baixa uniformidade das propriedades em produtos planos, vão estar consideravelmente associados à aplicação final de transformação. Dentro desse contexto pode-se aproveitar uma definição do professor Landgraf /43/, onde sempre devemos buscar no “tetraedro da ciência” dos materiais as correlações entre processo-microestrutura-propriedades e desempenho, quando comentou sua interpretação, sobre a publicação de um usuário do aço, do centro de desenvolvimento da divisão norte-americana da DaimlerChrysler, ao divulgar um estudo sobre a redução de peso em carrocerias automotivas. Nesse estudo, Milititsky /100/, direciona o papel dos novos aços para a indústria automobilística em laminados a frio, entretanto a essência dos conceitos técnicos são perfeitamente válidas para os aços laminados a quente aplicados no setor de auto-peças, e a conclusão de sua publicação, após justificar os desafios enfrentados pela comunidade automotiva para superar a crise do petróleo e posteriores adoções de leis ambientais mais severas foram:

- i) Otimização dos materiais que compõem o veículo,
- ii) Utilização de design mais eficientes com geometria que otimizem a rigidez e capacidade de suportar cargas de deformação e
- iii) Uso de técnicas contínuas de adesão como soldagem a LASER ou junção por adesivo, que aumentam muito a rigidez, resistência à fadiga e a capacidade de suportar cargas das estruturas dos automóveis.

Logo todos esses conceitos abordados acima são adequados à justificativas sobre o uso da soldagem LASER em aros de rodas.

Em outra publicação, Manohar et al. /101/, estudando o comportamento de aços microligados contendo Nb, Ti, Mn e Mo, durante transformações no resfriamento contínuo, em amostras não deformadas e deformadas, sob condições de TTM utilizando dilatometria, determinaram algumas propriedades desses aços correlacionado às taxas de resfriamento. As composições químicas dos materiais utilizados nesse estudo diferem moderadamente do aço CSN B480, entretanto os resultados contidos nessa publicação são extremamente válidos de serem mencionados para facilitar ainda mais, a percepção dos benefícios que o processo de soldagem a LASER pode conferir em uma junta de aro, em função de suas propriedades serem próximas às obtidas no material de base após seu processamento termomecânico, apesar de uma morfologia microestrutural completamente diferente.

As propriedades determinadas no estudo de Manohar foram, as isotermas de transformação de fase no diagramas de resfriamento contínuos (condição deformada e não deformada), temperatura Ar_3 (temperatura de início de transformação γ), cinética de transformação γ/α , sob os efeitos do tratamento termomecânico, das taxas de resfriamento e percentual de nióbio (Nb), assim como valores de dureza Vickers (Hv) em função da velocidade de resfriamento. As condições de deformações seguiram os esquemas, no programa de dilatometria, apresentado na figura 151, para dois aços com composições químicas apresentada na tabela XIV.

Tabela XIV – Composição química dos aços estudados /101/.

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Mo (%)	Nb (%)	Ti (%)	Ti:N (%)	N (%)
Grau 1	0,07	1,61	0,32	0,025	0,22	0,052	0,012	1,48	0,0081
Grau 2	0,08	1,55	0,41	0,027	0,18	0,031	0,013	2,96	0,0041

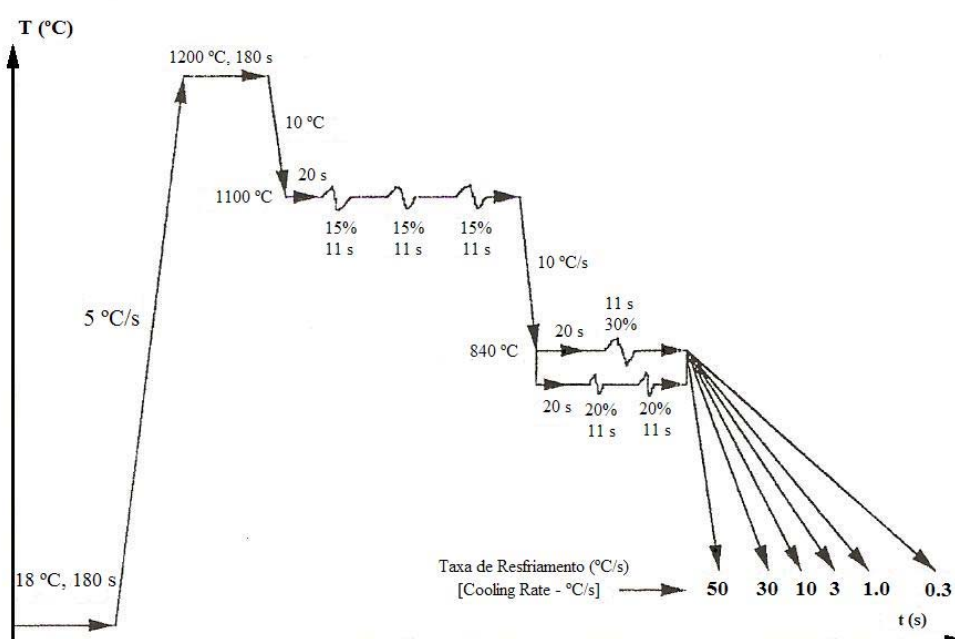


Figura 151 – Apresentação esquemática do programa de deformação por dilatometria /101/.

As adições dos elementos de liga a essas composições químicas oferecem grande flexibilidade no ajuste microestrutural via controle do resfriamento contínuo após TTM e também na utilização efetiva do TiN, optando-se por Ti entre 0,01 a 0,015% e relação Ti:N estequiométrico, além de apropriado percentuais de Mn e Mo, para reduzir a precipitação do Nb(CN) na austenita, e alcançar contínuo aumento no limite de escoamento (LE). Observando a tabela XIV, verifica-se que o grau 2 é essencialmente similar ao grau 1, exceto pelo reduzido teor de Nb.

O ciclo térmico utilizado para as amostras deformadas e não deformadas foram os mesmos, com temperatura de encharque de 1200°C, suficiente para resolubilizar os elementos microligantes na austenita (γ). Após as seqüências de deformações, a seleção da temperatura FDT, foi estabelecida acima da A_{r3} , para evitar deformações no campo bifásico ($\gamma + \alpha$), e abaixo da T_{nr} para maximizar o ganho do TTM. Para o grau 1, a A_{r3} foi estimada em 746°C, e para o grau 2 em 751°C. A T_{nr} para o grau 1 foi de 1013°C, enquanto a do grau 2 em 886°C, assim a temperatura FDT de 840°C, utilizada no ensaio em ambos os casos, está acima da A_{r3} e bem abaixo da T_{nr} . Essa diferença na T_{nr} entre o grau 1 e 2 é explicada pela efetiva capacidade que o Nb possui em aumentar essa temperatura sob efeito do TTM. O tempo de transição foi determinado por dilatometria e calculado de forma adequada para o progresso da transformação entre seu início e fim. A temperatura FDT de 840°C, também é muito representativa da temperatura FDT alcançada pelo aço CSN B480, informado na tabela V (pág. 95), que foi de 848°C.

A influência do aumento da taxa de resfriamento em reduzir significativamente a diferença entre as temperaturas de início de transformação γ (A_{r3}), na condição deformada e não deformada, para os graus 1 e 2, são apresentadas nas figuras 152 e 153 respectivamente. Interessante observar os resultados obtidos na figura 153, grau 2, que possui percentual de Nb menor e mais próximo ao aço CSN B480, conforme informado na Tabela VI (pág. 95). Esse comportamento é justificado por Manohar em função da menor precipitação do Nb(CN) na austenita, devido à redução do percentual de Nb e adequados teores de Mn e Mo.

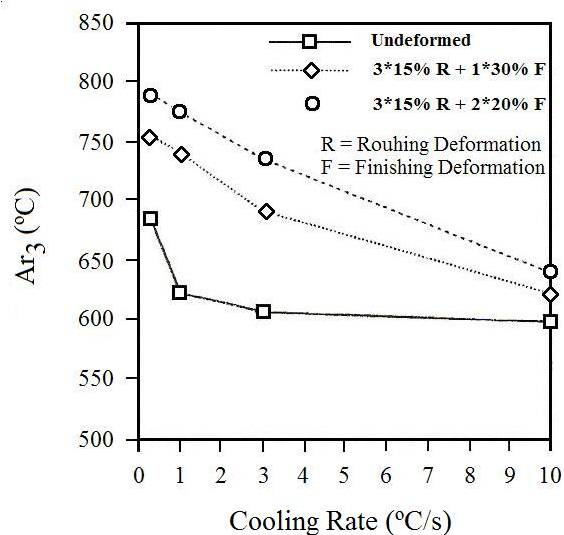


Figura 152 – Efeito da taxa de resfriamento e TTM na temperatura A_{r3} do grau 1 /101/.

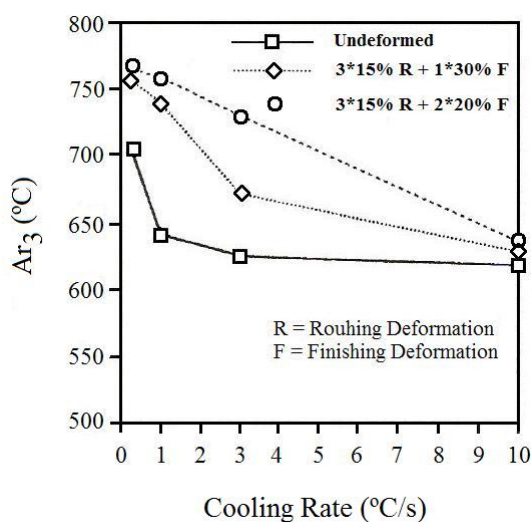


Figura 153 - Efeito da taxa de resfriamento e TTM na temperatura A_{r3} do grau 2 /101/.

