

NILSON ANEAS FERRAZ

**Desenvolvimento de procedimentos para o reparo por solda do aço AISI P 20
utilizado em matrizes de injeção termoplástica**

Nilson Aneas Ferraz

**Desenvolvimento de procedimentos para o reparo por solda do aço AISI P 20
utilizado em matrizes de injeção termoplástica**

Dissertação apresentada ao Conselho de Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento.

Co-orientador: Prof. Dr. Emerson Augusto Raymundo.

Guaratinguetá - SP
2019

F381d	Ferraz, Nilson Aneas Desenvolvimento de procedimentos para o reparo por solda do aço AISI P20 utilizado em matrizes de injeção termoplástica / Nilson Aneas Ferraz – Guaratinguetá, 2019. 90 f : il. Bibliografia: f. 87-90 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2019. Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento Co-Orientador: Prof. Dr. Emerson Augusto Raymundo 1. Aço de alta resistência. 2. Termoplásticos. 3. Soldagem. I. Título.
	CDU 669.14(043)



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

NILSON ANEAS FERRAZ

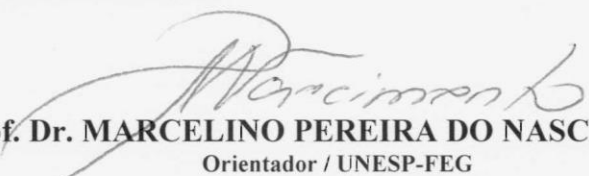
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: MESTRADO

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr.ª Ivonete Ávila
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Orientador / UNESP-FEG


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
UNESP/FEG


Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
FATEC/Pindamonhangaba

DADOS CURRICULARES

NILSON ANEAS FERRAZ

NASCIMENTO	25.02.1989 – Pindamonhangaba / SP
FILIAÇÃO	Devanil José Ferraz Angela Aneas Gomes Ferraz
2012/2016	Formação acadêmica em Tecnologia Mecânica: Processos de soldagem Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba / SP.

dedico este trabalho
de modo especial, à minha família

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos;

ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível;

ao meu co-orientador, *Prof. Dr. Emerson Augusto Raymundo* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível;

aos meus pais *Devanil e Angela*, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivaram meus estudos;

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar;

aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá pela dedicação e alegria no atendimento;

aos funcionários e colegas da Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba pela dedicação e alegria no atendimento;

aos doadores dos materiais para a realização deste trabalho, *Fabiano Rodrigues, José Alves e colegas da PROTTOS Ferramentaria LTDA, e GTP Gravações* pela dedicação e alegria no atendimento.

"O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior- Brasil (CAPES) - código de financiamento 001."

“Só sabemos com exatidão quando sabemos pouco; à medida que vamos adquirindo conhecimento, instala-se a dúvida.”

Goethe

RESUMO

Matrizes de injeção de termoplásticos são de elevado custo, o que requer atenção em sua fabricação e utilização. Durante a fabricação de uma matriz e ao longo de sua vida útil, erros processuais, tais como usinagem em lugar não exigido pelo projeto ou quebras de fechamentos das matrizes, podem inutilizá-la. Para o reparo dos moldes, geralmente é utilizado o processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*). Contudo, processos de soldagem em geral deixam marcas e ondulações no aço reparado que refletem na qualidade da resina termoplástica a ser injetada. Visando recuperar moldes de aço inutilizados, buscou-se realizar reparos de solda em que tais descontinuidades não apareçam. Este trabalho tem como objetivos apresentar as análises das alterações macro e microestruturais provenientes de reparos de solda aplicados no aço AISI P20 utilizado na fabricação de moldes. Para tanto, foram aplicadas duas condições de reparos: 1º) sendo as amostras “a”, “b” e “c”, soldagem com metal de adição dissimilar (AWS A5.18 ER 80s-b2) com e sem as aplicações de tratamentos térmicos pós-solda de recozimento, têmpera e revenimento, respectivamente, e 2º) sendo as amostras “d” e “e”, soldagem com metal de adição da mesma composição química (AISI P20) com tratamentos térmicos pós-solda de recozimento, têmpera e revenimento, respectivamente. Após, com os melhores resultados dos itens apontados anteriormente, foi feito em uma amostra de maior dimensão um reparo de solda seguido dos tratamentos térmicos e texturização fotoquímica, a fim de saber se haveria a possibilidade da presença de marcas de solda. Os resultados indicaram que a utilização dos tratamentos térmicos de recozimento, têmpera e revenimento alteraram a microestrutura das regiões soldadas, porém não deixaram marcas ou ondulações do metal de solda e da zona afetada pelo calor, aproximando a dureza dessas regiões à do metal-base. Com isso, pode-se concluir que os objetivos foram alcançados, pois achou-se entre as quatro condições mencionadas uma que apresentou uma solda onde não foi possível encontrar vestígios da mesma, mesmo com o ataque fotoquímico.

PALAVRAS-CHAVE: Reparo. Aço AISI P20. Matrizes de injeção de termoplásticos. TIG.

ABSTRACT

Thermoplastic injection molds are of high cost, which requires attention in their manufacture and use. During the fabrication of a die and over its useful life, procedural errors such as machining in place not required by the design or breakages of die closures may render it unusable. For the repair of the molds, the TIG (Tungsten Inert Gas) welding process is usually used. However, welding processes generally leave marks and undulations on the repaired steel which reflect on the quality of the thermoplastic resin to be injected. To recover unused steel molds, we sought to carry out weld repairs in which such discontinuities do not appear. The objective of this work is to present the macro and microstructural alterations from weld repairs applied to AISI P20 steel used in the manufacture of molds. In order to do this, two repair conditions were applied: 1) with samples "a", "b" and "c", welding with dissimilar addition metal (AWS A5.18 ER 80s-b2) with and without the applications of annealing, tempering and annealing, respectively, and 2 °), the samples being "d" and "e", welding with addition metal of the same chemical composition (AISI P20) with heat treatments after annealing of annealing, tempering and tempering, respectively. Then, with the best results of the previously mentioned items, a weld repair was done in a larger sample followed by thermal treatments and photochemical texturization, to know if there would be the possibility of the presence of weld marks. The results indicated that the annealing, tempering and tempering treatments altered the microstructure of the welded regions but did not leave marks or undulations of the weld metal and the zone affected by the heat, approaching the hardness of these regions to that of the base metal. With this, it can be concluded that the objectives were reached, as it was found among the four mentioned conditions one that presented a weld where it was not possible to find traces of it, even with the photochemical attack.

KEYWORDS: Repair. AISI P20 steel. Thermoplastic Injection plastic molds. TIG

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Exemplo da estrutura da ZAC de um aço carbono	19
Figura 2. Curva CCT do aço AISI P20.....	23
Figura 3. Aço AISI P20 com alta (a) e baixa (b) taxa de resfriamento	24
Figura 4. Exemplo de um molde de injeção plástica e seus componentes	29
Figura 5. Textura em uma cavidade de molde.....	31
Figura 6. Caso do comportamento da solda de reparo realizada sem os procedimentos apontados neste trabalho.....	33
Figura 7. Equipamentos usados na soldagem TIG	35
Figura 8. Conceito de energia de soldagem.....	40
Figura 9. Regiões da poça de fusão	42
Figura 10. Esquema das reações esperadas na estrutura do material após o ciclo térmico	43
Figura 11. Crescimento epitaxial do grão.....	44
Figura 12. Estrutura final do grão conforme o aumento da temperatura.....	44
Figura 13. Velocidade de solidificação em função da porcentagem de soluto.....	45
Figura 14. Crescimento de grão na interface sólido/líquidos	46
Figura 15. Gota de fusão em alta velocidade de soldagem	46
Figura 16. Gota de fusão em baixa velocidade de soldagem.....	46
Figura 17. Exemplo do microscópio do durômetro de dureza Vickers	52
Figura 18. Rugosímetro	53
Figura 19. Exemplo de reflexão de luz com a influência de uma ondulação na superfície	53
Figura 20. Fluxograma dos métodos utilizados.....	56
Figura 21. Gráfico dos tratamentos térmicos realizados pelo fornecedor do aço	61
Figura 22. Gráfico do tratamento térmico de alívio de tensões realizado no experimento da 1ª condição, amostra “b”	61
Figura 23. Gráfico dos beneficiamentos térmicos realizados nas amostras do experimento da amostra “c” (primeira condição) e amostras da segunda condição.	62
Figura 24. Amostra soldada do experimento na primeira condição, amostra “a”	64
Figura 25. Amostras soldadas. As amostras do experimento na primeira condição, amostra “b” e “c” experimento, respectivamente	65
Figura 26. Ensaio de líquido penetrante.	65
Figura 27. Amostra “e”, experimento da segunda condição. Usinada (canal) sendo pré-aquecida (esq.) e após a soldagem e resfriada na manta térmica (dir.)	66

Figura 28. Amostra “b”, experimento da primeira condição, lixada (600 mesh) (b-1), polida (pasta diamantada 3µm) (b-2) e atacada com Nital 2% (b-3), na sequência, com aproximação de 3x.	67
Figura 29. Amostra “c”, experimento da primeira condição, lixada (600 mesh) (c-1), polida (pasta diamantada 3µm) (c-2) e atacada com Nital 2% (c-3), na sequência, com aproximação de 3x.	68
Figura 30. Amostra “d”, experimento da segunda condição, lixada (600 mesh) (d-1), polida (pasta diamantada 3µm) (d-2) e atacada com Nital 2% (d-3), na sequência, com aproximação de 3x	69
Figura 31. Amostra “b” do experimento da primeira condição. MS e MB acima (100x) e MS e MB abaixo (500X). Ataque com LePera	70
Figura 32. Amostra “c” do experimento da primeira condição. MB e MB-MS acima (100x) e MS abaixo (100X). Ataque com LePera	71
Figura 33. Amostra “d” do experimento da segunda condição. MB e MB-MS acima (100x) e MS abaixo (100X). Ataque com LePera	72
Figura 34. Amostra do experimento da primeira condição, amostra “c”. Região do MS (3000X). Ataque com nital 2%.....	73
Figura 35. Amostra “d”, experimento na segunda condição. Região do MB (3000X). Ataque com nital	74
Figura 36. Amostra “d”, experimento na segunda condição. Região do MS (3000X). Ataque com nital 2%.....	74
Figura 37. Gráfico dos resultados do ensaio de dureza das amostras da primeira condição (“a”, “b” e “c”) e da segunda condição (amostra “d”). Do ponto 1 ao 3 se encontra-se o MS, Do ponto 4 ao 6 se encontra-se a ZAC e do ponto 7 ao 9 de encontra o MB.	76
Figura 38. Amostra “e” após o lixamento (600 mesh)	78
Figura 39. Amostra “e” após o polimento (<i>like mirror</i>).....	78
Figura 40. Amostra “e”, experimento na segunda condição, após a texturização fotoquímica	79
Figura 41. Ensaio de rugosidade na amostra “e” do experimento da segunda condição	79

LISTA DE EQUAÇÕES E CÁLCULOS

Equação 1. Aporte térmico	Erro! Indicador não definido.
Equação 2. Carbono Equivalente (Ceq)	41
Equação 3. Carbono equivalente total	41
Equação 4. Temperaturatione pré-aquecimento	41
Cálculo 1. Aporte térmico da soldagem para o experimento com a primeira condição, amostra “a”	58
Cálculo 2. Aporte térmico do terceiro experimento	58
Cálculo 3. Cálculos de pré-aquecimento das amostras do 2º e 3º experimento.....	59
Cálculo 4. Cálculos de pré-aquecimento da amostra do 4º experimento	59

LISTA DE QUADROS E TABELAS

Quadro 1. Componentes de um molde de injeção de termoplásticos	29
Quadro 2. Tipo de correntes e suas principais funções	36
Quadro 3. Aplicação segundo espessura, gás e corrente	37
Quadro 4. Especificações segundo tipo de arame de solda	38
Quadro 5. CC- Corrente contínua, eletrodo negativo CC+ corrente contínua eletrodo positivo e CA corrente alternada e ignitor de alta frequência	39
Quadro 6. Determinação da tempera de pré-aquecimento	41
Quadro 7. Composição química do aço AISI P20 e da vareta de solda	56
Tabela 1. Parâmetros e métodos adotados no trabalho	60
Tabela 2. Resultados do ensaio de dureza	77
Tabela 3. Ensaio de rugosidade na amostra do quarto experimento	80

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
FAPESP	Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo
FATEC	Faculdade de Tecnologia
GTAW	<i>Gas-Shielded Tungsten Arc Welding</i>
HRC	<i>Rockwell Hardness</i>
MB	Metal-base
MS	Metal de solda
NBR	Norma Brasileira Registrada
SAE	<i>Society of Automotive Engineers TIG</i>
UNESP	Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”
UV	Radiação ultravioleta
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
ZAC	Zona afetada pelo calor

LISTA DE SÍMBOLOS

°C	graus Celsius
Ceq	carbono equivalente
Ceq. Total	carbono total
L	comprimento
H	<i>heat input</i> (aporte térmico, “calor”)
I	corrente elétrica
η	eficiência do arco
Tf	tempera final
Tp	temperatura de pico
v	velocidade de soldagem
V	tensão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	OBJETIVO	21
1.2	APRESENTAÇÃO DO TRABALHO	21
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1	O AÇO AISI P20	22
2.1.1	Microestruturas do aço AISI P20.....	23
2.1.2	Influência dos elementos de liga	24
2.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS	25
2.2.1	Alívio de tensões e recozimento pleno	25
2.2.2	Têmpera.....	26
2.2.3	Revenimento	27
2.3	MOLDES DE INJEÇÃO DE PLÁSTICOS	28
2.3.1	Acabamentos	30
2.4	PROCESSO DE SOLDAGEM TIG	34
2.4.1	O arco elétrico do TIG	36
2.4.2	Consumíveis	36
2.5	METALURGIA DE SOLDAGEM	39
2.5.1	Fluxo de calor	39
2.5.2	Pré-aquecimento	40
2.5.3	Macroestrutura da solda de fusão.....	42
2.5.4	Solidificação da poça de fusão	43
2.5.5	Zona afetada pelo calor (ZAC).....	47
2.6	REPAROS DE SOLDA.....	48
2.6.1	REPAROS POR SOLDAGEM TIG	48
2.7	ANÁLISES METALOGRÁFICAS E MACROSCÓPICAS	50
2.8	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	51
2.9	ENSAIO DE DUREZA	51
2.10	ENSAIO DE RUGOSIDADE	52
3	MATERIAIS E MÉTODOS	55
3.1	MATERIAIS.....	55
3.1.1	O aço ferramenta	55
3.2	MÉTODOS	55