O tempo de transformação em função da taxa de resfriamento, para os graus 1 e 2, são apresentados nas figuras 154 e 155, onde se observa tempo de transformação ligeiramente superior para as amostras deformadas sob baixas taxas de resfriamento, entretanto, o progresso da transformação torna-se cada vez mais rápido com o aumento da velocidade de resfriamento para os dois graus e sob as três condições de ensaios.

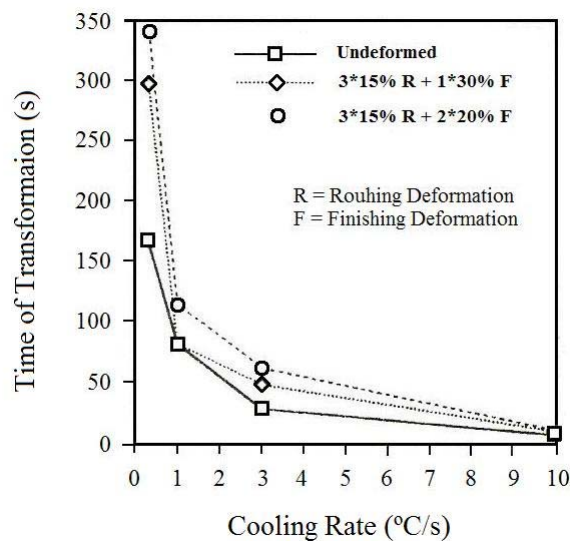


Figura 154 – Efeito da taxa de resfriamento e TTM no tempo de transformação do grau 1 /101/.

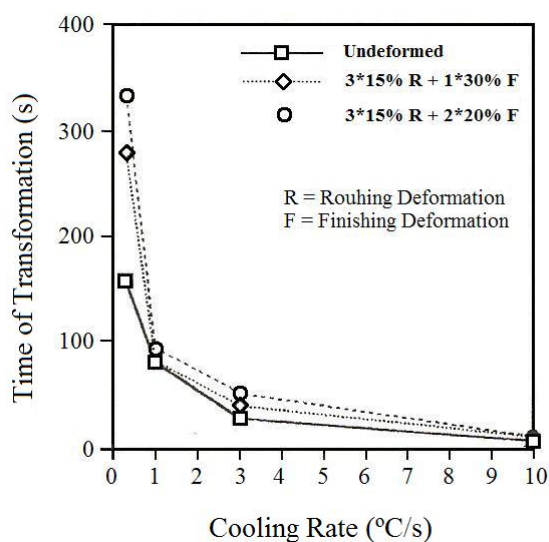


Figura 155 - Efeito da taxa de resfriamento e TTM no tempo de transformação do grau 2 /101/.

As figuras 156 a 159 apresentam os diagramas CCT para os dois graus, sem deformação e sob uma das condições de deformação (3 x 15% roughing + 2 x 20% finishing deformation). As linhas pontilhadas representam a possível localização da fronteira entre as fases.

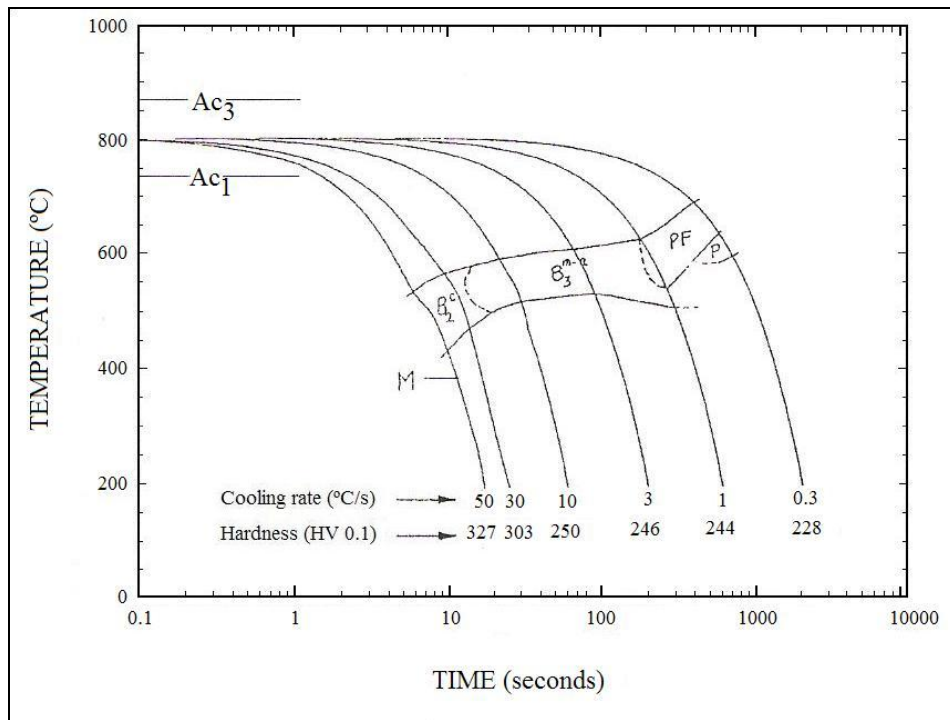


Figura 156 – Diagrama CCT para o grau 1 sem deformação /101/.

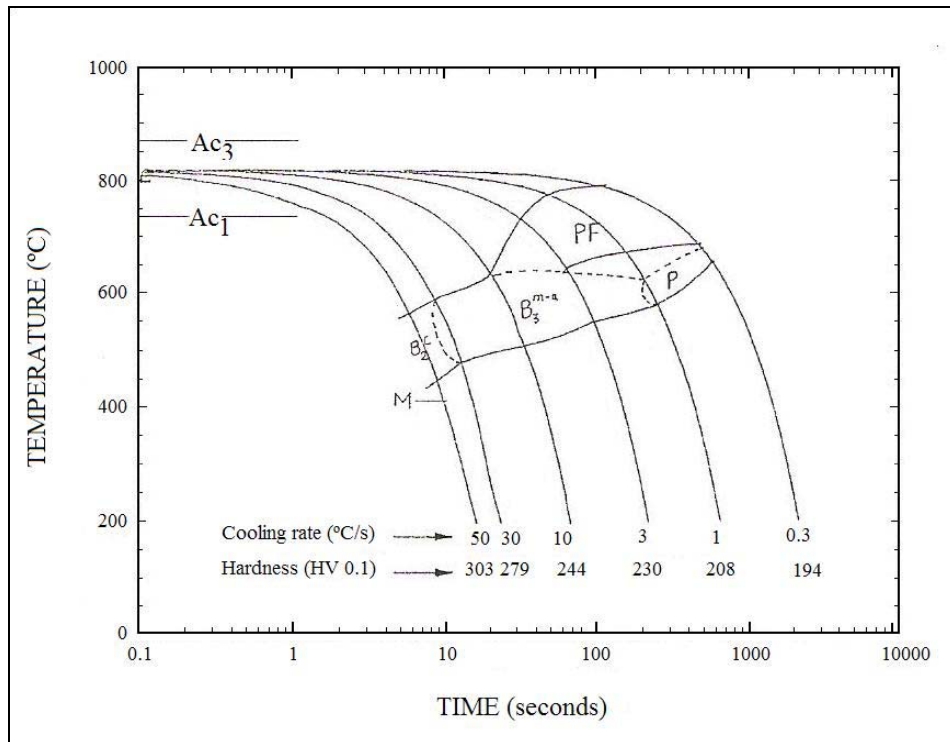


Figura 157 – Diagrama CCT para o grau 1 com deformação /101/.

(3 x 15% roughing + 2 x 20% finishing deformation)

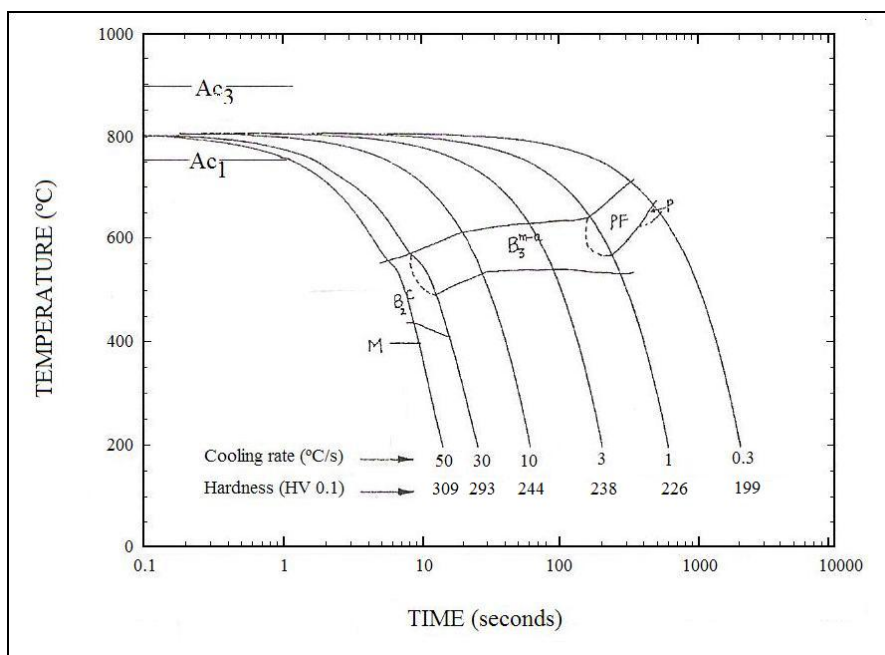


Figura 158 – Diagrama CCT para o grau 2 sem deformação /101/.

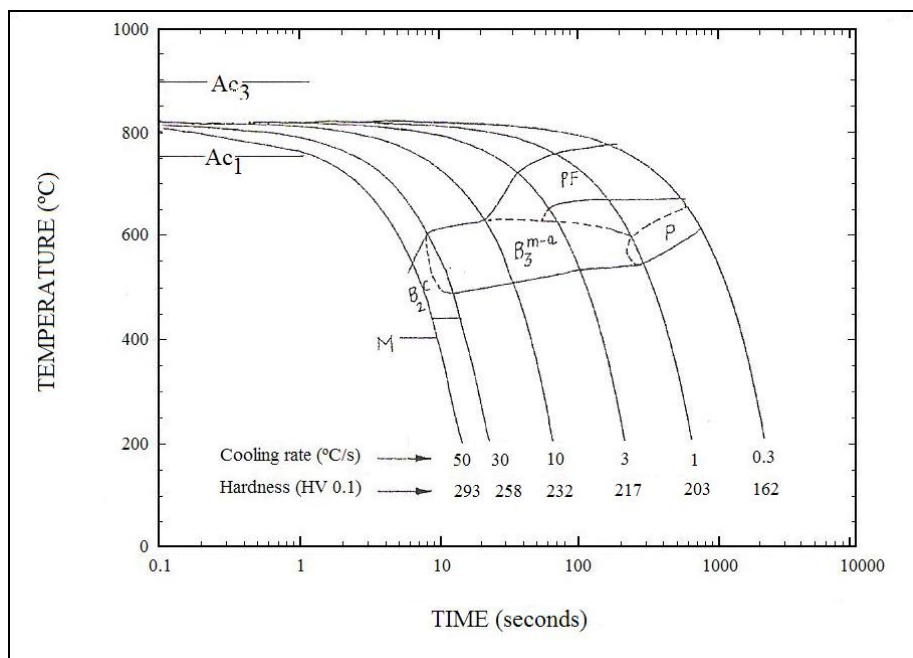


Figura 159 – Diagrama CCT para o grau 2 com deformação /101/.
(3 x 15% roughing + 2 x 20% finishing deformation)

Comparando o diagrama da figura 156 em relação à figura 157 e o diagrama da figura 158 em relação à figura 159, é possível observar o aumento da temperatura de transformação γ/α promovido pelo TTM, exercendo efeitos na redução da temperabilidade e no aumento da faixa de temperatura de transformação, retardando seu desenvolvimento.

Analisando todo conjunto de informações extraída e interpretada das publicações 43, 98, 99, 100 e 101, associados aos resultados das avaliações da junta Butt Welding e LASER no aço B480, é possível inferir que as propriedades de uma junta soldada a LASER, na aplicação aro de roda, são muito mais próxima às propriedades do material de base, qualificando-a com confiabilidade suficiente e comprovando sua viável aplicação com requisitos comprovadamente mais vantajosos em relação ao atual processo de soldagem. E a título de exemplificação a figura 160 mostra comparativamente, por metalografia, a extensão do material alterado termicamente, devido ao ciclo térmico de soldagem entre dois processos, Butt Welding e LASER, em uma junta de aço B480. As metalografias das figuras 160 são as mesmas apresentadas nas figuras 82 (pág. 134) e figura 108 (pág. 157), onde é possível observar menor extensão de material alterado termicamente no processo LASER, que atinge cerca de 0,5 vezes a espessura do material de base, ocorrência essa, explicada devido as características desse processo, que pertence à fontes de energia de altíssima intensidade, ou seja, de alta densidade de potência. O gráfico 34 abaixo, também exemplifica comparativamente resultados de microdureza, mostrando a junção de resultados do gráfico 14 (pág. 136) e gráfico 20 (pág. 158), item 4.4, onde é possível perceber o salto no valor de microdureza Vickers (Hv), na interface de solda, do processo LASER, por razões já discutidas anteriormente.

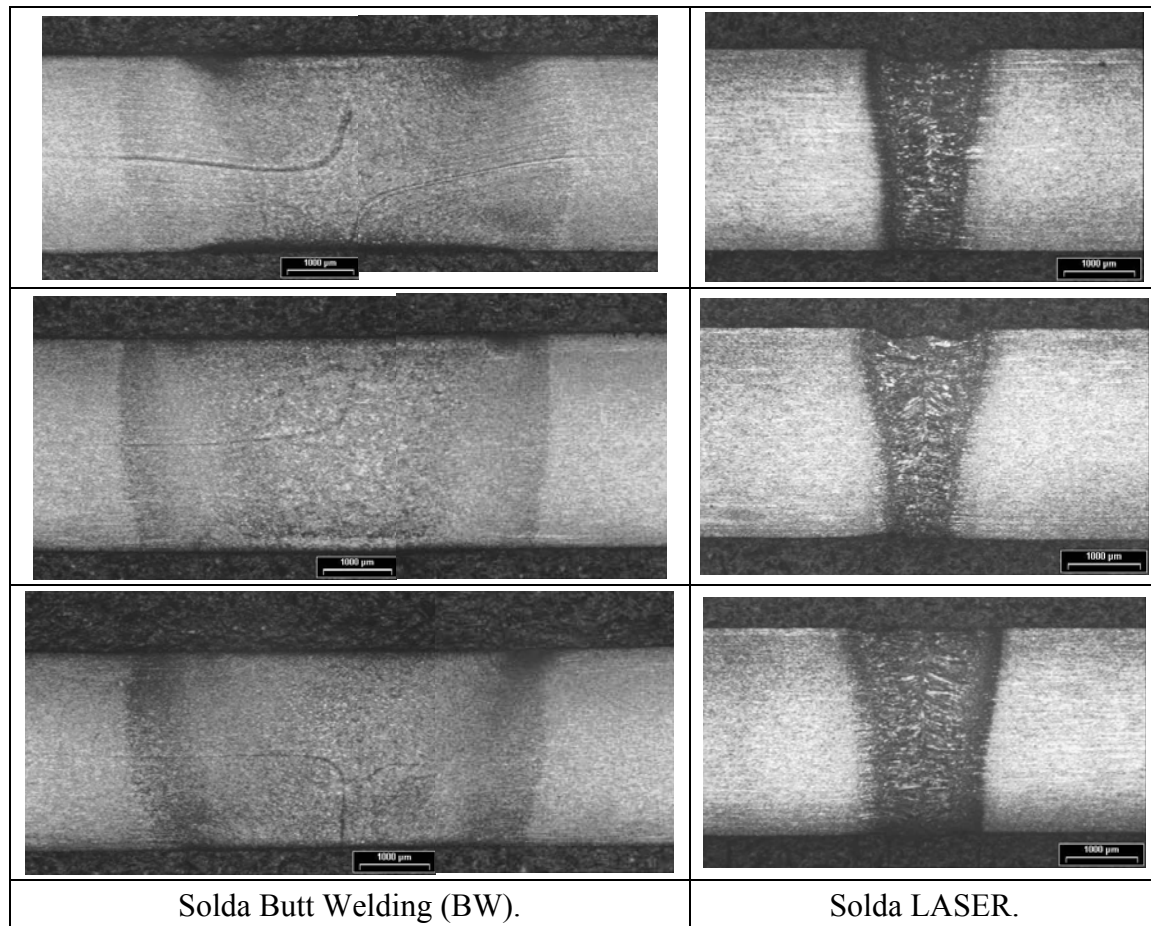


Figura 160 – Comparativo entre os dois processos de soldagem, em relação à extensão da região alterada termicamente.