3.2.1	Corte e identificação das amostras e do metal de adição	55
3.2.2	Fluxograma	56
3.2.3	Procedimentos de soldagem	56
3.2.4	Ensaio de líquido penetrante	59
3.2.5	Beneficiamentos	59
3.2.6	Ensaio de dureza	62
3.2.7	Análise macro e microscópica.....	62
3.2.8	Texturização Fotoquímica	63
3.2.9	Ensaio de rugosidade.....	63
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	64
4.1	SOLDAGEM	64
4.2	ANÁLISE MACROSCÓPICA.....	66
4.3	ANÁLISE DE MICROSCOPIA ÓPTICA	69
4.4	MEV	72
4.5	ENSAIO DE DUREZA	75
4.6	POLIMENTO (EXPERIMENTO NA SEGUNDA CONDIÇÃO)	77
4.7	TEXTURIZAÇÃO (EXPERIMENTO NA SEGUNDA CONDIÇÃO).....	78
4.8	ENSAIO DE RUGOSIDADE (EXPERIMENTO NA SEGUNDA CONDIÇÃO)	79
5	CONCLUSÃO.....	81
	REFERÊNCIAS.....	82

1 INTRODUÇÃO

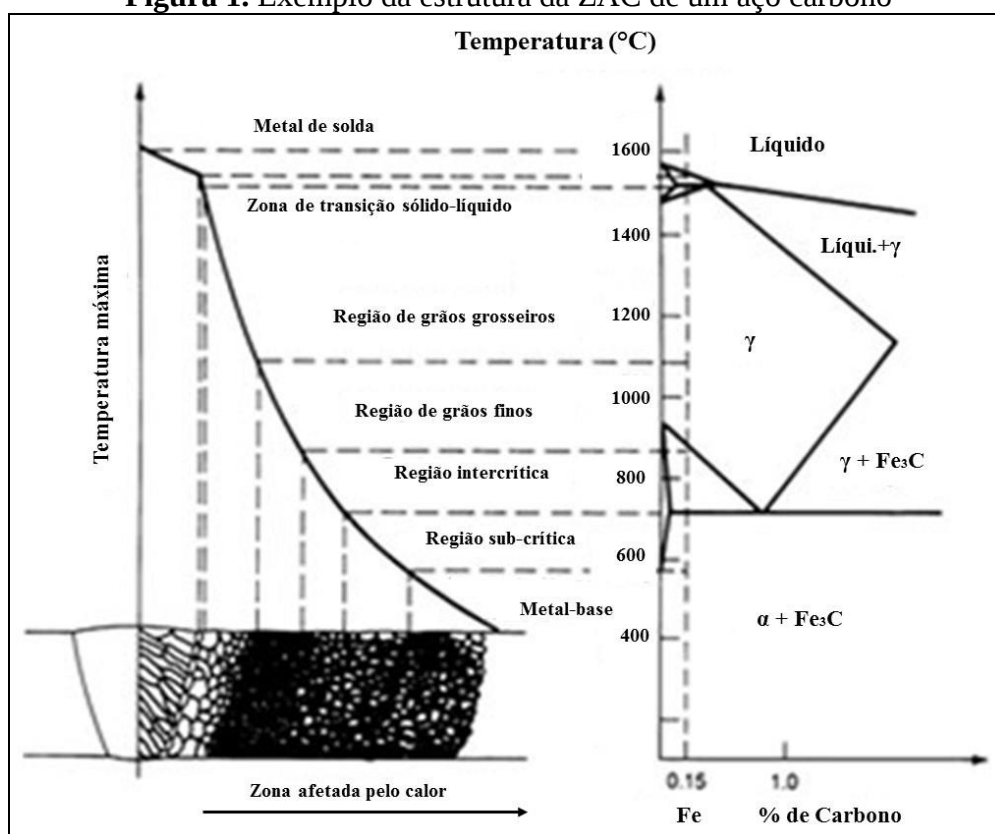
As matrizes de injeção de termoplásticos são fabricadas com aços ferramenta, por apresentarem elevada dureza, resistência à abrasão, boa tenacidade e por manterem propriedades de resistência mecânica em elevadas temperas. Tais características são obtidas com a adição de altos teores de carbono e elementos de ligas como o tungstênio, molibdênio, vanádio, manganês e cromo. Os aços para moldes podem ser cementados ou nitretados ou revenidos, quanto maior for a dureza superficial maior será a resistência ao desgaste e à oxidação (MEI e SILVA, 2010; BEAUDET; 2012; NAYEBPASHARE et al., 2016; RAJEEV et al., 2017). Nesses casos, o aço que mais se destaca é o aço AISI P20 (WNR 1.2738), que é normalmente temperado e revenido. Ele é fornecido recozido com a dureza de aproximadamente 230 HV podendo atingir 280 e 340 HV. Uma desvantagem do aço AISI P20 é sua baixa aceitação a solda, devido à alta concentração de carbono que, com outras ligas, formam uma estrutura martensítica, bainítica e ferrítica (HARADA, 2004; MEI e SILVA, 2010; FERRAZ e PRUDÊNCIO, 2016).

As matrizes de injeção de termoplásticos seguem uma sequência de fabricação, que consiste de: pré-usinagem (desbaste bruto por fresamento), tratamento de alívio de tensões, usinagem secundária (usinagem fina, eletroerosão e furações), têmpera e revenimento, polimento, texturização e *try-out*. Os erros que podem haver no polimento ou na textura da matriz, ou causados por eles, são refletidos no plástico injetado (HARADA, 2004). Durante o processo de fabricação de uma matriz erros processuais podem ser cometidos, tais como: furação em local errado, eletroerosão ou fresamento fora das dimensões requeridas no projeto, entre outros. Mas, para a reparação desses possíveis erros, os fabricantes geralmente utilizam o processo de soldagem, com intenção de “repor material que foi tirado a mais da matriz (PRECIADO e BOHORQUEZ, 2006; FERRAZ et al., 2018).

Os processos de soldagem mais utilizados para tais correções podem ser o processo a Laser ou TIG (*Tungsten Inert Gas*). Dentre ambos, o processo TIG é ao laser o mais barato, além de poder obter-se um acabamento tão bom quanto (KUMAR e SUNDARRAJAN, 2008; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009; MODENESI, 2013; MEGID e GRASSI, 2013; RAJEEV et al., 2017; FERRAZ et al., 2018). Mas, devido ao calor gerado pela energia de soldagem, como nos processos a arco elétrico e tal no processo TIG, se forma nos metais duas regiões de propriedades mecânicas e de morfologia de grãos distintos em relação ao metal-base (MB). Essas regiões são chamadas de metal de solda (MS) e zona afetada pelo calor (ZAC). A formação do MS ocorre com a solidificação e o crescimento dos grãos que

seguem a mesma orientação cristalina dos grãos da região parcialmente fundida. Tal crescimento é chamado de epitaxial. No metal de solda geralmente se forma uma região de crescimento planar, seguida de crescimento celular e celular dendrítico. A ZAC, como seu nome diz, é a região que não foi fundida como o MS, mas sim transformada. Essa transformação (Fig. 1) ocorre devido à austenitização dos grãos, que no aço AISI P20 ocorre acima de 787°C e, com o resfriamento rápido e diferente ao resfriamento que o aço (MB) teve na usina, se forma a ZAC com a redistribuição do soluto, surgindo quatro regiões com grãos de morfologia distintas entre si, ao MS e ao MB, que são as regiões de grãos grosseiros, de grãos finos, intercrítica e subcrítica (DADFAR et al., 2007; WAINER, 1992).

Figura 1. Exemplo da estrutura da ZAC de um aço carbono



Fonte: Wainer (1992)

Após a realização de uma solda, nota-se que o MS, ZAC e MB possuem dureza distintas entre si. Segundo Preciado e Bohorquez (2004), a intensidade da energia de soldagem aplicada na soldagem (aporte térmico) pode alterar a dureza do MS e da ZAC. Por exemplo, os autores perceberam que com o aumento do aporte térmico de 3,6 kJ/cm para 9,8kJ/cm, a dureza do MS passou de aproximadamente 520HV para 400HV e na ZAC de 650HV para

580HV. Outros autores também, perceberam que com o aumento da energia de soldagem a área e rugosidade do MS e ZAC aumentaram (FIRRAO et al., 2013; HARI, 2013).

Com a variação de dureza inerente à ZAC e ao MS, a diferença de rugosidade pode ser percebida no processo de polimento e lixamento, tanto metalográfico quanto no acabamento de uma cavidade de molde. Quando realizada uma macroscopia com, por exemplo, o ácido nítrico (HNO_3) de 2 a 5%, se revela a presença da solda devido a diferença de intensidade de ataque entre o MS, ZAC e o MB. Como o soluto foi redistribuído entre as regiões citadas de maneira diferente, o ácido reage de forma distinta entre as mesmas. No caso de uma matriz, no qual é requisitado o processo de texturização fotoquímica, o mesmo fenômeno ocorre, devido a diferença de reação do ataque do ácido entre o Aço AISI P20 (MB), a ZAC e o MB. Essas diferenças na dureza e no ataque químico podem prejudicar, no caso das matrizes de moldes a qualidade final do plástico, pois o mesmo irá ser injetado e irá se solidificar em uma área de dureza e microrelevo diferente do resto do aço, revelando na superfície do plástico as mesmas ondulações ou manchas. No caso da dureza, o operador de polimento pode ter dificuldades em retirar ranhuras e ondulações da região soldada, mesmo em casos nos quais o metal de solda possua a mesma composição química em relação ao metal-base, esses eventos podem ocorrer (WAINER, 1992; PRECIADO e BOHORQUEZ, 2006; VEDANI, 2007; MEI e SILVA, 2010; LAN et al., 2012;).

Alguns autores realizaram em outros aços alguns tipos de beneficiamento após a soldagem. Eles compreenderam que esses beneficiamentos, como recozimento, têmpera e revenimento, podem recristalizar a ZAC e mudar as fases do MS, assim eliminando a ZAC e aliviar as tensões residuais deixadas pela solda, ou seja, diminuindo deste modo a dureza, devido a austenitização de toda a peça ocorre a recristalização da ZAC e a mudança de fases no MS. Assim sendo, esse trabalho buscou compreender se as utilizações de tais beneficiamentos como recozimento, têmpera e revenimento podem eliminar a ZAC ou diminuir a dureza da solda de tal modo a aproximar à dureza do MB. (SUN et al., 2001; PRECIADO e BOHORQUEZ, 2006; Y.D, JING e XUA, 2012; JORGE et al., 2013; LUZ, 2014; CHEN et al., 2015; MANUGULA et al., 2017; RIMING, 2017; FERRAZ et al., 2018).

Vale ressaltar que não foram encontradas normas ou códigos que satisfaça o anseio do objetivo deste trabalho, ou seja, realizar a soldagem sobre o aço ferramenta para recuperação ou alteração sem que a solda deixe marcas no aço. Existem alguns códigos e normas para soldagem de outros equipamentos, como AWS e o ASME IX. No caso do ASME IX, o código é voltado para área de vasos de pressão e chaparias, apenas os cuidados citados acima

podem ser acatados do código, pois não foi encontrado nenhum código ou norma de soldagem voltado para área de solda em aços ferramenta, até o momento.

1.1 OBJETIVO

Tendo em vista as considerações descritas, o objetivo deste trabalho foi desenvolver os procedimentos de solda adequados para o reparo de uma matriz para injeção de plástico, de tal modo a diminuir o máximo possível a presença das marcas deixadas pela solda, ou seja, com o visual e microestrutura de aparência mais próxima à do metal-base (aço AISI P20).

Para esta finalidade, alguns objetivos específicos deverão ser alcançados: a) obter os cordões de solda; b) realizar análises macroscópicas e microscópicas com a finalidade de visualizar a presença de possíveis descontinuidades e permanência de ZAC; c) realizar o ensaio de dureza nas regiões da solda; d) realizar a texturização fotoquímica para analisar se com a utilização do metal de adição da mesma composição química do MB há a possibilidade de observar as marcas da solda; e) realizar o ensaio de rugosidade com a finalidade de saber se há variações da mesma com a utilização do metal de adição da mesma composição química do MB.

1.2 APRESENTAÇÃO DO TRABALHO

Este exemplar para a defesa apresenta no Capítulo 2 uma revisão bibliográfica sobre o aço AISI P20, os tratamentos térmicos mais utilizados para o aço em questão, os moldes de injeção plásticas e seus tipos de acabamentos, o processo de soldagem TIG, a metalurgia de soldagem, reparos de solda por TIG.

O Capítulo 3 apresenta as técnicas de caracterização que foram utilizadas nas amostras como: análises macro e microscópicas (análises metalográficas), MEV, ensaio de dureza Vickers e ensaio de rugosidade.

O Capítulo 4 apresenta os materiais e métodos utilizados para a realização do trabalho.