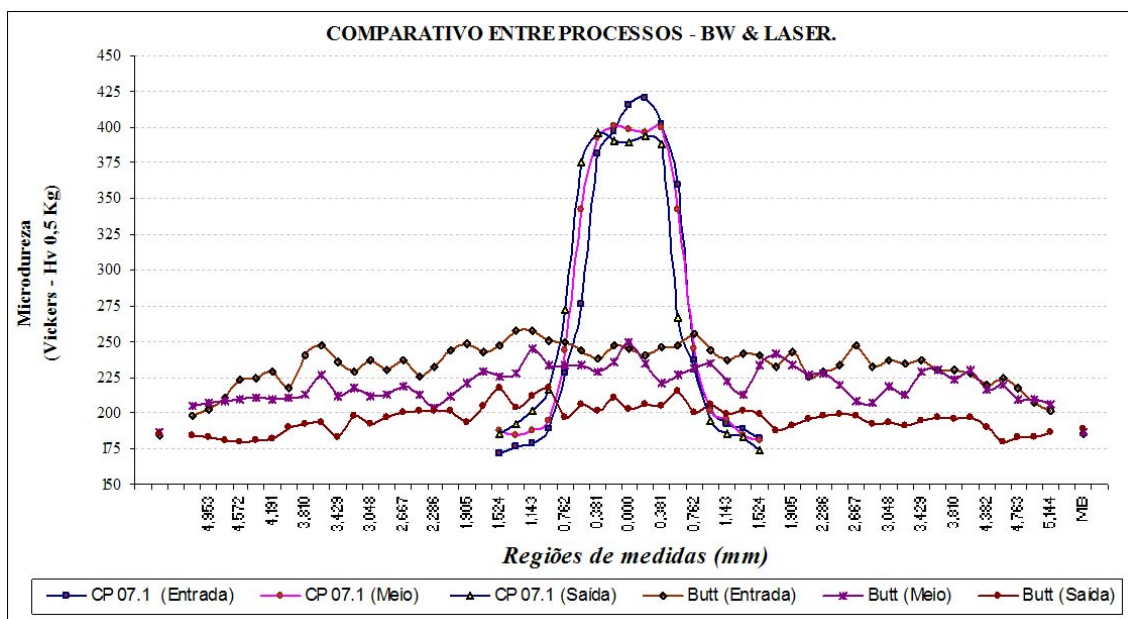


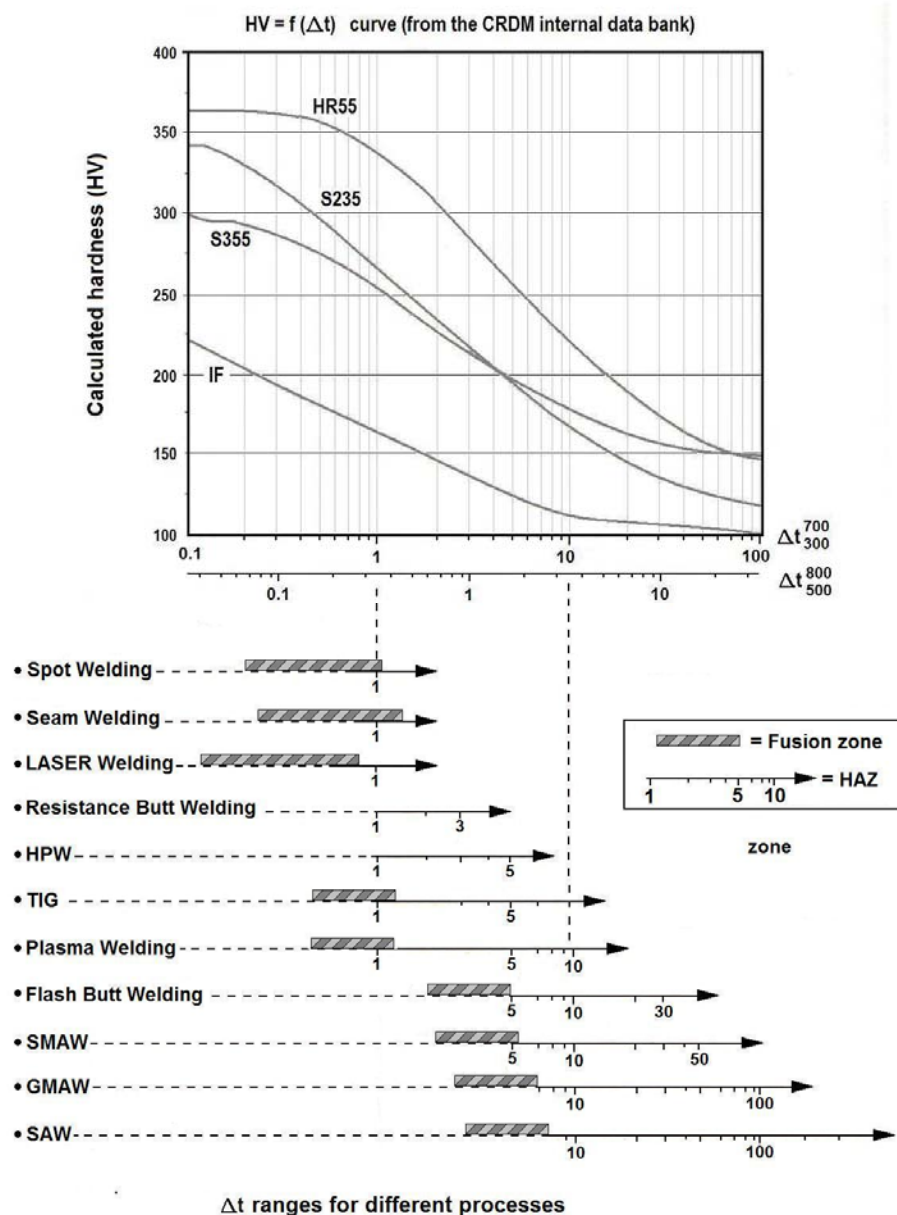
Gráfico 34 – Valores de microdureza Vickers (Hv), na interface de solda, de materiais CSN B480, soldado a LASER e BW.

No início desse capítulo foi comentado que a substituição do processo Flash Butt Welding (FBW) pelo processo Butt Welding (BW) trouxe vantagens por operar com menor aporte térmico (H) aplicado, e na sequência, abordando assunto referente ao material de base, foi considerado a importância da seção de resfriamento controlado (RC) no refino de grão ferrítico, a partir de uma microestrutura austenítica condicionada, que confere ao aço aumento no limite de escoamento (LE), segundo a relação de Hall-Petch. Paralelamente ficou evidenciado as crescentes necessidades do segmento automobilístico por materiais que otimizem ao máximo o “tetraedro da ciência” dos materiais, para garantir eficiência de toda cadeia produtiva do segmento.

As siderúrgicas por sua vez, acompanham essa realidade enxergando grande potencial de ganho, não mais nos processos convencionais de laminação controlada da austenita, que de certa forma está no seu limite operacional, como abordado pela professora Bott /102/, mas sim através de microestruturas ferríticas ultrafinas, que aumentaria significativamente a resistência mecânica dos aços baixo carbono baixa liga, expandido seu campo de aplicações, conforme publicação de Gallego /103/. Essa condição é perfeitamente viável de ser obtida via unidade de resfriamento ultra rápido (UFC – Ultra Fast Cooling) como abordado na revisão bibliográfica, item 2.6.1.3 (mesa de resfriamento e temperatura de bobinamento – pág. 35), que podem atingir taxas acima de 300°C/s. Dentro deste conceito, associados aos resultados da publicação de Manohar /101/, que evidenciou os efeitos das altas taxas de resfriamento em aproximar significativamente as propriedades de corpos de prova deformados e não deformados, permitindo portanto justificar que a soldagem de tiras a quente de materiais de alta resistência baixa liga, microligado ao nióbio (Nb), irão seguramente apresentar melhores propriedades na junta soldada quando submetidos a ciclos térmicos de altas taxas de resfriamento, como ocorre no processo LASER, por utilizar baixíssimo aporte térmico (H). Exemplo dessa evidência pode ser observado indiretamente, correlacionando os resultados da figura 158 (pág. 230) aos resultados do gráfico 34 de microdureza, isto é, considerando que o diagrama CCT da figura 158 represente apropriadamente o grau 5526 do aço CSN B480, pode-se verificar que a diferença de dureza Vickers de 238 para 309 Hv, corresponde a valores de taxa de resfriamento de 3 e 50°C/s respectivamente, e analisando a dureza média mostrada no gráfico 34, entre o centro da interface de solda do processo Butt Welding e o processo LASER, verifica-se valor de aproximadamente 225 e 400 Hv respectivamente, permitindo estimar que a

diferença na taxa de resfriamento entre os dois processos de soldagem, para o caso do aro AU5415, foi ligeiramente superior 50°C/s, demonstrando assim a potencialidade do processo LASER em garantir satisfatório desempenho na aplicação de materiais ARBL.

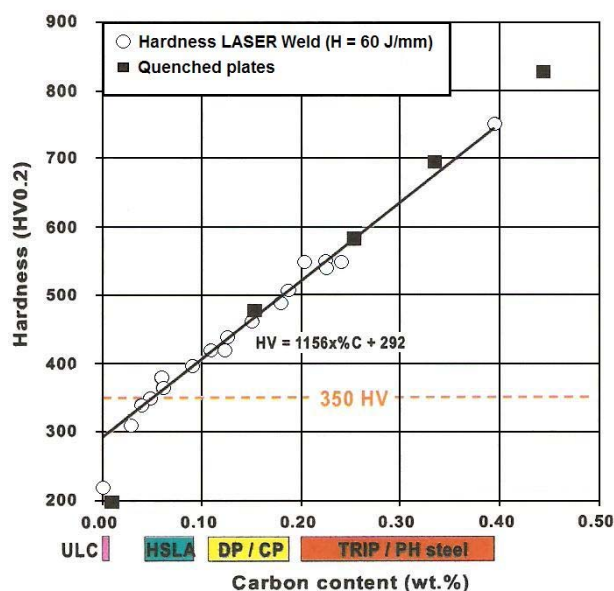
Para finalizar, são apresentadas informações gentilmente fornecidas por Morbacher /104/, na figura 161, que correlaciona dureza versus tempo de transição entre os pares de temperatura 700 a 300°C (ΔT_{300}^{700} ou ΔT 7/3) e 800 a 500°C (ΔT_{500}^{800} ou ΔT 8/5) em minutos, simulado em máquina Gleeble, para aços microligados das classes S355 ao HR55. O aço HR 55 possui percentual de carbono (C) máximo menor que 0,1% em peso ($C \leq 0,1\%$) e teores de Mn e Nb compatíveis ao aço CSN B480, permitindo utilizar esse material como um parâmetro de referência, para valores de dureza Hv na junta soldada, essa figura mostra também as faixas de tempo de transição entre ΔT 7/3, na zona fundida, para diferentes processos de soldagem. Sob esse critério de tempo de transição, que é muito mais adequado à soldagem, comparada à dureza Hv informada nos diagramas CCT, o que torna possível estimar tempo entre o Δt 8/5, menor que 6 segundos, no diagrama da figura 161, para valores de dureza acima de 360 Hv (HR55), condição essa muito próximas às observadas para a solda LASER, realizadas nos experimentos desse trabalho, e tempo de 120 a 180 segundos para valores médio de dureza na faixa de 220 a 250 Hv, que representam as medidas na interface de solda do processo Butt Welding, caracterizado no item 4.1.



161 – Dureza Hv em função do tempo de transição entre faixas de temperaturas /104/.

A figura 162 mostra uma equação que prevê a máxima dureza com o percentual de carbono, baseada na experiência profissional do Dr. Morbacher /104/, ao longo de mais de 10 anos de trabalho com solda LASER, como pesquisador na antiga USINOR. Essa figura correlaciona dureza máxima na solda, em função do percentual de carbono (associado as classes de aços, ULC: Ultra Low Carbon, HSLA: High Strength Low Alloy, DP: Dual Phase, CP: Complex Phase, TRIP: Transformation Induced Plasticity e PH: Precipitation Hardening Stainless Steels) aplicando aporte térmico de 0,06

KJ/mm. Onde se observa valores de dureza extremamente coerentes aos encontrados no material B480, soldado com aporte térmico de 0,104 KJ/mm, corroborando novamente a metodologia e resultados apresentado nos itens 3 e 4 desse trabalho.



162 – Dureza Hv em função do percentual de carbono /104/.

Outra informação importantíssima a favor do processo de soldagem a LASER é técnica de manipulação do feixe, conhecida como duplo foco, permitindo a soldagem em tailored blank, desviar parte do LASER para a chapa de menor espessura, trazendo um grande benefício na redução da dureza máxima sob cordão, de acordo com informações do Dr. Morbacher, com as figuras 163 e 164 documentando esses comentários. Essa técnica é perfeitamente acessível à aplicação na soldagem de aro de roda, permitindo projetar esse duplo foco a frente ou atrás da poça de fusão, exercendo efeitos de pré ou pós aquecimento, controlando a microestrutura da zona fundida, viabilizando a redução da dureza máxima sob cordão e consequentemente aumentando a janela de trabalho desse processo de soldagem na produção de aros de rodas automotivas.

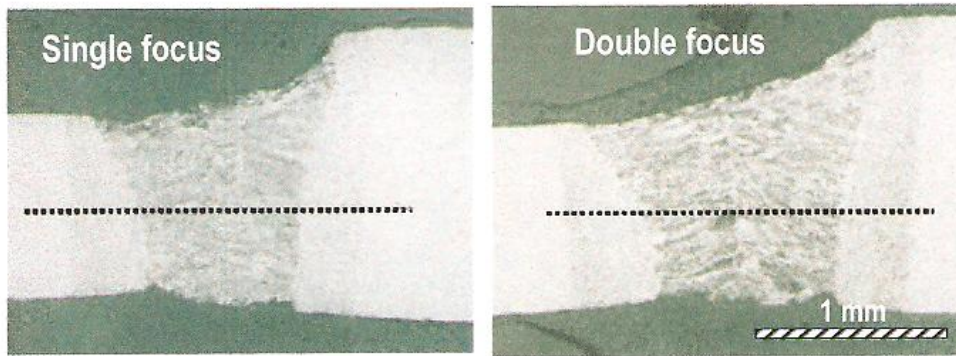


Figura 163 – Aspecto da zona fundida (ZF) com a técnica do duplo foco.

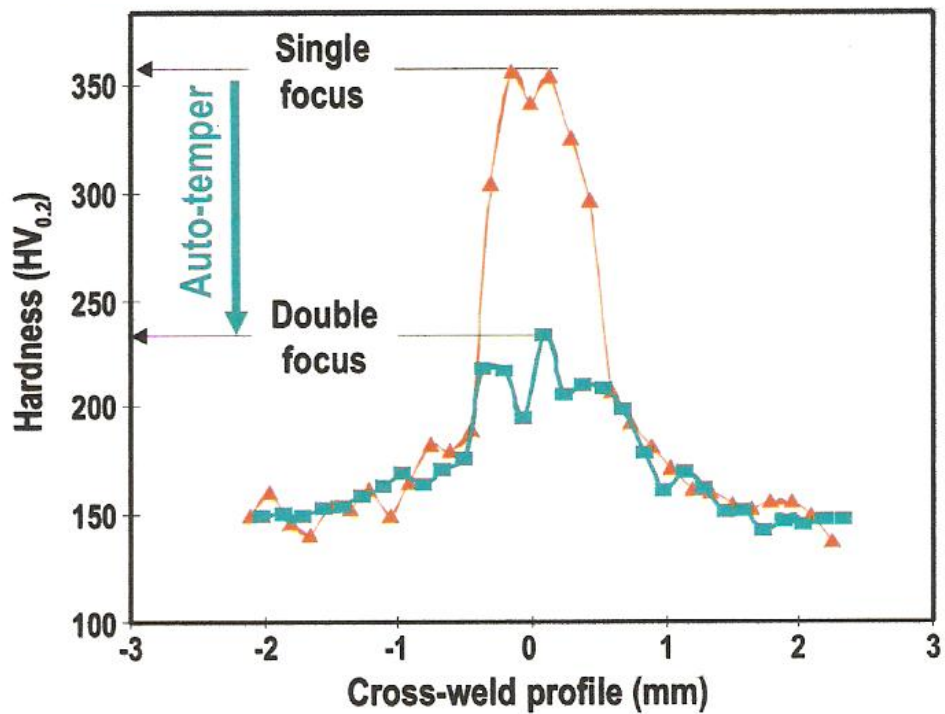


Figura 164 – Redução de dureza na ZF em aços ZSTE
(LE: 350 MPa – C: 0,06%, Mn: 0,40% e Nb: 0,03%)

Melhora a janela de trabalho e a técnica é simples com baixo custo de realização.

Todo esse conjunto de informações agrupados aos resultados contido no item 4 (resultado), comprovam a eficiência na aplicação da soldagem LASER em aros de rodas, evidenciando a capacidade desse processo em conferir bom desempenho à junta, em condições muito próximas ao material de base, por operarem com baixo aporte térmico e altas taxas de resfriamento, absorvendo às variações de propriedades que ocorrem ao longo da largura e comprimento das bobinas, além de oferecer maiores garantias de soldabilidade às famílias de aços ARBL, DP e CP, aumentando assim as possibilidades de aplicações desses materiais em aros de rodas, significando melhores condições de atendimento às constantes necessidades da indústria automobilística, sem renunciar a eficiência produtiva. Essa alternativa técnica está perfeitamente alinhada ao texto, do primeiro parágrafo da página 39 da revisão bibliográfica.

Quanto aos fabricantes de rodas é muito oportuno que considerem, dentro de seus planos estratégicos, à implantação da tecnologia da soldagem LASER em aros de rodas, e até mesmo na aplicação desse processo para a união aro/disco, pois em um futuro muito próximo as siderúrgicas estarão implantando unidades UFC, para atualizarem seus produtos às demandas de mercado, e materiais dessa concepção não responderão satisfatoriamente a ciclos de soldagem, de baixos gradientes térmicos.

6 - CONCLUSÕES

Foi estudado o comportamento de juntas soldadas a LASER de aros de rodas automotivas, fabricados em aços de alta resistência baixa liga, microligado ao nióbio (Nb), onde foram avaliados seus desempenhos durante o processo de transformação e em ensaios de fadiga radial dinâmica, após selecionados parâmetros otimizados de soldagem, com velocidade de 4,6 m/mim (76,6 mm/s), o que permite soldar um blank de 213 mm de largura, em 2,78 segundos. Corpos de provas representativos dessa condição de soldagem foram avaliados por meio de ensaios de tração, embutimento Erichsen, charpy em “V”, em quatro diferentes temperaturas, metalografia, microdureza Vickers (Hv) e caracterização microestrutural no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Complementado os ensaios foram realizados fotomicrografias no topo e na raiz do cordão de solda, e fotos dos aros e rodas com solda LASER.

Baseado nos resultados obtidos, as principais conclusões foram:

- i) O processo de soldagem DC – Butt Welding (BW), para a atual demanda produtiva, está praticamente na fronteira de sua capacidade máxima de atendimento, mantendo-se aceitáveis índices de eficiência produtiva.
- ii) A maximização da eficiência produtiva, representada pelo processo LASER, pode ser justificada por sua capacidade operacional de soldar sob baixo aporte térmico (H), conferindo à zona fundida (ZF) propriedades mecânicas satisfatórias, em função da origem microestrutural, fortemente favorecida por altas taxas de nucleação ($\dot{N}$) dos produtos de transformação da austenita, assegurando refino de grão final à microestrutura do cordão de solda.
- iii) O processo de soldagem LASER possui satisfatória viabilidade econômica para aplicação na soldagem de aros de rodas automotivas.