O Capítulo 5 apresenta os resultados e discussões dos resultados obtidos com a realização das soldas nas amostras do aço AISI P20. E, finalmente, o Capítulo 6 apresenta as conclusões, propostas de trabalhos futuros e referências bibliográficas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O AÇO AISI P20

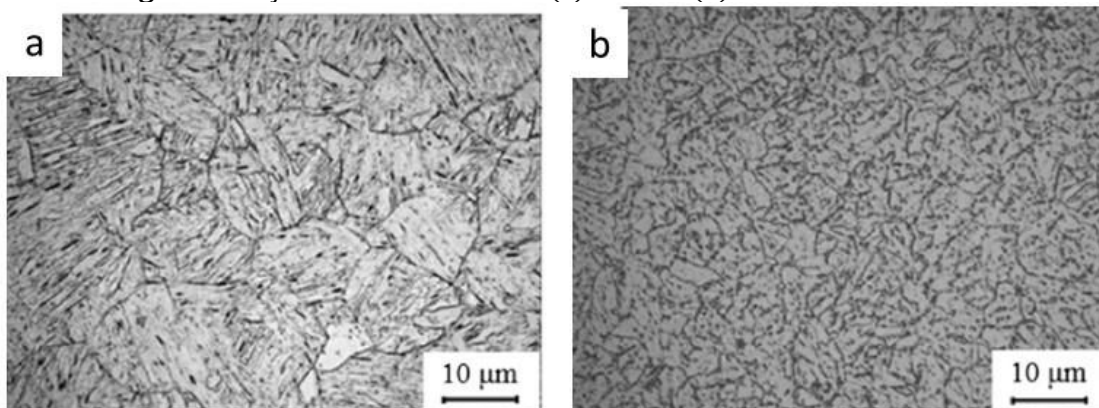
Os aços para matrizes, por exemplo, o AISI P20, AISI 2711, AISI H13, entre outros apresentam diversas propriedades, como: baixa dureza no estado recozido (para facilitar a usinagem das cavidades ou forjamento das cavidades *hobbing* - na matriz), resistência ao desgaste, ao impacto, resistência mecânica e propriedades de manufatura, como usinagem e polibilidade. A usinabilidade de um material depende de fatores metalúrgicos e das condições de usinagem como ferramenta e velocidade de corte, sendo um resultado da interação do metal com a operação de usinagem. Do ponto de vista das características do aço, sua usinabilidade deve ser melhorada para não só reduzir o consumo de ferramentas, mas principalmente o tempo de usinagem e bom acabamento para facilitar o polimento. A polibilidade deve ser entendida como capacidade de receber polimento, por exemplo, a facilidade de retirada de ondulações deixadas pela usinagem (HARADA, 2004). Para melhor usinagem das matrizes é recomendável os aços já beneficiados termicamente para melhor eliminação de possíveis surgimentos distorções e oxidação associados ao tratamento térmico. O beneficiamento térmico para aços com dureza aproximada de 280 - 340 HV é usual especialmente para moldes de injeção. (PRECIADO e BOHORQUEZ, 2006; MEI e SILVA, 2010; HOSEINY et al., 2011; NAYEBPASHARE et al., 2016)

Os aços para matrizes podem ser cementados ou nitretados ou revenidos, quanto maior for a dureza superficial maior será a resistência ao desgaste, à oxidação e à erosão. Os aços P2 e P6 são aços para cementação e os aços P20 e P21 são normalmente temperados e revenidos. Para moldes termoplásticos, o P20 pode também ser cementado e tratado após a usinagem da cavidade do molde (NAYEBPASHAEE et al., 2016). Os aços usuais dessa família são: P1, P6, P20 refundido por escória (ESR). Os aços P1 e P6 são pouco usados (FIRRAO et al., 2013; MEI e SILVA, 2010; GOLOGLU E SAKARYA, 2008; VEDANI et al., 2007).

O aço AISI P20 é fornecido no estado temperado e revenido com dureza entre 280 – 340 HV, pois sua microestrutura é martensítica e bainítica com carbeto e de alta dureza. Pode ser usado em moldes para injeção de termoplásticos dos mais variados tipos, como os de baixa ou média abrasividade e moldes para formação por sopro. Segundo Preciado e Bohorquez, (2006) nunca se deve utilizar matrizes cromadas. Em certas circunstâncias pode ser utilizado em fundição de ligas não-ferrosas. Para o aço P20 são recomendados três tratamentos térmicos para a utilização do mesmo como matriz, tais como: alívio de tensões,

Mas, com o resfriamento a uma taxa de aproximadamente $0,02^{\circ}\text{C/s}$ os microconstituintes presentes no material serão aproximadamente 1% de martensita e carbeto, 59% de bainita e 40% de perlita, como consta a figura 3.

Figura 3. Aço AISI P20 com alta (a) e baixa (b) taxa de resfriamento



Fonte: Hoseiny et al. (2012)

2.1.2 Influência dos elementos de liga

O aço AISI P20 pode ter em sua composição entre 0,36 à 0,4% de carbono, de 1,2 à 1,45% de manganês, de 0,25 à 0,3% de silício, de 1,75 à 1,95% de cromo, de 0,15 à 0,2% de molibdênio, de 0,9 à 1,05% de níquel, de 0,025 à 0,035% de fósforo e de 0,03 à 0,036% de enxofre. Os elementos de ligas são vistos como impurezas que podem mudar as propriedades mecânicas dos aços, como dureza, desgaste, resistência à corrosão, entre outras. O acréscimo do carbono diminui a ductilidade, a soldabilidade e a tenacidade, aumenta a dureza e temperabilidade do aço em temperatura ambiente, entre outros fatores. (FIRRAO, D. et al. 2013; HOSEINY et al., 2012)

No caso do manganês, o acréscimo pode aumentar a resistência dos aços em altas temperaturas, aumenta a temperabilidade e pode ajudar na prevenção do surgimento da trinca a quente através da formação de sulfeto de manganês. O acréscimo de silício pode aumentar a dureza, a resistência à tração, o limite de escoamento e a elasticidade. Pode diminuir a resiliência, a resistência ao desgaste e a velocidade de resfriamento. A adição de cromo pode ajudar na formação de grãos finos e com isso aumentar a resistência mecânica do aço. O cromo aumenta a resistência à fluência e a resistência à corrosão. O molibdênio dependendo da sua porcentagem acrescentada no aço, por exemplo, entre 0,1 e 0,5% pode aumentar a

resistência em altas temperaturas. Seu acréscimo aumenta a formação de carbeto e aumenta a oxidação superficial. (BEAUDET, F.; BLAIS, C. et al., 2012)

O acréscimo do níquel aumenta a resistência dos aços em baixas temperaturas, aumenta a dureza e a temperatura crítica do aço diminui. O acréscimo de fósforo e enxofre reduzem a ductilidade do aço e no caso da solda pode facilitar o surgimento de fissuração a quente. (CALLISTER et al., 2012);

2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

São operações de aquecimento e resfriamento controlado, que são realizados em fornos ou/e com auxílio de aparatos, para alcançar as propriedades desejadas nos materiais, principalmente, o aço liga. Quando o tratamento é realizado em conjunto com os processos de conformação mecânica, são denominados processos termomecânicos (FIRRAO et al., 2013; MEI e SILVA, 2010; GOLOGLU E SAKARYA, 2008; VEDANI et al., 2007; MARQUES, 2009). Neste trabalho será apenas abordado os tratamentos que podem ser realizados em uma matriz de aço AISI P20.

2.2.1 Alívio de tensões e recozimento pleno

O aquecimento do recozimento subcrítico é realizado abaixo da temperatura de transformação A1. É aplicado em aços que sofreram trabalho a frio, que por consequência causa aumento de dureza e queda na ductilidade ocorrendo, em busca de recuperar sua ductilidade e assim diminuir o risco de haver ruptura entre operações. Para aços de baixo carbono é aconselhável o aquecimento na faixa de 595°C a 675°C. O recozimento subcrítico também pode ser considerado como um "alívio de tensões". No caso, o alívio de tensões é recomendado para aços que obtiveram tensões residuais após processos como soldagem, usinagem, lixamento, dobramento, entre outros (FIRRAO et al., 2013; MEI e SILVA, 2010; GOLOGLU E SAKARYA, 2008; VEDANI et al., 2007; LIMA, 2011)

O alívio de tensões aumenta o limite de escoamento permite a deformação por fluência, a fim de aliviar as tensões residuais. Na soldagem, o alívio de tensões pode reverter microestruturas de alta dureza ou baixar a ductilidade na ZAC (zona afetada pelo calor) ajudando na redistribuição de soluto, por exemplo, quando se tem formação de martensita nessa região. (FIRRAO et al., 2013; MEI e SILVA, 2010)

De acordo com Mei e Silva (2010), recomenda-se o alívio de tensão após a elevada quantidade de material removida durante a usinagem. Como o AISI P20 é beneficiado, o alívio de tensões deve ser feito em torno de 550 a 650°C. A microestrutura encontrada no aço AISI P20 após o alívio de tensões é a microestrutura martensítica e bainítica com carbeto. Com o alívio de tensões a dureza do aço pode ir, por exemplo, de 32HRC para a dureza na faixa de 27 a 29HRC.

No resfriamento com recozimento não se encontram gradientes de temperatura sensíveis na peça, tal como na têmpera, que apresenta acentuados gradientes térmicos, isto é, entre o centro e a superfície. Quanto mais severos forem os meios de têmpera, maior será o gradiente térmico. Portanto, as presenças desses gradientes de temperatura no material a temperar resultam em tensões internas, que são associadas a contração do aço durante o resfriamento, expansão associada com a transformação martensítica e mudanças bruscas de secção e outros concentradores de tensões. As mesmas, dependendo das forças resultantes combinadas com esforços ajudam no surgimento das deformações plásticas (empeno da peça), ruptura (trincas de têmpera) e tensões residuais. Essas avarias ocorrem mais rápido em materiais com alta temperabilidade. (DELSHAD et al., 2007); (POPELYUKH et al., 2011)

2.2.2 Têmpera

Segundo Mei e Silva (2010), a têmpera é o tratamento térmico, após a austenização do material, cujo resfriamento é rápido o suficiente para evitar a formação de perlita e bainita. Assim, a têmpera busca alcançar uma estrutura metaestável martensítica. Com base em Marques, Modenesi e Bracarense (2009) a possibilidade de formação de estrutura martensítica depende da composição química do aço. Por exemplo, o aço AISI 4340 apresenta propriedades mecânicas similares ao aço AISI P20, de tal modo que pudesse ver em sua curva CCT (*continuous cooling transformation*) que mesmo com o resfriamento lento, a probabilidade de conseguir uma estrutura perlítica ou bainítica é mais difícil que a do aço SAE 1050, pois como já visto quanto maior a composição de carbono e os elementos de ligas no aço, mais a curva de transformação de fases estará deslocada para direita e mais fácil será a formação de martensítica.

Existem meios para se conseguir realizar o tratamento de têmpera, tais como: água (pura com adição de sal ou polímero), óleo e ar (embora outros meios gasosos também podem ser empregados, como nitrogênio, hélio, argônio, etc.). Todos esses meios são responsáveis por

causar tensões na peça devido à alta velocidade de resfriamento, responsáveis transformações de fase por cisalhamento na estrutura cristalina. (RAJAN et al., 2002)

Alguns autores citaram qual a temperabilidade é associada a capacidade do material se endurecer durante o resfriamento, formando martensita a uma certa profundidade da superfície. Para que a temperabilidade do aço possa aumentar, deve-se retardar a formação de ferrita, perlita, cementita e bainita. Com isso, pode-se obter:

- Elementos de liga dissolvidos em austenita; (MEI e SILVA, 2010)
- Granulação grosseira de austenita; (FIRRAO et al., 2013)
- Homogeneidade da austenita. (RAJAN et al., 2002); (MEI e SILVA, 2010)

O crescimento de grão austenítico, que para obtê-lo deve-se aumentar a temperatura do tratamento, pode não ser um processo indicado para a melhoria da temperabilidade, pois quanto maior for o grão melhor a formação de trincas, ou seja, isso acarreta na deterioração das propriedades mecânicas do material. (Popelyukh et al. (2011)

No aço AISI P20, o aquecimento para a têmpera deve englobar uma etapa de pré-aquecimento e isso deve ser feito em atmosfera controlada, banho de sal ou vácuo. Pré-aquecer em temperatura próxima de 550°C. Austenitizar em temperatura entre 815 – 870°C. Aquecer por 1 hora para cada 25 mm de espessura e adicionar 1 hora para cada 25 mm adicionais. Resfriar preferencialmente em óleo pré-aquecido em torno de 70°C, sob agitação. Isso produz um material mais duro, seja pelo endurecimento superficial ou profundo, variando conforme a taxa de resfriamento (SECCO, 2015); (FERRAZ e PRUDÊNCIO, 2016). A microestrutura encontrada no aço AISI P20 após a têmpera é a martensítica (aproximadamente 97%) e austenita retida (aproximadamente 3%). (SECCO, 2015); (FERRAZ e PRUDÊNCIO, 2016)

2.2.3 Revenimento

A martensita formada no tratamento de têmpera é dura e faz com que o material perca algumas propriedades, por exemplo, a ductilidade e a tenacidade. Então, para se atingir valores adequados de resistência mecânica e tenacidade, aconselha-se realizar após a têmpera o tratamento de revenimento. (DELSHAD et al., 2007).

De acordo com Mei e Silva (2010), o revenimento é o tratamento térmico que consiste em aquecer a peça uniformemente até a temperatura abaixo daquela de austenização,

mantendo o aço nesta temperatura por tempo suficiente para a equalização de temperatura e obtenção das propriedades mecânicas desejadas. Em outras palavras, nesse tempo suficiente para a equalização de temperatura é onde ocorre o processo de difusão dos átomos de carbono e os elementos de ligas, ou seja, a redistribuição de soluto que ajuda na diminuição de dureza e aumento de tenacidade do material.

Para aços com alto teor de carbono e aços ferramenta é aconselhado o revenimento múltiplo, que tem por objetivo a estabilização dimensional de ferramentas, calibradores, etc. O revenimento múltiplo pode ser realizado até mais de duas vezes. Por exemplo, no aço ferramenta, que é um aço de alta temperabilidade, o primeiro revenimento deve-se iniciar com a peça a uma temperatura aproximada de 80°C. Durante o revenimento ocorre um alívio nas tensões, deixadas pelo processo de têmpera, revenimento de martensita e precipitação dos carbonetos retidos na austenita. Quando a precipitação dos carbonetos ocorre, aumenta-se a temperatura M1 e o material tempera no resfriamento do primeiro revenimento, formando mais martensita. Já o segundo revenimento tem como objetivo revenir a martensita. (DELSHAD et al., 2007)

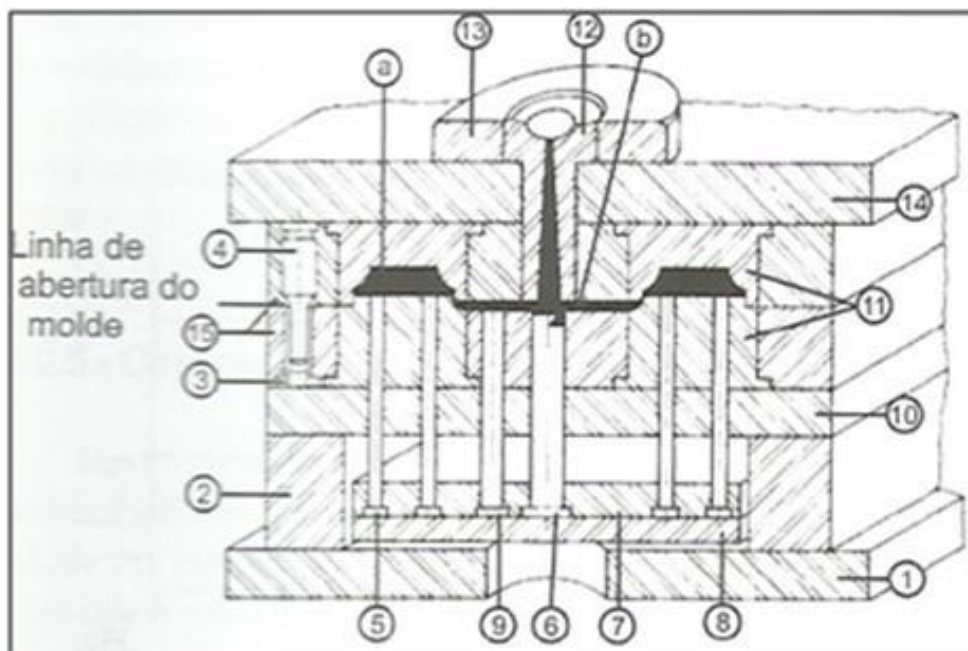
O revenimento deve ser realizado imediatamente após a têmpera quando a temperatura atingir cerca de 70°C. A temperatura de revenimento aconselhada pela norma AISI deve ser selecionada de acordo com a dureza especificada. Para este aço revenir preferencialmente em temperaturas próximas de 600°C para atingir o nível de dureza desejado, geralmente entre 28 – 33 HRC. Segundo fabricante deve-se manter na temperatura de revenimento por no mínimo 1 hora para cada 25 mm de espessura e utilizar no mínimo duplo revenimento. Deve-se utilizar um tempo mínimo de 2 horas e realizar no mínimo dois revenimentos. Assim, os tratamentos térmicos são recomendados pela norma AISI, a fim de ajudar nos processos de usinagem, polimento e texturização (LIMA, 2011).