- iv) O retorno de investimento com o processo de soldagem a LASER pode ser vertiginoso com a viabilidade da redução de espessura dos aros, utilizando materiais de maiores propriedades mecânicas, pertencentes às gerações de aços avançadas tecnologicamente, como aos materiais Dual Phase (DP) e Complex Phase (CP).

7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- i) Avaliar os efeitos do ciclo térmico da soldagem LASER em aços C-Mn de média resistência.
- ii) Caracterizar as variações das propriedades ao longo do comprimento e largura de diversas bobinas de tiras a quentes, de aços C-Mn e aços microligados, selecionando amostras de blanks o início, meio e final das bobinas, assim como ao longo da largura dessas regiões e submete-las à soldagem a LASER avaliando seus respectivos desempenho.
- iii) Avaliar o desempenho de juntas soldadas a LASER de aços B480, em alta escala produtiva.
- iv) Avaliar o desempenho de juntas soldadas a LASER de aços DP e CP.
- v) Avaliar o desempenho de juntas soldadas a LASER com duplo foco em aços B480.

8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [01] HULL, D., *Introduction to Dislocations*, Pergamon Press. Cap. 9, 1975.
- [02] ROUCOULES, C., *Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels*. PhD. Thesis, Mc Gill University, Canada, p. 269, 1992.
- [03] HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., “*Recrystallization and Related Annealing Phenomena*”. Pergamon. P. 363 – 392, 1995.
- [04] SELLAS, C. M., *The Physical Metallurgy of Hot Working*. In: *International Conference on Hot Working and Forming Processes*, Sheffield University, 1979.
- [05] BARBOSA, R., “*Desenvolvimento e Perspectiva da Pesquisa em Metalurgia Física Aplicada a Laminação a Quente dos Aços*”.
- [06] MC QUEEN, H. J., JONAS J. J., “Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation”. In: Arsenault R. J. (ed). *Treatise on Materials Science and Technology*, vol. 6, Academic Press, p. 393 – 493, New York, 1975.
- [07] PADILHA, A. F., SICILIANO, Jr. F., “*Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*”. 2ª Edição, pp. 32 – 37, São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996.
- [08] COTTERILL, P., MOULD, P. R., “*Recrystallization and Grain Growth in Metals*”. London, Surrey University, pp. 85, 1976.
- [09] LI, J. C. M., “Possibility of Subgrain Rotation During Recrystallization”. *Journal of Applied Physics*, v. 33, pp. 2958 – 2965, 1962.
- [10] SICILIANO, Jr. F., JONAS, J. J. “Modeling the Critical Strain for the Initiation of Dynamic Recrystallization During the Hot Strip Rolling of Niobium Steels”. *Microalloying in Steels: New Frontiers for the 21st Century*, CEIT, San Sebastian, Spain, Proceedings, pp. 377 – 384, 1998.
- [11] SICILIANO, Jr. F., JONAS, J. J., *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed, Cr – Mo and Plain C-Mn Steels*. Metallurgical and Materials Transactions, vol. 31, pp. 511 – 530, 2000.
- [12] SELLARS, C. M., *Modelling of Structural Evolution During Hot Working Processes*. In: N. Hansen, Jensen D. J., Leffers T. e Ralph B. (eds). *Annealing Processes – Recovery, Recrystallization and Grain Growth*, Ris National Laboratory, Roskilde, Denmark, p. 167 – 184, 1986.
- [13] SAKAI, T., JONAS, J.J., “Dynamic Recrystallization Mechanical and Microstructural Considerations”, *Acta Metallurgica*, v. 32, pp. 189 – 209, 1984.

- [14] HODSON, P. D., “Mathematical Modelling of Recrystallisation Processes During the Hot Rolling of Steel”, *PhD Thesis, University of Queensland, Australia*, pp. 195, 1993.
- [15] SICILIANO, Jr. F., “Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels”, *PhD. Thesis, Mc Gill University, Canada*, pp. 165, 1999.
- [16] SICILIANO, Jr. F., JONAS, J. J., “A New Approach Mathematical Modeling of the Controlled Rolling of Niobium Steels”. In: *The 7th International Conference on Steel Rolling*. Tokyo, Japan, Proceedings, pp. 534 – 539, 1998.
- [17] TANAKA, T. “Controlled Rolling of Steel Plate and Strip”. In: *International Metals Review*, pp. 185 – 212, 1981.
- [18] TAMURA, I., OUCHI, C., TANAKA, T. et al., “Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels”. London, Butterworths, pp. 248, 1988.
- [19] OUCHI, C., OKITA, T., YAMOMOTO, S., “Effects of Interrupted Accelerated Cooling After Controlled Rolling on the Mechanical Properties of Low Alloy Steels”. *Transactions ISIJ*, v. 22, pp. 608 – 616, 1982.
- [20] MONHEILLET, F., JONAS, J.J. “Dynamic recrystallization”. *Encyclopedia of Applied Physics*, vol. 16, VCH Publishers, pp. 205 – 225, 1996.
- [21] DJAIC, R. A. P., JONAS, J. J., *Met. Trans. 4*, p. 256, 1972.
- [22] DJAIC, R. A. P., JONAS, J. J., *Met. Trans. 4*, p. 621, 1973.
- [23] TAMURA, I., OUCHI, C., TANAKA et al., *Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*, In: Butterworths & Co. (Publishers) Ltd, Londres, 1998.
- [24] BLAS, J. G., BALANCIN, O. “Aplicação de Técnica de Simulação ao Desenvolvimento de Produtos e Aços Microligados Conformados a Quente”.
- [25] NORDBERG, H., ARONSSON, B. “Solubility of Niobium Carbide in Austenite”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, (206), pp. 1263 - 1266.
- [26] IRVINE, H. J., PICKERING, F. B., LADMAN, T. “Grain Refined C-Mn Steels”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, (205), 1967, p. 161 – 182.
- [27] KESTENBACH, H. J., “Quantitative Study of Carbonitride Precipitation in Niobium and Titanium Microalloyed Hot Strip Steel”. *Mater. Sci Technol* v. 13, pp. 49-55, 1997.
- [28] KESTENBACH, H. J., “Dispersion Hardening by Carbonitride Precipitation in Ferrite”. *Mater. Sci. Technol* v. 13, pp. 731 – 739, 1997.

- [29] KESTENBACH, H. J., GALLEG0, J. “On Dispersion Hardening of Microalloyed Hot Strip Seels by Carbonitride Precipitation in Ausenite”. *Scripta Mater.* v. 44, p. 791 – 796, 2002.
- [30] SPEICH, G. R. et al., “Formation of Ferrite from Controlled Rolled Austenite”. *In Proceedings of an International Conference in Phase transformation in Ferrous Alloys.* Wearrendale Pa. USA, 1984. TMS-AIME.
- [31] GERMANO, R. L. S., MARTINS, C.A., “Desenvolvimento de aço Microligado para uso em Rodas Automotivas”, *31º Seminário de Laminação*, ABM. Juiz de Fora, Brasil, 1994.
- [32] MARTINS, C. A., Efeito de Microadições de Nióbio e Titânio na Estrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Conformável Submetidos a Tratamentos Termomecânicos. Tese* M.Sc. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, Brasil, 1995.
- [33] MEYER, L., HUSTERKAMP, F., MUSCHENBORN, W. “Columbium, Titanium and Vanadium in Normalised, Thermomechanically Treated and Cold Rolled Steels”. *In: Proceedings of an International Symposium on HSLA Steels, Microalloying*, pp. 153 – 167, Washinton D.C., October 1-3, 1975.
- [34] GROSS, J. “Transformation Characteristics of Low-Carbon Cb-Containing Steels”. *In: Proceeding of the Symposium; Low Alloy high Strength Steels*, Nuremberg, Germay, May 21-23, 1970. The Metallurg Companies.
- [35] FUKUDA, M., HASHIMOTO, T., KUNISHIGE, K., “Effects of Controlled Rolling and Microlloying of Strip and Plates”. *In: Proceeding of an International Symposium on HSLA Steels, Microalloying*, Washington D.C., October 1-3, 1975.
- [36] PATEL, J., KLINKEMBER, C., HULKA, K., Niobium Products Company GmbH.
- [37] DUTTA, C. M., “Effect of Composition and Process Variables on Nb (C, N) Precipitation in Niobium Microalloyed Austenite”. *Materials Science and Technology*, Vol. 3, p. 197 – 206.
- [38] STRAATMANN, J. A., DOANE, D. V., PARK, Y. J. *Proc. of Int Conf. on Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels*, ed. by A. S. DeArdo, TMS, p. 287, 1988.
- [39] BARBOSA, R., BARATTO, F., JONES, J. J., “Proc. of Int. Conf. on Processing”, *Microstructure and Properties of HSLA Steels*, Ed. by DeArdo, A. J., TMS, p. 51, 1988.
- [40] KESTENBACH, H. J., CAMPOS, S. S., “Contribuição da Precipitação Interfásica à Resistência em Tiras a Quente”. *Revista ABM*, São Paulo, Vol 1, nº 1, p. 28 – 33, Julho 2004.