2.3 MOLDES DE INJEÇÃO DE PLÁSTICOS

Segundo Harada (2004), o molde de injeção plástica pode ser entendido como unidade funcional que permitem que em um espaço em que a peça é moldada, definido pela cavidade, sejam preenchidas com o plástico fundido em condições controladas, por outro sistema que garante a qualidade dimensional e estrutural das peças produzidas. Os moldes são fabricados de metais ferrosos, como o aço SAE 1045, AISI D6, AISI P20, H13, entre outros. Cada tipo de aço é usado para a fabricação de diversos componentes que apresentam diferentes propriedades, como resistência ao desgaste, resistência a corrosão, resistência ao impacto,

entre outras. A figura 4 apresenta um exemplo de molde com as nomenclaturas dos componentes.

Figura 4. Exemplo de um molde de injeção plástica e seus componentes



Fonte: Harada (2012)

Quadro 1. Componentes do molde de injeção de termoplásticos da Figura 4.

Ítem	Elemento	Ítem	Elemento
a	Cavidade	8	Placa impulsora
b	Canal de distribuição	9	Pino de retorno
1	Placa de fixação inferior	10	Placa de suporte
2	Coluna ou espaçador	11	Postiços
3	Bucha guia	12	Bucha de injeção
4	Coluna guia	13	Anel de centragem
5	Pino extrator	14	Placa de fixação superior
6	Extrator de canal	15	Placa de modelagem
7	Placa porta cavidade	-	-

Fonte: Ferraz (2018)

Segundo Harada (2004), os componentes do molde, base do molde (item 1 e 14), mantêm a cavidade e devem estar posicionados em relação ao bico da máquina. O pino guia (item 4) é o componente que mantém o alinhamento entre as duas metades do molde. A bucha de injeção (item 12) controla a entrada do material para a parte interna do molde. Os canais (item 6) controlam a passagem de material entre o bico até a cavidade. As entradas controlam a entrada de material na cavidade. As cavidades e machos (item 11) controlam o tamanho, a forma e a superfície da peça. O sistema de refrigeração controla a temperatura da superfície do molde para solidificação do plástico. A gaveta, bico e lateral formam os furos, rasgos, rebaixos e roscas do produto. O mecanismo de extração (itens 6, 7 e 8) é responsável pela extração da peça já solidificada. Os pinos de retorno (item 9) são responsáveis pelo retorno dos extratores à posição inicial quando o molde se fecha para o próximo ciclo.

2.3.1 Acabamentos

O último processo de manufatura de um molde é o polimento. É um processo que utiliza materiais abrasivos, que pode ser manual (KLOCKE et al. ,2011) ou automatizado (CHOI; JEONG ,2004). No modo manual, o operador inicia com o lixamento, para retirada maior de material, com a utilização de lixas de menor granulação e após o lixamento, o próximo processo é o do polimento, que pode ser realizado com feltro e pasta diamantada (MEI E SILVA, 2010). No polimento automatizado, o operador pode utilizar para o lixamento uma politriz portátil (que pode ser elétrica ou pneumática), ou multicortadeira (elétrica) com lixa e uma lixadeira (com lima diamantada para abrasão) e para o polimento pode ser utilizado uma politriz portátil com feltro (METAL POLISH, 2010). Sua qualidade determina qual será a qualidade do plástico injetado no final, pois como o plástico entra no molde em forma líquida, ele penetra em cada espaço vago na área de produto do molde. Se o polimento estiver ondulado, a superfície do plástico será ondulada (CHOI; JEONG, 2004).

Para a realização do polimento, principalmente em uma cavidade de molde, o operador deve ter alguns cuidados, tais como: não retirar material em excesso, não deixar “casca de laranja”, escolher os procedimentos e técnicas adequadas para cada tipo de material, não deixar ranhuras, entre outros. (KLOCKE et al., 2011)

Segundo Mei e Silva (2010), o aço P20 apresenta excelente resposta ao polimento. É essencial para que seja atingido o polimento adequado e cuidados inerentes, como controle de pressão, de velocidade, etc., o tratamento térmico adequado, controlando a quantidade de austenita retida e carbonetos nos contornos de grão. O lixamento se inicia com as lixas de

menor granulação, por exemplo, de 100µm e pode ir até 2000µm. Após o lixamento, o próximo processo é o do polimento, que pode ser realizado com feltro e pasta diamantada (FERRAZ, 2016)

A texturização é um processo fotoquímico utilizado na indústria para obter formatos particulares a partir de chapas finas de metal e gerar desenhos em relevo característicos. A texturização é amplamente aplicada para produzir moldes plásticos de modo a obter efeitos de superfícies. A finalidade da texturização na indústria de moldes é obter componentes plásticos agradáveis ao olhar, como ocorre com o polimento. Entretanto, ao contrário deste último, a texturização reduz significativamente a reflexão da luz pela superfície. A figura 5 ilustra um exemplo uma matriz com textura. (RIBEIRO, 2016); (IGNELL et al., 2010).

Figura 5. Textura em uma cavidade de molde



Fonte: Ribeiro (2016)

Segundo Ribeiro (2016) e Ignell et al., (2010) o processo de texturização inclui as seguintes fases fundamentais:

- Planejamento - estabelecimento das fases fundamentais do processo e identificação do material que forneça os melhores resultados, dependendo do desenho da textura;
- Processamento - tratamento e otimização dos desenhos do cliente usando sistemas AutoCAD®;
- Impressão - do desenho usando plotter 4 de alta velocidade e alta resolução (um para cada lado da peça a ser texturizada);
- Preparação - limpeza cuidadosa da peça para remover todo o óleo ou graxa;
- Revestimento – recobrimento da peça com camadas de material fotossensível, geralmente um polímero sensível a luz ultravioleta (UV);
- Exposição - aos raios UV da película na qual o desenho foi transferido;

- Desenvolvimento e fixação da imagem gravada na película;
- Gravação - ataque químico do polímero de revestimento não exposto previamente;
- Remoção - limpeza da camada fotossensível deixada sobre a peça, possivelmente expondo-a mais uma vez aos raios UV e repetindo o processo de ataque químico (soda cáustica);
- Inspeção - verificação da peça para assegurar que esteja de acordo com os requisitos de projeto apontados na primeira etapa. Existem resinas fotossensíveis, positivas e negativas: ela é positiva quando a parte não protegida pelos raios UV que removida no banho ácido. E negativa se a parte removida for aquela protegida. Empresas especializadas em texturização usam principalmente resinas negativas (conforme descrito nas fases anteriores). Assim, devem ser providenciados desenhos negativos, nos quais a parte desenhada e aquela que será gravada.

Segundo Ribeiro (2016) e Ignell et al., (2010) o processo existem alguns fatores que influenciam na texturização, tais como:

- Tipo de material de base - apresenta os reagentes mais comuns para alguns materiais;
- Nível de dureza e;
- Tipo de texturização.

De acordo com Ferraz e Prudêncio (2016), Ribeiro (2016) e Ignell et al., (2010) o processo a texturização depende também destes parâmetros:

- Inclusões e porosidade;
- Direção das fibras;
- Tratamentos térmicos;
- Usinagem por eletroerosão e;
- Qualquer tipo de soldagem;
- Tipo de aço.

O tratamento térmico distante do ideal, caracterizado por descarbonetações ou recarbonetações, leva a uma diferença na dureza superficial. Em particular, as recarbonetações levam a óxidos superficiais de difícil remoção para a texturização. Tratamentos de superfície, como a nitreção e a têmpera por indução, assim como

tratamentos por galvanoplastia, devem ser efetuados após a texturização, pois eles criam áreas com dureza descontínua que alteram efeito da texturização. (PRECIADO, 2004)

De acordo com Preciado (2004), a soldagem pode causar problemas, dando origem a variações na estrutura, composição e dureza do material. Isso resulta inevitavelmente em uma reação diferente aos banhos de texturização. Qualquer solda de reparo pode ser mascarada de modo mais eficiente por meio da texturização do que de polimento. No entanto, a peça deve ser aquecida antes da soldagem e deve ser usado um eletrodo com a mesma composição química do material de base, respeitando as operações subsequentes de alívio de tensões previstas para esse tipo de aço, a fim de obter um bom resultado. A brasagem não é recomendada devido a difícil texturização. (PRECIADO, 2004)

Para fim de simplificar o entendimento sobre a texturização sobre uma região soldada, um fabricante de molde se dispôs a fornecer para este trabalho uma imagem de um reparo de solda realizado em uma cavidade de molde de injeção plástica que foi texturizada posteriormente (Fig. 6).

Figura 6. Caso do comportamento da solda de reparo realizada sem os procedimentos apontados neste trabalho



Fonte: autoria própria (2018)

Neste caso em específico o cliente solicitou diminuição das dimensões das mesmas através da soldagem. A sequência do processo seria realização de eletroerosão para refazer a

aleta e tangenciar o produto conforme seu projeto. O próximo passo foi o processo de polimento, em que o operador apontou falhas por porosidade na região soldada. Em uma aleta no molde soldada que apresentar porosidades poder-se-á fazer com que a superfície a ser extraída do mesmo fique negativa, causando no produto injetado retenção da extração, quebra das aletas no produto, “chupagem”, ondulações superficiais na parte visível do produto e ainda revelando depressões e consequentemente sua reprovação. Após esta sequência, foi realizado o processo de texturização, em que foi nítida a percepção de marcas deixadas pela agressão da soldagem (manchas e ondulações). Percebe-se a intensidade das marcas deixadas pela solda de reparo, devido a diferença de composição química do MS e de microestrutura da ZAC diferente do MS e MB.

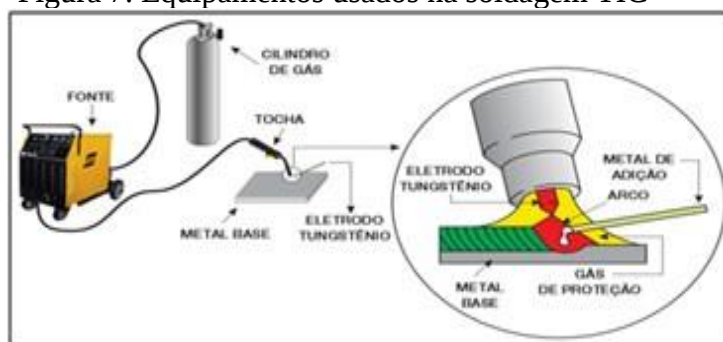
2.4 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG

A soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou GTAW (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*) é um processo que utiliza um eletrodo sólido de tungstênio não consumível. (KUMAR e SUNDARRAJAN, 2008; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009; MODENESI, 2013; MEGID e GRASSI, 2013; RAJEEV et al., 2017; FERRAZ et al., 2018).

Segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2009), o eletrodo, o arco e a área em volta da poça de fusão da solda são protegidos por uma atmosfera protetora de gás inerte. Se um metal de enchimento é necessário, ele é adicionado no limite da poça de fusão. A soldagem TIG produz uma solda limpa e de alta qualidade. Como não é gerada escória, a chance de inclusão da mesma no metal de solda é eliminada, e a solda não necessita de limpeza no final do processo. O processo soldagem TIG pode ser usada para quase todos os metais e o processo pode ser manual ou automático. A soldagem TIG é largamente utilizada para solda com alumínio e com ligas de aço inoxidável onde a integridade da solda é de extrema importância. É também utilizada para juntas de alta qualidade em indústrias nucleares, químicas, aeronáuticas e de alimentos (KUMAR e SUNDARRAJAN, 2008; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009; MODENESI, 2013; MEGID e GRASSI, 2013; RAJEEV et al., 2017; FERRAZ et al., 2018).

Segundo Wainer (1992) algumas aplicações do processo TIG são: soldagem de tubos e chapas de espessuras finas; passe de raiz em tubos de vários diâmetros e espessuras; reparo e manutenção em geral; soldagem de alumínio e magnésio e suas ligas; soldagem de materiais dissimilares; soldagem de uma ampla gama de metais, como aços carbono e baixa liga, aços inoxidáveis, ligas de alumínio, ligas de níquel, ligas de cobre e ligas de magnésio. A figura 7 demonstra um exemplo do equipamento do processo.

Figura 7. Equipamentos usados na soldagem TIG



Fonte: Esab (2010)

Conforme Wainer (1992), Kumar e Sundarajan (2008); Marques, Modenesi e Bracarense (2009); Megid e Grassi (2013); Rajeev et al. (2017) algumas vantagens e desvantagens do processo são como segue:

Vantagens.

- Elevado controle da poça de fusão;
- Ótimo acabamento;
- Não apresenta escória, respingos ou fumos de soldagem;
- Possibilidade de soldagem de chapas muito finas;
- Soldagem de inúmeras ligas metálicas (aço, níquel, inoxidáveis, titânio, alumínio, magnésio, cobre, bronze e até mesmo ouro);
- Processo que visa a estanqueidade;
- Em algumas espessuras e preparações não necessita de material de adição.

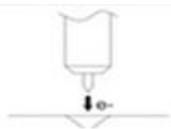
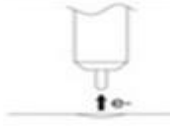
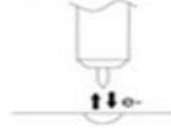
Limitações:

- Baixas taxas de deposição;
- Necessidade de maior coordenação e experiência do soldador no controle da poça de fusão;
- Dificuldade de manter proteção adequada em ambientes com vento;
- Baixa tolerância a contaminantes;
- Difícil mecanização.

2.4.1 O arco elétrico do TIG

Muitos elétrons escoam do pólo negativo para o pólo positivo em uma fração de segundos. O processo de emissão dos elétrons e suas respectivas colisões geram um arco extremamente quente. Para que isto aconteça o eletrodo deve possuir excelentes qualidades termiônicas, ou seja, ele deve alcançar temperaturas suficientemente altas para causar a emissão de elétrons por agitação térmica sem que seja consumido. A soldagem TIG pode ser feita utilizando corrente contínua (CC- ou CC+) ou corrente alternada (CA). Cada uma dessas alternativas irá influenciar fortemente os mecanismos de emissão de elétrons e conseqüentemente as características de soldabilidade (WAINER, 1992; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009). No Quadro 2 constam os diferentes tipos de polaridade em relação a aplicação e penetração da solda no metal-base.

Quadro 2. Tipo de correntes e suas principais funções

Tipos de corrente	Corrente contínua		Corrente alternada
Características	Direta CC-	Inversa CC+	CA
Objetivo	Penetração profunda e preservação do tungstênio	Penetração rasa e efeito de limpeza de oxido superficial	Preservação do W e efeito limpeza a cada ciclo
Aplicação	Aços carbono, baixa/alta liga, inoxidáveis, entre outros	Viável para soldagem de pequenas estruturas	Alumínio, magnésio e suas ligas.
Balanco de calor no arco (aprox..)	70% na peça e 30% no eletrodo	30% na peça e 70% no eletrodo	50% na peça e 70% no eletrodo
Fluxo de elétrons (penetração)			

Fonte: Wainer (1992)

2.4.2 Consumíveis

Os consumíveis principais na soldagem TIG são os gases, as varetas e arames de metal de adição. Os eletrodos de tungstênio, apesar de serem ditos como não consumíveis, se desgastam durante o processo, devendo afiados e substituídos com certa frequência. Bocais com as tochas também se desgastam com o uso e precisam ser substituídos com alguma frequência. Segundo os pesquisadores Wainer (1992); Marques, Modenesi e Bracarense (2009), os gases de proteção usados na soldagem TIG são inertes, principalmente o argônio, o hélio e misturas destes. A soldagem com misturas de gases de proteção apresenta características intermediárias, dependendo da proporção. Misturas 80% Ar e 20% He reúnem as melhores características da soldagem com cada um desses gases isoladamente. A seleção de gás de proteção é feita principalmente em função do tipo de metal que quer soldar, da posição de soldagem e da espessura das peças a unir (WAINER, 1992; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009). O Quadro 3 ilustra algumas aplicações típicas. A especificação AWS 5.32 trata de gases de proteção para soldagem.

Quadro 3. Aplicação segundo espessura, gás e corrente

Material	Espessura (mm)	Gás de proteção e tipo de corrente	
		Soldagem manual	Soldagem mecanizada
Alumínio	< 3,2 mm	Ar, CA	Ar, CA ou He CC-
	> 3,2mm		Ar-He, CA ou He CC-
Aço carbono	< 3,2 mm	Ar, CC-	Ar, CC-
	> 3,2mm	Ar, CC-	Ar-He, CA ou He CC-
Cobre	< 3,2 mm	Ar-He, CC-	Ar-He, CA ou He CC-
	> 3,2mm	He, CC-	
Titânio	< 3,2 mm	Ar, CC-	Ar-He, CA ou He CC+
	> 3,2mm	Ar-He, CC-	
Aço inoxidável	< 3,2 mm	Ar, CC-	Ar-He, CA ou Ar-H2 CC-
	> 3,2mm	Ar-He, CC-	He, CC-

Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2009); Wainer (1992)

O metal de adição para a soldagem manual é fornecido na forma de varetas com comprimento em torno de 1 m. Para a soldagem mecanizada, o metal é fornecido na forma de um fio enrolado em bobinas com diferentes capacidades, dependendo do equipamento usado. Os diâmetros dos fios e varetas são padronizados e variam entre 0,5 e 5 mm aproximadamente. Os metais de adição são disponíveis numa ampla faixa de materiais e ligas,

geralmente a composição química de metais de adição tem limites de tolerância muito inferiores aos de metal-base do mesmo tipo e custo bem mais elevado. São classificados de acordo com sua composição química e com as propriedades mecânicas do metal depositado (WAINER, 1992; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009). No Quadro 4 constam as principais normas de classificação da AWS para metais de adição para a soldagem TIG.

Quadro 4. Especificações segundo tipo de arame de solda

Especificações	Tipos de metal de adição
AWS A 5.7	Arames e varetas para soldagem de cobre
AWS A 5.9	Arames e varetas para soldagem de aços inoxidáveis
AWS A 5.10	Arames e varetas para soldagem de alumínio
AWS A 5.14	Arames e varetas para soldagem de níquel
AWS A 5.15	Arames e varetas para soldagem de ferro fundido
AWS A 5.16	Arames e varetas para soldagem de titânio
AWS A 5.18	Arames e varetas para soldagem de aço carbono
AWS A 5.19	Arames e varetas para soldagem de magnésio
AWS A 5.21	Arames e varetas para revestimento
AWS A 5.22	Arames e varetas tubulares para soldagem de aços inoxidáveis
AWS A 5.24	Arames e varetas para soldagem de zircônio
AWS A 5.28	Arames e varetas para soldagem de aços de baixa liga

Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2009); Wainer (1992)

Os eletrodos mais comumente usados na soldagem TIG são varetas de tungstênio puro ou com adição de óxido de cério, lantânio, tório ou zircônio onde a sua função é conduzir corrente elétrica até o arco. A capacidade de condução varia com a composição química, com o diâmetro do eletrodo e com o tipo de corrente de soldagem a ser usada. Eletrodos contendo tório têm sido evitados, já que esse elemento é radioativo e pode ser inalado durante a afiação do eletrodo por abrasão, apenas da pequena quantidade. Eletrodos de tungstênio têm melhor custo e são usados com corrente alternada, em aplicações mais simples. Podem ser apontados por meio químico ou mecânico. O Quadro 5 apresenta as faixas de corrente usuais para a operação da soldagem TIG. A seleção do tipo e diâmetro a ser usado numa dada situação é feita em função do material que vai ser soldado, da espessura da peça e do valor da corrente a ser usada. (WAINER, 1992; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009)

Quadro 5. CC- Corrente contínua, eletrodo negativo CC+ corrente contínua eletrodo positivo e CA corrente alternada e ignitor de alta frequência

Diâmetro do eletrodo (mm)						
	CC-	CC+	CA balanceada		CA balanceada	
	EWX-X	EWX-X	EWP	EWX	EWP	EWX-X
0,3	Até 15	*	Até 15	Até 15	Até 15	Até 15
0,5	5 à 20	*	10 à 20	5 à 20	5 à 15	5 à 20
1	15-80	*	20 - 60	15-80	10 à 30	20-60
1,6	70-150	10 à 20	50-100	70-150	30-80	60-120
2,4	150-250	15-30	100-160	140-235	60-130	100-180
3,2	250-400	25-40	150-200	225-325	100-180	160-250
4	400-500	40-55	200-275	300-400	160-240	200-320
4,8	500-700	55-80	250-350	400-500	190-300	290-390
6,4	750-1000	80-125	325-450	550-600	250-400	340-525

Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2009); Wainer (1992)

2.5 METALURGIA DE SOLDAGEM

2.5.1 Fluxo de calor

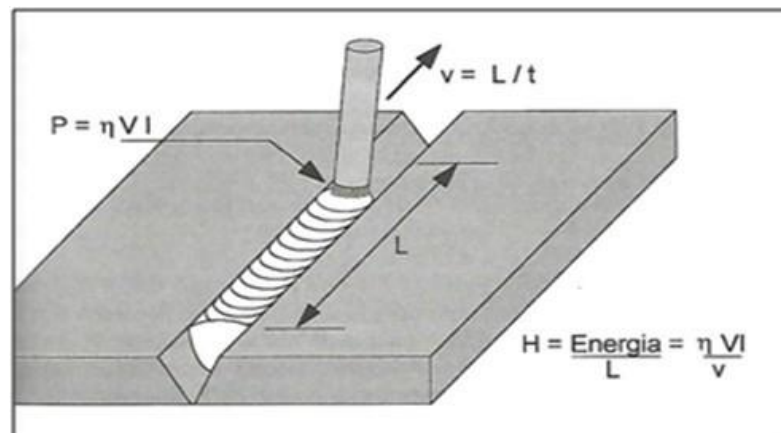
Na maioria dos processos industriais que envolvem calor, no caso a soldagem, a região a ser soldada precisa de ser aquecida adequadamente. Na soldagem por fusão, trabalha-se com fonte de calor de 2000° a 20000°C, e concentradas, as quais, ao serem deslocadas ao longo da região da junta ou superfície resultam na formação de solda pela fusão e solidificação. Nessas mesmas regiões, a energia concentrada gera temperaturas elevadas, altos gradientes térmicos com variações bruscas de temperatura e com isso consideráveis alterações na microestrutura do material (VEDANI et al., 2007; MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009). É importante primeiro analisar e entender o parâmetro do aporte térmico definido como a quantidade de energia fornecida pelo processo de soldagem, que pode ser expresso conforme equação 1:

$$H = \frac{\eta V I}{v} \quad (1)$$

Segundo Marque, Modenesi e Bracarense (2009), a figura 8 apresenta as variáveis da equação:

- H – Energia de soldagem (J/mm);
- η – Eficiência do arco elétrico do processo;
- I – Corrente elétrica (A)
- V – Velocidade de deslocamento da soldagem.

Figura 8. Conceito de energia de soldagem



Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2009)

2.5.2 Pré-aquecimento

Define-se como temperatura de pré-aquecimento, a temperatura inicial em que toda a peça ou parte desta onde a solda será realizada é colocada antes do início da operação. Como a energia de soldagem, a utilização de pré-aquecimento causa uma diminuição na velocidade de resfriamento (principalmente nas temperaturas mais baixas). O pré-aquecimento é empregado para melhorar a soldabilidade do material. Pode ser determinado tanto pela

espessura quanto pela composição química (RAJEEV. et al., 2017). A norma exige que o pré-aquecimento seja praticado para o carbono equivalente, C_{eq} , acima de 0,4. O pré-aquecimento tem como objetivo também, diminuir a velocidade de resfriamento de uma junta soldada, tornando menores as tensões residuais. A equação 2 apresenta quais dados necessários para saber o carbono equivalente, para assim, aplicar a resposta na formula do pré-aquecimento e o Quadro 6 representa os valores de pré-aquecimento de acordo com o valor do carbono equivalente. (SEDMAK et al., 2017); (NOBUTAKA, 1995)

$$(2) \quad C_{eq.} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Cu}{13}$$

Fonte: Nobutaka (1995)

Quadro 6. Determinação da temperatura de pré-aquecimento

Carbono equivalente C_{eq} (%)	Temperatura de pré-aquecimento recomendada
< 0,30	opcional
0,31 - 0,45	100°C - 200°C
0,45 - 0,60	200°C - 250°C
> 0,60	250°C - 300°C
Aços ferramenta, aços mola, aços de composição desconhecida	~ 300°C

Fonte: Wainer (1992)

Utilizando a equação de carbono equivalente e obter algum resultado, o mesmo pode ser comparado com o quadro acima, para saber qual o pré-aquecimento ideal para realizar. Mas, se existem outras equações para serem seguidas, de carbono equivalente total ($C_{eq\ Total}$) para obter a temperatura de pré-aquecimento exata, conforme as equações (3) e (4).

$$C_{eq. \ Total} = C_{eq} \times (1 + 0,005 \times \text{espessura da amostra}) \quad (3)$$

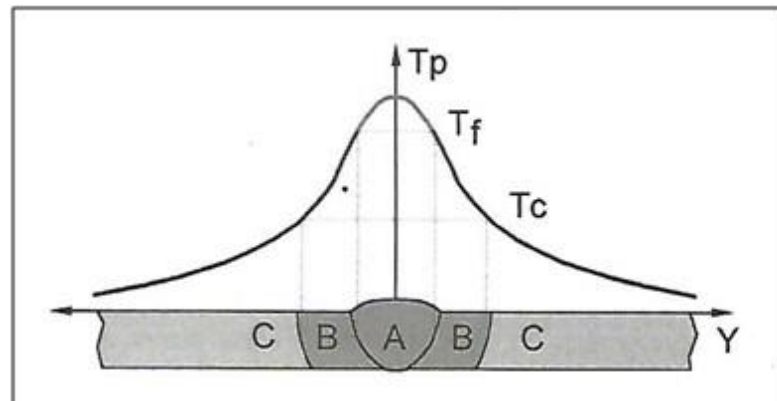
$$Temperatura(pré - aquecimento)(^{\circ}C) = 350 \times \sqrt{C_{eq\ Total} - 0,25} \quad (4)$$

Fonte: Sedmak et al. (2017); Nobutaka (1995)

2.5.3 Macroestrutura da solda de fusão

A área soldada é dividida em três partes, conforme a Figura 9.

Figura 9. Regiões da poça de fusão

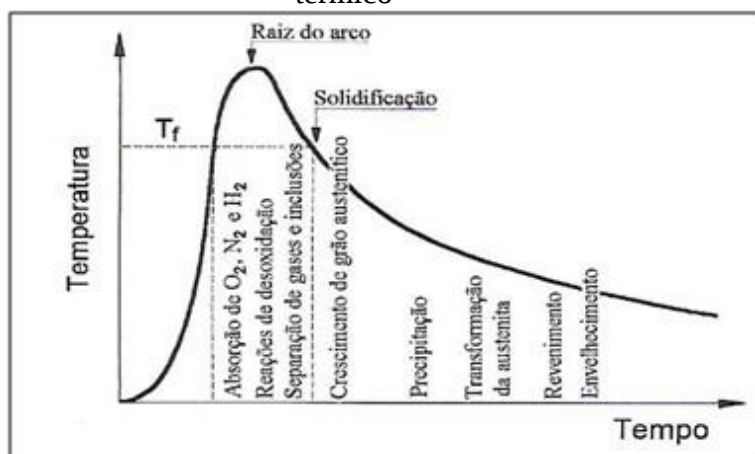


Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2009)

- Zona fundida (ZF): região onde o material de base se fundiu com o metal de adição (A);
- Zona afetada pelo calor (ZAC): região onde o metal de base não se fundiu, mas o calor provocou mudanças na microestrutura do material (B);
- Metal de base (MB): região mais afastada do cordão onde o calor não alterou sua microestrutura (C).

Com base em Marques, Modenesi e Bracarense (2009), com os ciclos térmicos podem-se esperar alterações na estrutura do material, como apresenta a Figura 10.