- [41] HERMAN, J. C., DONNAY, B., LEROY V. “Precipitation Kinetics of Microalloying Additions During Hot-Rolling of HSLA Steels”. In: ISIJ Int. v. 32, n°6, pp. 779 – 785, 1992.
- [42] GRAY, J. M., DEARDO, A. J. “Austenite Conditioning Alternatives for Microalloyed Steel Products”. In: *HSLA Steels Metallurgy and Applications*, ASM International, pp. 83 – 1996.
- [43] LANDGRAF, F. “Entendendo o Papel dos Novos Aços para Indústria Automobilística”. *Caderno Técnico*, ABM, v. 6, pp. 408 – 413, 2 Agosto 2006.
- [44] ATLAS OF CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATION DIAGRAMS FOR ENGINEERING STEELS, M. Atkins BSc., B Met, FIM. *First Published in England*, by Bristish Steel Corporation Diagram, n° 27, p. 47, 1977.
- [45] PATEL, J. K., EVANS P. J. “The Effect of Processing Conditions on the Consistency of Mechanical Properties for Nb-HSLA Strip Steels”. In: *40th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, Baltimore, MD, – The Iron and Steel Society, October 24 – 27, 1999.
- [46] CUDDY, L. J., “In Accelerated Cooling of Steels”, ASME. The Metals Society of the American Society of Materials Engineering. , Warrendale (PA), 1986.
- [47] LEROY, V., HERMAN, J., “Contrôle de La Cinétique de Précipitation Induite par Laminage à Chaud et Refroidissement Accéléré Dans Les Aciers HSLA”. *ECSC Report EUR 15778 FR*, Contract n° 7210 – Mai 2001, 1996.
- [48] ITMAN, K., CARDOSO, K., KESTENBACH, H. “Quantitative Study of Carbonitride Precipitation in Niobium and Titanium Microalloyed Hot Strip Steel”. *Materials Science and Technology*, v. 13, pp. 49 – 55, Mar. 1999.
- [49] PATEL, J. K., “Engineering Doctorate Thesis, Controlled Hot Rolling of HSLA Strip Steels to Optimise Properties”. *University of Wales*, Swansea, UK, September 2000.
- [50] HERMAN, J. C., LANOIX, J., RICHE, P., “Ultra-Fast Cooling in the Hot Strip Mill”. *Technical Steel Research European Commission*, Contract. N° 7215-CA 204, 205, 206. 1st July 1996 to 31st October 1998.
- [51] Publicações Interna CSN, para Treinamento de Colaboradores e Clientes.
- [52] GLADMAN, T., DULIEU, D., IVAR, I. D. “Structure – Property Relationships in High-Strength Microalloyed Steels”. In: *Proceedings of the International Symposium on HSLA Steels*, Microalloying '75, Washington D. C., October 1 – 3, 1975.
- [53] Niobium Information 17, 98. “Characteristic Feature of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel”. Dusseldorf, 1998.

- [54] PATEL, J. K., EVANS, P. J., WILSHIRE, B. "Optimisation of Hot Strip mill Processing Conditions for Niobium HSLA Steels". In: *Conference Preprints of Thermomechanical Processing of Steel*. The Institute of Materials, London, UK, May 24 – 26, 2000.
- [55] HOOGENDORN, T., BODIN, A., HEKKER, P., "Accelerated Cooling of Strip: From Coiling Temperature Control to Heat treatment". In: *Proceedings of the International Conference, Microalloying '95*, The Iron and Steel Society. Pittsburgh, PA, June 11 – 14, 1995.
- [56] VAN, Z. S., WANG, J. A. "Discussion on the Atomic Mechanism of the Bainitic Reaction in TRIP Steels". *Scripta Materialia*, v. 47, p. 169 – 173, 2002.
- [57] ENOMOTO, M., "Partition of Carbon and Alloying Elements During the Growth of Ferrite Bainite". *Scripta Materialia*, v. 47, pp. 145-149, 2002.
- [58] CASTRO, R., CADERNET, J. J., *Welding Metallurgy of Stainless and Heat – Resisting Steels*. Cambridge University Press. p. 83, 1975.
- [59] MARTINS, C. A., GERMANO, R. L. S., SILVA, C. R. R., "Desenvolvimento e Aplicação de aço ARBL em rodas Automotivas". In: *Contribuição Técnica apresentada no XXXIII Seminário de Laminação Processo e Produtos Laminados e Revestidos*, Volta Redonda, v. 3, pp. 09 – 11, Setembro 1996.
- [60] SAKUMA, Y., MATSUMARA, O., TAKECHI, H., "Mechanical Properties and Retained Austenite in Internitically Heat – Treated Bainite – Transformed Steel and their Variation with Si and Mn Additions". *Metallurgical Transactions A*, v. 22A, pp. 489 – 498, 1991.
- [61] BLECK, W. "Using the TRIP Effect – The Dawn of a Promising Group of Cold Formable Steels". In: *Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos*. Rio de Janeiro, Rede Aço, Nov. 2002.
- [62] SPEER, J. G., MATLOCK, D. K., "Recent Developments in Low-Carbon Sheet". pp. 19 – 24, July 2002.
- [63] GIRALT, E., "Bainitic Transformations in TRIP – Assisted Steels its Influence in Mechanical Properties". *PhD thesis. Katholieke Universiteit Leuven*, Mar. 1999.
- [64] LAGNEBERG, R., SIWECKI, T., ZAJAC, S., HUT, C. B., "The Role of Vanadium in Microalloyed Steels". *Swedish Institute for Metals Research*, Stockholm, Sweden, 1999.
- [65] Hess Engineering Inc.
- [66] AVRAMI, M., *Journal Chem Phys*, 7, p. 103, 1939.
- [67] THE BUTT WELDING PROCESS (Processo de Solda a Topo) – Documento Interno Borlem.

- [68] FREDERICK, C. K., “Flashless Welding Process Sparks Automotive Production”. Reprinted from American Machinist. - Hess Engineering Inc. October 1996.
- [69] MONITORAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDA BUTT WELDING, realizada pela CSN na Borlem, Sistema Aquisição Dados Goold DAstar.
- [70] WELDING HAND BOOK – Chapter 17. Spot, Seam and Projection Weldind.
- [71] METALS HANDBOOK. Ninth Edition, v. 6., Welding, Brazing, and Soldering. Special Welding processes – LASER Beaw Welding, pp. 647 – 691.
- [72] RODRIGUES, N. A. S. “Laser na Indústria”. *Publicação do Instituto de Estudo Avançados do Centro de Tecnologia da Aeronáutica (CTA)*. Março 2001.
- [73] VAN VLACK, LAWRENCE HALL, “Princípio de Ciência dos Materiais”. *Editora Edgard Blucher Ltda*, Cap. 2-5 Notação Eletrônica, pp. 22, 1970.
- [74] TEIXEIRA, R. M. R., “Texto adaptado pela autora, tendo como referência General Physics with Bioscience Essays”, *J. Marion e Física III, Allonso e Finn, Departamento de Física, UFRGS*.
- [75] CAVALCANTI, P. J. M., “Fundamentos de Eletrotécnica para Técnicos em Eletrônica”, *12ª Edição*, Rio de Janeiro, pp. 14, 1980.
- [76] CANTOR, G. “Optics after Newton: Theories of Light in Britain and Ireland”, *Manchester University Press: Manchester*, pp. 1704 – 1840, 1983.
- [77] SILVA, C., MARTINS R. “Nova Teoria sobre Luz e Cores”, *Revista Brasileira de Ensino de Física*, v.18, 1996.
- [78] WILLIANRS, C., HOLMES M., “High-Power Industrial Carbon Dioxide LASER – A Primer”. *Industrial LASER Review*, pp. 13 – 16, June 1995.
- [79] EMMELMANN, C., “LASER Welding in Car Production”. *The Industrial LASER*, User. pp. 20 - 22, 11 may 1998.
- [80] WARD, B., “An Idiot’s Guide to LASER Beam Propagation”. *The Industrial LASER*, User. pp. 20-22, 11 May 1998.
- [81] WHITE MARTINS. “Tecnologia LASER – Corte”, Informe Técnico, 2001.
- [82] DAWES, C. “LASER Welding: A Pratical Guide”, Abington Publishing, 1992.
- [83] DULEY, W. W., “LASER Welding”, Wiley Interscience Publication, 1999.