Figura 10. Esquema das reações esperadas na estrutura do material após o ciclo térmico



Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2009)

Alguns materiais podem ser resfriados em diversos meios, pois dependendo de suas composições químicas e possibilidade de ocorrências de distorções pós-solda (Wainer, 1992; Marques, Modenesi e Bracarense, 2009, Ferraz e Prudêncio, 2016). Os meios que os materiais recém soldados podem ficar por alguns minutos ou horas, são:

- Manta térmica tipo Kevlar;
- Cal virgem;
- Palha de arroz, entre outros.

2.5.4 Solidificação da poça de fusão

A solidificação é uma transformação de fase que ocorre na passagem do estado líquido para o sólido, envolvendo o surgimento de uma nova estrutura cristalina. Ela é acompanhada por uma contração de volume, não maior que 6% no caso de metais e ligas comercialmente mais comuns. Na solidificação das ligas ocorre uma mudança na composição química do sólido, devido aos fenômenos de micro e macrossegregação, que irão determinar as propriedades mecânicas, físicas e químicas, bem como o aparecimento de trincas nas estruturas brutas de fusão. A solidificação dos metais ocorre através de um processo de nucleação e crescimento. O núcleo forma-se primeiro e pode ou não crescer, dependendo do seu tamanho (raio crítico). Se o núcleo se forma no interior do líquido, sem interferência de agentes externos a nucleação é homogênea. Se ele se forma na presença de impurezas, inoculantes ou superfícies externas, a nucleação é heterogênea (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017);

A zona de ligação entre a solda e o metal de base possui uma região parcialmente fundida, para a qual alguns pesquisadores propuseram um mecanismo de solidificação.

Segundo o modelo, existe locais onde o ponto de fusão é menor que o ponto de fusão da liga, devido a concentração diferenciada de soluto. A partir da zona parcialmente fundida ocorre a solidificação da solda e o crescimento se realiza com a mesma orientação cristalina dos grãos da região parcialmente fundida. Esse tipo de crescimento é chamado epitaxial e sua ocorrência precisa de uma pequena taxa de resfriamento (aproximadamente 1°C/s) (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017). Com isso, os grãos que apresentam essas duas direções coincidentes têm velocidade de crescimento maior que os outros grãos, como apresentado na figura 11.

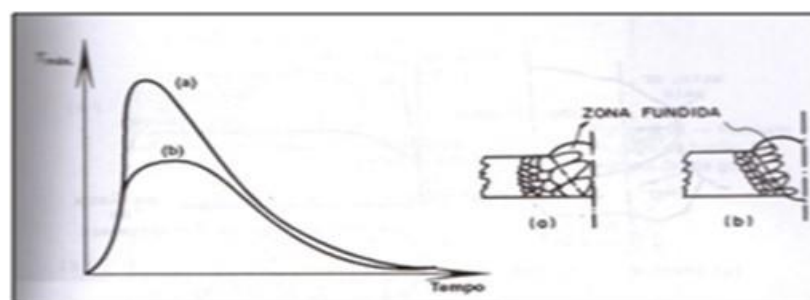
Figura 11. Crescimento epitaxial do grão



Fonte: Wainer (1992)

A solidificação da poça de fusão envolve os crescimentos *epitaxiais* e o *competitivo* e esses fenômenos determinam se a estrutura final da solda será grosseira ou refinada. Como apresentado na figura 12, outro fator que interfere na estrutura final da solda é o tamanho de grão do metal de base conforme o tempo de permanência do calor: quanto maior for o tamanho de grão do metal de base, mais grosseira é a solda obtida. (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017)

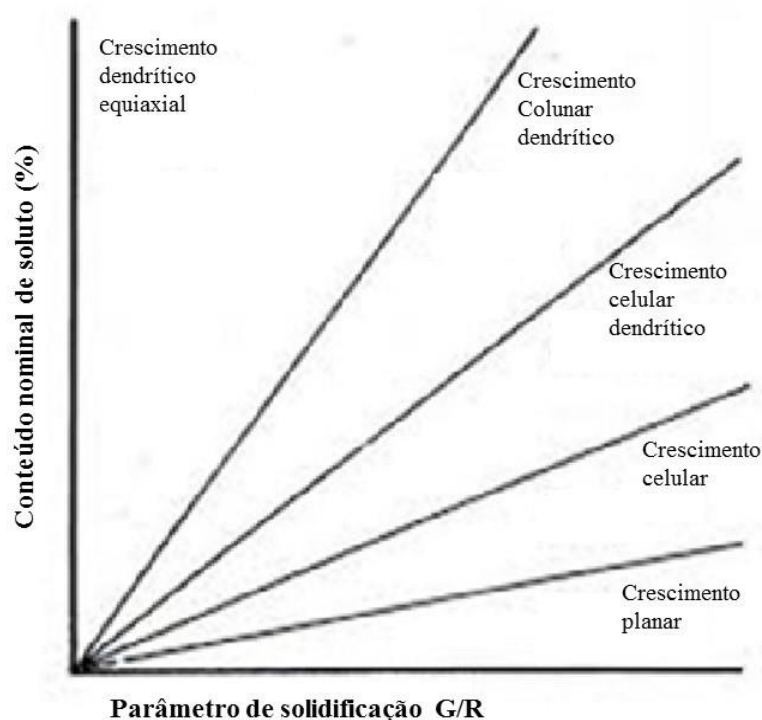
Figura 12. Estrutura final do grão conforme o aumento da temperatura



Fonte: Wainer (1992)

A solda multipasse todos os três fenômenos citados: crescimentos epitaxiais, crescimentos competitivos e tamanhos de grão do metal de base continuam existindo, podendo-se observar uma acentuação. O crescimento epitaxial, também está presente entre os cordões de solda e não só entre o metal de base e a zona fundida. Como é mostrado na figura 13, existem diversos modos de solidificação, determinados pelo gradiente térmico, pela velocidade de solidificação e pela concentração do soluto. (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017)

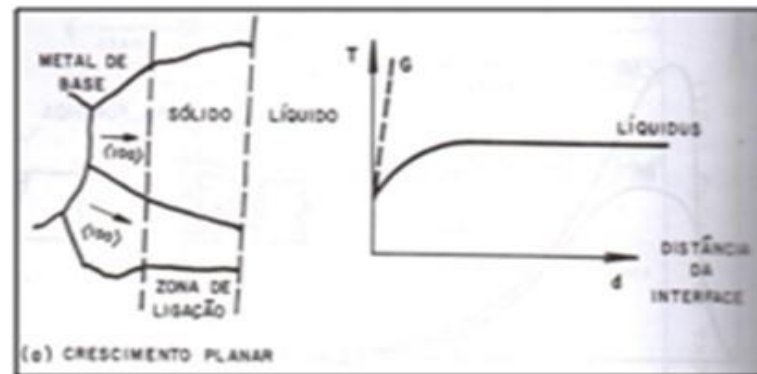
Figura 13. Velocidade de solidificação em função da porcentagem de soluto



Fonte: Wainer (1992)

Em uma solda tem-se geralmente uma pequena região de crescimento planar, seguida do crescimento celular e celular dendrítico e, em algumas situações, uma região dendrítica. As variáveis G e R , gradiente térmico imposto e velocidade, respectivamente, podem ser relacionadas com os parâmetros de soldagem. Como apresenta a Figura 14, a velocidade R de crescimento, da interface sólido/líquido, está relacionada à velocidade de soldagem, que por sua vez está ligada ao gradiente térmico. O aumento de G , gradiente térmico imposto, está relacionado com a diminuição da energia de soldagem. Isso significa que a região super-resfriada constitucionalmente diminui, tendendo a um crescimento planar. (MARQUES, MODENESI E BRACARENSE, 2009),

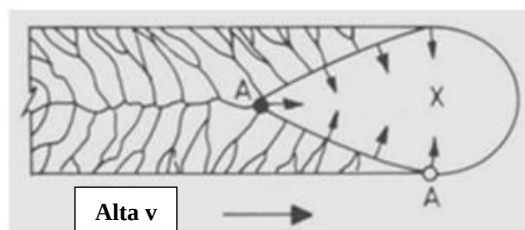
Figura 14. Crescimento de grão na interface sólido/líquidos



Fonte: Wainer (1992)

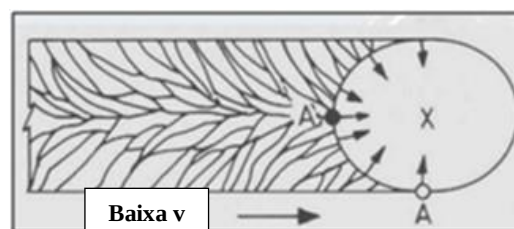
Identifica-se na Figura 15 que com as altas velocidades de soldagem, a poça de fusão tende a ficar alongada (gota), enquanto na Figura 16 mostra-se que com velocidades baixas (velocidade de solidificação igual à velocidade de soldagem) de soldagem, ela tende a ficar elíptica. Se a velocidade da soldagem for alta, a mesma pode causar mordeduras e se a velocidade for baixa, o aporte térmico pode aumentar e no aço AISI P20 pode ocorrer deformações plásticas pela concentração de tensão. (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017)

Figura 15. Gota de fusão em alta velocidade de soldagem



Fonte: Wainer (1992)

Figura 16. Gota de fusão em baixa velocidade de soldagem



Fonte: Wainer (1992)

2.5.5 Zona afetada pelo calor (ZAC)

Conforme Marques, Modenesi e Bracarense (2009), a Zona afetada pelo calor (ZAC), no metal de base, como já visto, não se pode mudar a composição química. Desta forma, é necessário escolher aços com teores de carbono e elementos de liga tais que atendam às propriedades mecânicas exigidas no projeto. A ZAC é a porção de uma junta soldada que experimentou picos de temperatura altos o suficiente para produzir mudanças microestruturais em estado sólido durante a soldagem, porém abaixo da temperatura de fusão do material. A extensão, as características microestruturais e as propriedades mecânicas da ZAC são função do tipo, da composição química e espessura do material-base sendo soldado, e do aporte térmico aplicado, conforme a Figura 1.

Na região de crescimento de grão ou região de grãos grosseiros (RGG), o crescimento de grão ocorre na faixa de temperaturas de 1.100 a 1.500°C, o que aumenta a temperabilidade dos aços, favorecendo os microconstituintes formados em temperaturas baixas (< 500°C). (WAINER, 1992). Comparada às outras sub-regiões da ZAC, submetidas a temperaturas menores, a região de grãos grosseiros (RGG) experimenta os mais severos ciclos térmicos, o que aumentará a endurecibilidade e diminuirá a tenacidade, razões pelas quais extensivos estudos têm focalizado a sua formação, suas propriedades mecânicas e características microestruturais. Quanto maior o aporte térmico aplicado, mais grosseiro serão os grãos formados. O tamanho de grão da austenita primária é afetado pelas características do ciclo térmico e pela temperatura de crescimento de grão do material. A microestrutura da RGG na ZAC é afetada pelo tamanho de grão da austenita primária e pela microestrutura transformada no interior dos grãos. Como consequência do gradiente de temperaturas, as propriedades mecânicas, a tenacidade e a resistências à fadiga e à corrosão da ZAC variarão ao longo das diferentes sub-regiões. (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017)

Na região de refino de grão ou região de grãos finos (RGF), nos aços estruturais, esta região pode ocorrer na faixa de temperaturas entre 1.100 e 900°C, com diminuição da temperabilidade do mesmo aço. Essa região tem resistência mecânica e ductilidade elevadas. (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017).

Na região parcialmente transformada ou região intercrítica (RIC), surge na faixa de temperaturas entre 900 e 750°C, a perlita é austenitizada. Os teores dos elementos de liga dessa austenita são maiores que os valores nominais dos aços. Dependendo da velocidade de resfriamento essa austenita pode decompor-se em perlita, bainita ou martensita de alto carbono (maclada). Essa região pode apresentar propriedades mecânicas piores que as do material-base. (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017)

Na região subcrítica ou revenida (RSC), o aço não se transforma, nem sequer parcialmente, em austenita, mas pode sofrer efeitos tais como o revenimento. A microestrutura de cada região da ZAC descrita acima está relacionada ao pico de temperatura do ciclo térmico experimentado durante o processo de soldagem. (WAINER, 1992; KHATIBI et al., 2016; AUCOTT et al., 2017)

2.6 REPAROS DE SOLDA

Os reparos por solda podem ser realizados durante o processo de fabricação de matrizes dos moldes de injeção de termoplásticos. Para realização do mesmo é necessário um conhecimento prévio sobre metalurgia e processos de soldagem e processos de fabricação de moldes. Com base no que foi mencionado anteriormente, os parâmetros e procedimentos para um reparo de solda podem ser diferenciados para cada tipo de aço ou tipo de acabamento de uma matriz. (FERRAZ E PRUDÊNCIO, 2016).

Conforme mencionado na introdução deste trabalho, alguns pesquisadores realizaram experimentos de reparos de solda em diversos tipos de aços ferramenta, utilizando diferentes processos, parâmetros e procedimentos, na qual obtiveram diversos resultados. A seguir serão apresentados os resultados dos estudos de SUN et al. (2001), Preciado; Bohorquez (2006), Vedani et al. (2007), Kattire et al. (2015), Ferraz e Prudêncio (2016) e Sedmak et al. (2017).

2.6.1 Reparos por soldagem TIG

Preciado; Bohorquez (2006) realizaram um experimento, onde queriam encontrar o melhor método de realizar um reparo de solda nos aços P20 e VP50IM combinando-os com a dureza e composição químicas do metal de solda. Para isso, utilizaram como meta de adição para soldar o aço P20 uma vareta AWS A5.28-96 AWS A5.18 ER 80s-b2 e para soldar o aço VP50IM uma vareta de composição química próxima a do aço e uma vareta de AWS A5.28-96 ER 80s-b6, que é de composição química dissimilar a do aço. Para aproximar a composição química do metal de solda ao metal-base foi realizado condões com a maior diluição possível, de aproximadamente 50 a 70%. Após, foram realizados o polimento com pedras abrasivas e lixas e em seguida a texturização.

Ainda segundo Preciado; Bohorquez (2006) após a soldagem, as soldas dos corpos de prova obtiveram resultados distintos. No aço P20, o metal de solda apresentou dureza mais baixa ao metal-base, de aproximadamente 305HV e a ZAC apresentou dureza de aproximadamente 650HV. Ao realizar o polimento notou-se as marcas e ondulações deixadas pela solda e ao realizar a texturização notou-se que essas marcas se intensificaram. De acordo com os autores, as marcas vistas após o polimento apareceram devido a diferença de dureza entre o MB, ZAC e MS, pois o MS apresentou a microestrutura martensítica revenida e a ZAC apresentou a microestrutura martensítica de alta dureza. Com isso, a rugosidade após o

polimento apresentou diferenças. No caso do aço VP50IM, o metal de solda e a ZAC apresentaram dureza aproximada ao metal-base, de aproximadamente 430HV em ambas as amostras (com metais de adição similar e dissimilar). Ao realizar o polimento notou-se uma leve presença das marcas e ondulações deixadas pela solda e ao realizar a texturização não notou-se a presença das mesmas. De acordo com os autores, as marcas vistas após o polimento apareceram devido a diferença de dureza entre o MB, ZAC e MS, pois o MS e a ZAC apresentaram as microestruturas martensítica revenida. Com isso, a rugosidade após o polimento apresentou leves diferenças. Como o fabricante do aço VP50IM aconselha que o pré-aquecimento no aço deve ser acima de 300°C e após a solda o mesmo dever ser reaquescido pela mesma temperatura e resfriado com baixa velocidade de resfriamento, o as ZAC's e os MS's apresentaram durezas e microestruturas aproximadas a do MB. No caso da texturização, a alta taxa de diluição influenciou na corrosão do processo, pois a composição química final no MS pode ter se aproximado ao MB.

Segundo FERRAZ, N. A. e PRUDÊNCIO, D (2016) foram realizados testes com o processo de soldagem TIG sobre o aço AISI P20 (Wnr 1.2738) e metal de adição AWS A5.18 ER 80s-b2, afim de comparar quais seriam as características mecânicas e microestruturais de cordões de solda com e sem os procedimentos citados na literatura, tais como: pré-aquecimento, controle de resfriamento e tratamento térmico pós-solda. Os pré-aquecimento, segundo os cálculos do carbono equivalente, foram de aproximadamente 350°C e os tratamentos térmicos foram de têmpera e revenimento com temperaturas de 890°C e 600°C, respectivamente. Os autores notaram que quando não foi realizado o pré-aquecimento em algumas amostras, o resultado foi que surgiram trincas entre o MS e a ZAC após aproximadamente 24 horas. Essas trincas se caracterizaram como trincas-à-frio, que o correrem devido a inclusão do hidrogênio da umidade sobre as amostras na posse de fusão. Nas amostras que após a solda não passaram pelos tratamentos térmicos apresentaram a ZAC e MS com durezas de aproximadamente 580-620HV e 228-280 HV, respectivamente. Ao ser realizada a macroscopia com Nital 5% ficaram visíveis o MS com a marca da ZAC. Esses resultados foram possíveis devido as microestruturas em cada região, por exemplo, a ZAC apresentou a microestrutura martensítica e MS bainítica e ferrita, sem esquecer de mencionar o sentido dos grãos no crescimento dendrítico. Já, as amostras onde foram realizados os tratamentos térmicos, não foram encontradas as marcas de ZAC, devido a recristalização dos grãos e a dureza foi a mesma a do MB. Os MS apresentaram dureza de aproximadamente 290-310 HV e microestrutura bainítica e martensítica.

RAJEEV, G. P. et al. (2017) realizaram alguns testes com o processo de soldagem CMT (*cold metal welding*), que é um processo tipo MIG (metal inert gas) de baixa energia de soldagem, depositando cordões com o metal de adição Stellite® sobre o aço H13, afim de comparar a soldagem sobre o metal-base com e sem o beneficiamento térmico e pré-aquecimento. Segundo os autores, o Stellite® quando depositado por soldagem serve de revestimento duro muito útil para o aço H13, quando o mesmo é submetido a trabalhos à quente (acima de 425°C), o quando é atingido essa temperatura o aço se torna muito susceptível a deformações plásticas.

Ainda segundo RAJEEV, G. P. et al. (2017) um dos substratos foi submetido a têmpera e revenimento, outro foi realizado apenas um recozimento e o outro não passou por nenhum tratamento térmico. Nos substratos que passaram pelo tratamento de têmpera e revenimento e pré-aquecimento, as soldas apresentaram trincas na ZAC de menor comprimento em relação a soldas realizadas nos substratos que não passaram por têmpera e revenimento e pré-aquecimento. Mas, a solda realizada com pré-aquecimento sobre o substrato recozido não apresentou trincas e quanto à sem o pré-aquecimento apresentou a menor trinca, na ZAC, de todo o experimento. De acordo com os autores, o pré-aquecimento têm várias vantagens, como a redução das taxas de resfriamento, a redução dos gradientes de temperatura e a diminuição das tensões residuais de tração. Uma vez que a resistência ao escoamento do material é reduzida a temperaturas mais altas, a sobrecarga de esforço residual também diminui. Todas as amostras apresentaram ZAC, pois não foi realizado nenhum tratamento térmico pós-solda.

2.7 ANÁLISES METALOGRÁFICAS E MACROSCÓPICAS

As análises podem ser realizadas de amostras retiradas de metais, que passaram por diferentes processos com laminação, trefilação, usinagem e a soldagem. A metalografia procura examinar os elementos estruturais e os defeitos que influenciam nas propriedades dos materiais, no caso os metais. Alguns elementos estruturais possuem dimensões macroscópicas e microscópicas. (CALLISTER, 2012)

As dimensões macroscópicas podem ser vistas a olho nu ou com o auxílio de um estereoscópio e as microscópicas podem ser vistas apenas com o auxílio de um microscópio. Por seu intermédio tem-se uma idéia do conjunto, referente à homogeneidade do material, a distribuição e natureza das falhas, impureza e ao processo de fabricação. No caso de uma

análise de materiais soldados, o plano de interesse da amostra é cortado, lixado, polido e atacado com reagente químico de modo a revelar as interfaces entre os diferentes constituintes que compõe o metal. A micrografia consiste no estudo dos produtos metalúrgicos, com o auxílio do microscópio, onde se pode observar e identificar a granulação do material, a natureza, a forma, a quantidade, e a distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões. Antes de realizar a análise do material em um microscópio deve-se preparar uma amostra para poder visualizar as microestruturas dos materiais com nitidez. (COLPAERT, 2008; CALLISTER, 2012)

Segundo Colpaert (2008) para realização da análise, o plano de interesse da amostra é cortado, lixado, polido e atacado com reagente químico de modo a revelar as interfaces entre os diferentes constituintes que compõe o metal. Os equipamentos e materiais utilizados para o preparo de amostras para análise metalográficas, tais como: baquelite (usado para o embutimento da amostra), embutidora (para embutir a baquelite com a amostra), politriz lixadeira metalográfica (para o polimento) e um microscópio para análise de riscos (falhas) do polimento.

2.8 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) é utilizado para expor informações da morfologia da superfície dos materiais sólidos e a constituição química das mesmas com alta resolução e precisão. Isso é possível devido as diferentes formas de interação entre a emissão de elétrons e a superfície da amostra (HARADA, 2014). Esse aparelho, diferentemente do microscópio óptico que emitem fótons em seu funcionamento, utiliza um feixe de elétrons de pequeno diâmetro, que exploram a superfície da amostra ponto a ponto, por linhas sucessivas. Com isso, atualmente já existem aparelhos de microscopia eletrônica conseguem aumentos de até 300 mil vezes (GOMES et al., 2007).

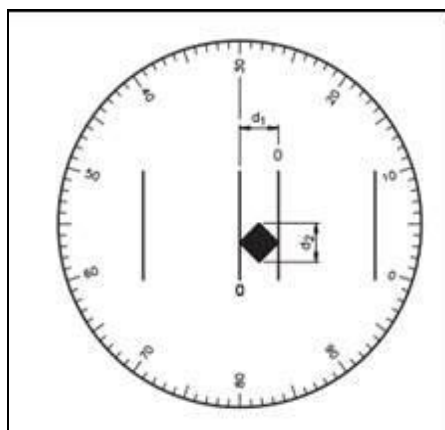
2.9 ENSAIO DE DUREZA

Para a realização de ensaios de dureza são utilizados aparelhos como o durômetro, na qual deforma o material para que seja medida a intensidade de deformação do mesmo. Para cada tipo de ensaio de dureza se utiliza um durômetro diferente, por exemplo, pode ser em escala de dureza Brinell (HB), Meyer, Rockwell (HRA-B-C) e Vickers (HV). Apesar de

deixarem marcas nos corpos de prova, esses ensaios dependendo da área de aplicação das peças, não comprometem a utilização das mesmas. Esses ensaios não são classificados como ensaios não destrutivos, segundo *Abendi* (Associação Brasileira de Ensaios Não Destrutivos e Inspeção). O ensaio de dureza que será realizado na caracterização dos corpos de prova dessa pesquisa será o ensaio Vickers. O durômetro para medir a dureza Vickers um penetrador em forma de pirâmide, de diamante, de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , onde uma determinada carga. (GERBERICH ET AL. 2015)

O durômetro não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais (d_1 e d_2) formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide (Fig. 17).

Figura 17. Exemplo do microscópio do durômetro de dureza Vickers

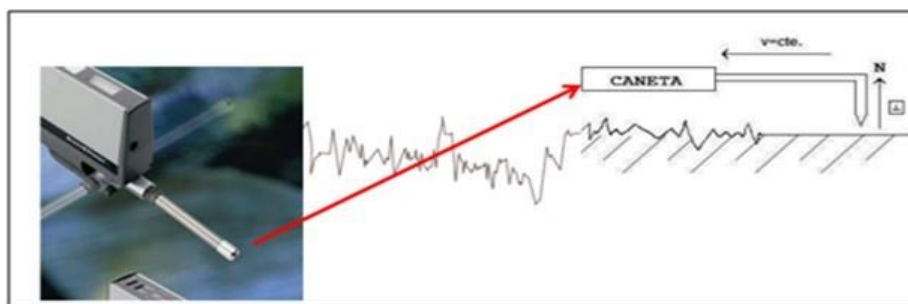


Fonte: Souza (1982)

2.10 ENSAIO DE RUGOSIDADE

Segundo Ferraresi (2012), rugosidade é o conjunto de irregularidades, ou seja, pequenas saliências e reentrâncias que caracterizam uma superfície. Essas regularidades podem provim de: processos de usinagem, conformação mecânica ou dos processos de soldagem (mudanças na estrutura causada pela composição química do metal de solda). As mesmas irregularidades podem avaliadas com aparelhos eletrônicos, tal como o rugosímetro. O rugosímetro é o aparelho que permite a detecção bidimensional de uma superfície. A caneta apresentada na figura 18, atravessa a superfície com velocidade constante. A velocidade é determinada pela norma DIN EM ISO 3274.

Figura 18. Rugosímetro

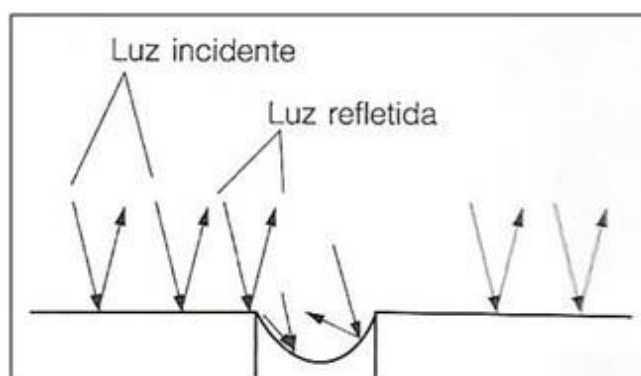


Fonte: Rebrac (2010)

A rugosidade desempenha um importante papel no comportamento dos componentes como, por exemplo, cavidades de moldes polidas para injeção de plásticos. A rugosidade influencia na qualidade de deslizamento, resistência ao desgaste, possibilidade de ajuste e acoplamento forçado, vedação, o escoamento de fluidos e aparência. A qualidade da superfície da peça é caracterizada pelo tipo de processo de usinagem e pelas propriedades físicas e mecânicas do material na camada superficial. Pode-se apontar alguns fatores que influenciam na modificação das propriedades durante a usinagem, como pressão da ferramenta contra a superfície da peça, atrito entre a superfície da peça e a ferramenta, calor gerado no processo de corte, trepidação da ferramenta e da máquina, entre outros. Além de modificar as propriedades mecânicas, os fatores comentados causam mudanças na estrutura cristalográfica e na composição química na camada superficial da peça. (FERRARESI, 2012)

Segundo Preciado (2004), a rugosidade pode ter um efeito significativo quando é analisada pelo brilho superficial de uma superfície, por exemplo, polida. No caso, a superfície da peça reflete um padrão de reflexão e a luz incide sobre a superfície da peça (plana) refletindo normalmente, mas se haver algum desvio de reflexão, causado por uma ondulação, por exemplo, a reflexão se altera e a superfície se apresenta aos olhos humano com uma forma de mancha ou brilho, como apresentado na figura 19.

Figura 19. Exemplo de reflexão de luz com a influência de uma ondulação na superfície



Fonte: Rebrac (2010)

O sistema de avaliação do estado da superfície, apresenta termos e conceitos para entender a linguagem da rugosidade. Segundo a norma NBR 6405/1988, os termos citados em inspeção de rugosidade de uma superfície, são a superfície geométrica, superfície real, superfície efetiva, perfil geométrico, perfil efetivo, perfil de rugosidade e composição da superfície.

Superfície geométrica: superfície ideal prescrita no projeto, na qual não existem erros de forma e acabamento como, por exemplo, superfície plana, cilíndrica, etc., que sejam perfeitas. No entanto, isso não existe e trata-se apenas de uma referência.

Superfície real: superfície que separa o corpo e o prepara do meio que o envolve. É a superfície que resulta do método empregado na sua produção. Um exemplo disso é o torneamento, retífica, ataque químico etc. Ou seja, é a superfície que podemos ver e tocar.

Superfície efetiva: é a superfície avaliada pela técnica de medição (rugosímetro), com forma aproximada de superfície real de uma peça.

Perfil geométrico: é a intersecção da superfície real com um plano perpendicular. No caso, o plano perpendicular cortará a superfície que resultou do método de usinagem e corrigirá a linha irregular.

Perfil efetivo: é a imagem apropriada do perfil real, obtido por um meio de avaliação ou medição. Geralmente o perfil é apresentado por um registro gráfico.

Perfil de rugosidade: é obtido a partir do perfil efetivo, que é avaliado por um instrumento. É o perfil apresentado por um registro gráfico, depois de uma filtragem para eliminar a ondulação no qual se sobrepõe a rugosidade.