- [84] BRASCH, H., “Nd:YAG LASER – Economic Benefits in Sheet Metal Welding”, *Metal Forming*, pp. 55 – 63, 1992.
- [85] FROST, J. L., AYRES, K. R., RICHES, S. T., “Comparison of Joining Processes for Tailored Blank Technology”. In : *Geme Colloque Internatinal Sur Le Soudage et la Fusion par Faisceaux d’ Eletrons et LASER*, Toulon, v. 1, pp. 407 – 416, Nan 1998.
- [86] LARSSON, J. K., “LASER Welding: A Mature Process Technology with Various Application Fillds”. *Volvo Car Corporation*, Sweden. Svetsaren, v. 1, pp. 43 – 50, 1999.
- [87] SAUER, Ari, “Tecnologia da Soldagem”, In: *Apostila: Processos Especiais*, PEMM/COPPE/UFRJ – pp. 28 – 35, 2001.
- [88] BRATT, C. A., “LASER Fabrication of Tailored Blank”. *The Industrial LASER User*, pp. 18 – 19, 11 May 1998.
- [89] AINSWORTH, S., “LASERS in Car Body Manufacture”. *The Industrial LASER User*, v. 6, pp. 19 – 21, February 1997.
- [90] STEEL EVOLUTION – Catálogo Técnico do Projeto ULSAB.
- [91] ARAÚJO, C. S., *Relatório Parcial de Estudo de P&D (I): Confecção de Juntas Soldadas a LASER na British Steel*, PPPG0884. *Estudo sobre Soldagem a LASER de Aços para Fabricação de “Tailored Blanks”*, USIMINAS, Setembro 1998.
- [92] IRVING, B., “What´s the Latest News on LASER Beam Welding and Cutting”. *Welding Journal*, pp. 31 – 35, February 1994.
- [93] SEYFFARTH, H., HOFFMANN, J., “O LASER na Construção Naval-Realidade, Visão ou Ideal”. *Simpósio sobre Tecnologia da Soldagem no Brasil – Alemanha*. Anais Editora VDI, Brasil, São Paulo, pp. 41 – 59, 28 - 29 Junho 2000.
- [94] DAWER, C., - “Laser Welding. Parameters and Their Effects”. In: *LASER Welding*, 1st ed. Chapter 5, New York, USA, McGraw Hill, 1992.
- [95] RUSSELL, D., - “Standards for LASER Welding” . *The Industrial LASER User*, v. 1, pp. 31-32, May 1998.
- [96] MEYER, L. C. O., ARAÚJO, C. S., GRITTI, J. A., COSTA, J. A. “Desenvolvimento de Aços Ferrita-Bainita para Aplicação em Rodas Automotivas”. *Contribuição Técnica ao XXXII Seminário de Laminação da ABM* – Curitiba-PR, 06 a 08 Nov 95.

- [97] KLEIN, R. “Guia do Raio LASER de CO₂ para Equipamento de Solda CONTI” Brasil – Descrição Técnica – *Comite Thyssen Nothelfer GmbH*. Projeto nº 2013/0016, Documento nº 00161602.doc – Thyssen Laser-Technik, 2000.
- [98] DC BUTT WELDING PROCESS. 0148-7191/88/0228-069. Copyright 1988 Society of Automotive Engineers, Inc.
- [99] SANTOS, D. B., “Obtenção de Ferrita de Grão Ultrafino em Aços C-Mn e C-Mn-Nb-Ti”. *Caderno Técnico*, ABM, v. 6, p. 598 – 601, 2 Novembro 2006.
- [100] MILITISKY, M., BELAUGER, P. S., WALP, M. “A Redução de Peso das Carrocerias Automotivas – “Novos Materiais, Geometrias e Técnicas de Adesão serão necessárias”. *Caderno Técnico*, ABM, v. 6, pp. 408 – 413, 2 Agosto 2006.
- [101] MONOHAR, P. A., CHANDRA, T., KILLMORE, C. R. “Continuous Cooling Transformation Behaviour of Microalloyed Steels Containing Ti, Nb, Mn and Mo”. *ISIJ International*, v. 36, nº 12, pp. 1486 – 1493, 1996.
- [102] BOTT, I. S. “Aços Nanoestruturado”. *Caderno Técnico*, ABM, v. 6, pp. 594 e 595, 2 de Novembro 2006.
- [103] GALLEG0, J., JORGE, A. M. Jr., BALANCIM, O., “Grãos Ultrafinos por Laminação a Morno e Recozimento Intercritico”. *Caderno Técnico*, ABM, v. 6, pp. 595 – 597, 2 Novembro 2006.
- [104] Informações enviadas por e-mail. Esse assunto foi abordado em reunião, fevereiro 2008, na CSN, com a presença do Dr. Hardy Mohrbacher e Celso da Silva Pontes Filho (CBMM – Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração) e também do Prof. João da Cruz Payão Filho (COPPE/UFRJ).

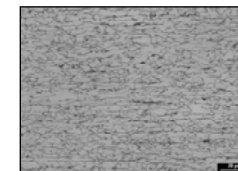
9 - ANEXO I



PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

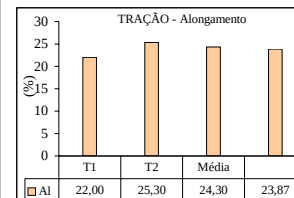
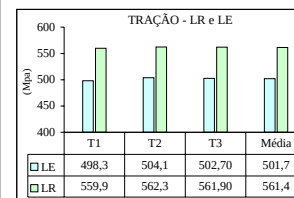
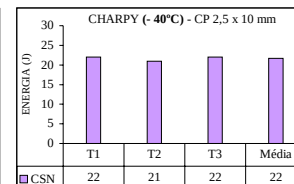
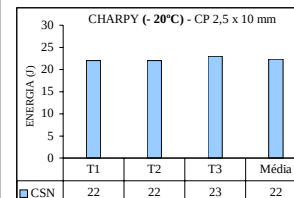
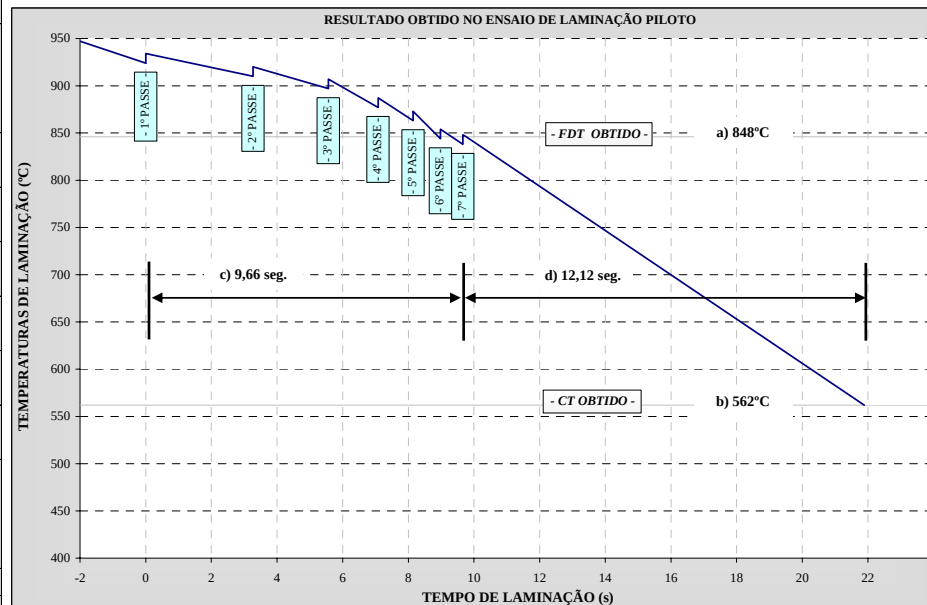
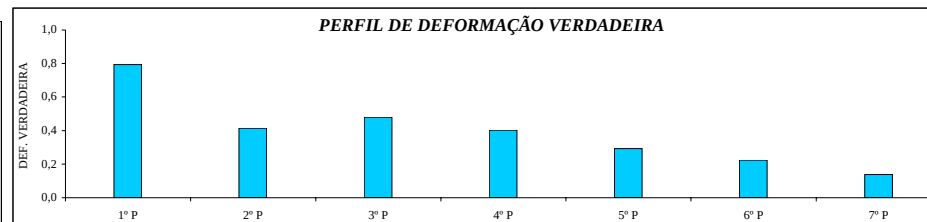
GGDP/GPD

CSN B480		1º PASSE		2º PASSE		3º PASSE		4º PASSE		5º PASSE		6º PASSE		7º PASSE	
REDUÇÃO (mm)	33,0	16,6		11,6		7,7		5,4		4,2		3,5		3,1	
DEFORMAÇÃO VERDADEIRA		0,79340		0,41384		0,47919		0,40156		0,29233		0,22380		0,13809	
COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)		C: 0,091	Mn: 0,978	P: 0,018	S: 0,045		Si: 0,045		Al: 0,026	N: 0,0045		Nb: 0,027		Ti: 0,002	
FAIXA DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA VISADA (%)		C: 0,070 0,110	Mn: 0,800 1,100	P: 0,025 máx.	S: 0,007 máx.		Si: 0,040 0,100		Al: 0,010 0,045	N: 0,009 máx.		Nb: 0,090 máx.		Ti: 0,05 máx.	

T. GRÃO: 11 ASTM
500x - Níal 2%.

RESULTADO DE DUREZA: 88 (HRb)

PASSES DE LAMINAÇÃO PILOTO	TEMPERATURA OBTIDA ENTRE PASSES (°C)	TEMPO OBTIDO ENTRE PASSES (s)
FET.	941	0,00
1º P	934	
2º P	920	3,27
3º P	907	2,29
4º P	887	1,52
5º P	873	1,07
6º P	854	0,83
7º P	848	0,68
FDT	848	12,12
CT	562	
Taxa Resf ^{TO} (LTQ):	8,90 (°C/s)	
Taxa Resf ^{TO} - Bob ^{TO} :	23,60 (°C/s)	



PRINCIPAIS INFORMAÇÕES DO TTM - AÇO CSN B480 E SUAS PROPRIEDADES.