Composição da superfície: é obtido a partir do perfil efetivo, por um instrumento de avaliação, após a filtragem. Essa filtragem pode ser dividida em três procedimentos: rugosidade ou textura primária (conjunto de irregularidades causadas por impressões de ferramentas como, fresas, pastilhas, rolos, lixas, etc.); ondulação ou textura secundária (conjuntos de irregularidades causados pelas vibrações ou deflexões do sistema de produção ou tratamento térmico); orientação das irregularidades (direção dos componentes da textura); altura das irregularidades ou amplitudes.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

3.1.1 O aço ferramenta

O material recebido possuía as dimensões de 15x120x250mm. O aço ferramenta utilizado para o desenvolvimento do trabalho foi o AISI P20. A Quadro 7 apresenta a composição química do aço AISI P20 e da vareta de solda, 80s-b2 (dissimilar).

Quadro 7. Composição química do aço AISI P20 e da vareta de solda

	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	P	S
P20	0,4	1,45	0,3	1,95	0,2	1,05	0,035	0,036
80s-b2	0,09	0,06	0,06	1,3	0,5	0,2	0,025	0,025

Fonte: Protos Ferramentaria Ltda (2017)

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Corte e identificação das amostras e do metal de adição

Um bloco do aço AISI P20 de 15x120x250mm foi cortado, com o auxílio do processo de eletroerosão do DMT da UNESP de Guaratinguetá, para a obtenção de quatro amostras nas dimensões de 15x20x56mm para a realização dos experimentos.

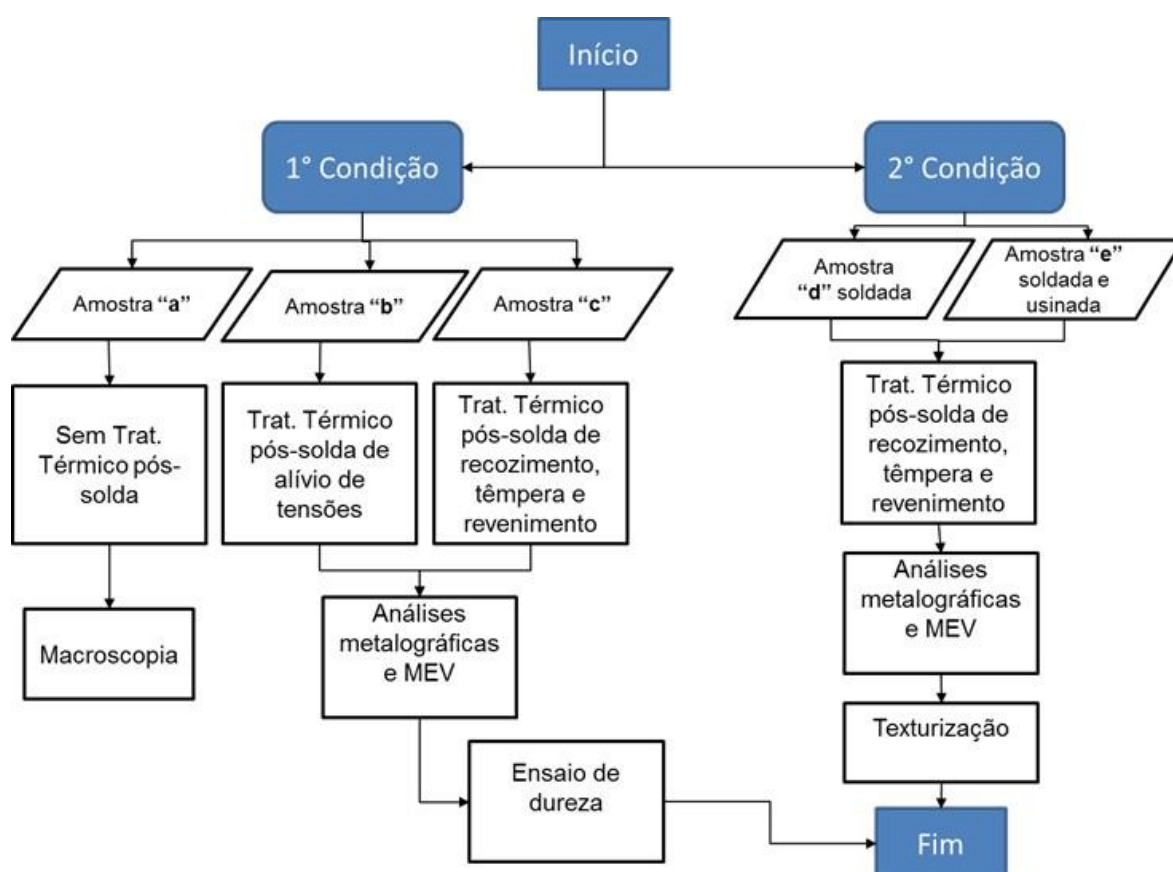
Como apontado no resumo deste, foram realizados os experimentos em duas condições, sendo a primeira com a realização da soldagem com o metal de adição de composição química dissimilar (ER 80s-b2) e a segunda condição sendo com a realização da soldagem com metal de adição da mesma composição química. A primeira condição foi subdividida em três amostras, sendo a amostra “a” soldagem sem a aplicação tratamento térmico pós-solda; a amostra “b” soldagem com a realização tratamento térmico de alívio de tensões; a amostra “c” soldagem com a realização tratamentos térmicos pós-solda de recozimento, têmpera e revenimento. O experimento da segunda condição foi realizado com a realização de tratamentos térmicos pós-solda de recozimento, têmpera e revenimento foi identificado como amostra “d”. Após, para a compreensão da reação do ataque fotoquímico sobre a solda que apresentou a melhor condição, o experimento da segunda condição, uma amostra identificada

como “e” do aço AISI P20 de 17x50x100mm foi usinada para a realização de um canal de 5mm de largura e 3mm de profundidade com o auxílio de uma fresadora, a fim de não deixar dúvidas da presença da solda, pois se a mesma não deixasse marcar seria impossível saber se a mesma estaria na amostra. Para a obtenção do metal de adição da mesma composição química, foi retirado com o auxílio da eletroerosão uma chapa de 2x18x250mm e a mesma foi cortada em pedaços de 2x2x100.

3.2.2 Fluxograma

O fluxograma a seguir indica os métodos realizados neste trabalho de forma detalhada.

Figura 20. Fluxograma dos métodos utilizados



Fonte: Autoria própria (2019)

3.2.3 Procedimentos de soldagem

3.2.3.1 Aporte térmico

Para saber qual seria o resultado da energia de soldagem, foram realizados alguns cálculos com os parâmetros de soldagem pré-estabelecidos. Para simular uma situação de soldagem, em que o alto aporte térmico pode deixar um material com microconstituintes frágeis em um material com a taxa de carbono de aproximadamente 0,4%, o experimento da primeira condição com a amostra “a” foi realizado com alto aporte térmico de soldagem. A determinação do aporte térmico do primeiro experimento, amostra ”a”, é como segue:

$$H = \frac{n V I}{v}, \text{portanto } H = \frac{0,65 \times 120 \times 12}{0,4} \quad (1)$$

$$H = 2340 \text{ J/cm}$$

Sendo H= aporte térmico, I= corrente elétrica, V= tensão, n= Eficiência do arco elétrico do processo TIG e v = velocidade.

Com o intuito de realizar a soldagem de baixo aporte térmico, em relação ao experimento com a amostra “a”, a fim de diminuir a possibilidade de se obter uma ZAC menor ou com menos tensões residuais, os demais experimentos foram realizados com a energia de soldagem, é como segue:

$$H = \frac{0,65 \times 60 \times 10}{0,5} \quad (2)$$

$$H = 780 \text{ J/cm}$$

3.2.3.2 Aquecimento pré e pós-solda

O aquecimento pré e pós-solda foi realizado com o mesmo tempo de manutenção e temperatura. Todas as amostras foram pré e pós-aquecidas por aproximadamente 5 minutos com temperaturas de aproximadamente entre 300°C à 360°C, segundo os cálculos do segundo e primeiro experimento a seguir.

$$Ceq. = \%0,4 + \frac{1,45 \% Mn}{6} + \frac{1,05 \% Ni}{15} + \frac{0,2 \% Mo}{4} + \frac{1,95 \% Cr}{5} + \frac{0 \% Cu}{13} \quad (3)$$

$$Ceq. \sim 1,152$$

$$Ceq. total = 1,152 \times (1 + 0,005 \times 15)$$

$$Ceq. total \sim 1,24$$

$$Temp. Pré-aquecimento = 350 \times \sqrt{(1,24) - 0,25}$$

$$Temp. Pré-aquecimento \sim 356^{\circ}C$$

Como a do experimento da segunda condição, ou seja, a amostra “e” era de menor espessura, a temperatura de pré e pós-aquecimento obtiveram valores menores ao segundo e terceiro experimento, como apontam os cálculos (4).

$$Ceq. \sim 1,152 \quad (4)$$

$$Ceq. total = 1,152 \times (1 + 0,005 \times 11)$$

$$Ceq. total \sim 1,215$$

$$Temp. Pré-aquecimento = 350 \times \sqrt{(1,215) - 0,25}$$

$$Temp. Pré-aquecimento \sim 344^{\circ}C$$

A tabela a 1 apresenta uma visão geral os diferentes métodos adotados neste trabalho.

Tabela 1. Parâmetros e métodos adotados no trabalho

Condição e amostra	Vazão (L/min.)	Pré-aquec.	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocid. (cm/s)
1° "a"	15	NÃO	12	100	0,4
1° "b" e "c"	15	SIM	10	60	0,5
2° "d"	15	SIM	10	60	0,5
Condição	Heat (J/mm)	Metal de adição	N° de passes	Control. de resfriam.	Benef. Pós solda
1° "a"	2340	ER 80s-b2	1	NÃO	NÃO
1° "b" e "c"	780	ER 80s-b2	1	SIM	SIM
2° "d"	780	AISI P20	1	SIM	SIM

Fonte: Autoria Própria (2019)

3.2.4 Ensaio de líquido penetrante

A metodologia utilizada para a realização desse ensaio foi seguindo as diretrizes do Código ASME V artigo 6.

Primeiro, as amostras foram lavadas em água corrente e depois foi aplicado álcool etílico 90° seguido da secagem com um soprador térmico. Após, foi aplicado o líquido penetrante, Spotchesk SKL-WP MAGNAFLUX®, sobre ambas as amostras e foram aguardados dez minutos, para o efeito do mesmo. Depois, as amostras foram lavadas em água corrente com baixa pressão. Em seguida foi aplicado o revelador, SKD-S2 MAGNAFLUX®, e esperado 7 minutos, para o efeito do mesmo.

3.2.5 Beneficiamentos

Para a realização dos tratamentos térmicos foram utilizados os fornos EDG10P-s 7000 da UNESP de Guaratinguetá e resfriamento em óleo queimado. O bloco do aço AISI P20 como recebido foi levado ao forno, segundo o fornecedor, para a realização do tratamento de têmpera com as temperaturas de 860°C em óleo e ao alcançar a temperatura de 70°C foi levado ao forno para realização do revenimento à 600°C (Fig. 21) com os patamares de temperatura de 60 minutos por polegada, respectivamente.

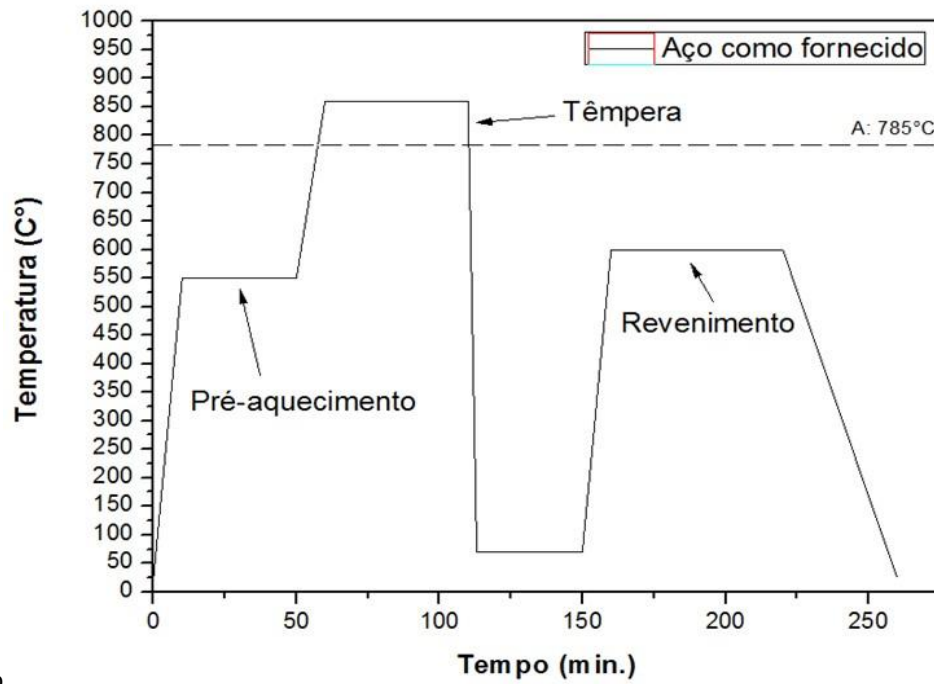
Com os resultados obtidos na amostra "a", foi decidido que para o segundo experimento fosse realizado o processo de alívio de tensões pós-solda (Fig. 22) com o patamar de temperatura de 60 minutos por polegada, a fim de compreender se esse processo seria capaz

de diminuir a dureza do material, facilitar o seu lixamento e polimento e se surgiria algo que caracterizasse possíveis diferenças macroscopicamente visíveis em relação ao primeiro experimento.

Com os resultados na amostra “b” foi decidido, para o experimento com a amostra “c”, realizar os beneficiamentos térmicos de recozimento pleno de 860°C com resfriamento de 24 horas no forno (resfriamento de ~0,58°C/min.), têmpera em óleo e ao alcançar a temperatura de 70°C foi levado ao forno para realização do revenimento à 600° (Fig. 23) com os patamares de temperatura de 60 minutos por polegada, respectivamente, com a finalidade de recrystalizar total mete a ZAC e compreender o comportamento do metal de solda e saber quais os tipos de microconstituintes poderiam ser encontrados durante a análise microscópica

Com os resultados experimento da amostra “c”, no qual foi realizado os beneficiamentos térmicos, a amostra “d”, o experimento na segunda condição, foi realizado como os mesmos beneficiamentos e metodologias (Fig. 23), a fim de compreender se haveria a possibilidade dos grãos dendríticos se decomporem em grãos equiaxiais. Com os resultados do quarto experimento, o quinto experimento foi realizado como os mesmos procedimentos, parâmetros de soldagem e beneficiamentos e após foi realizado o ataque de texturização fotoquímica, a fim de compreender se haveria a possibilidade ver alguma marca deixada pela amostra.

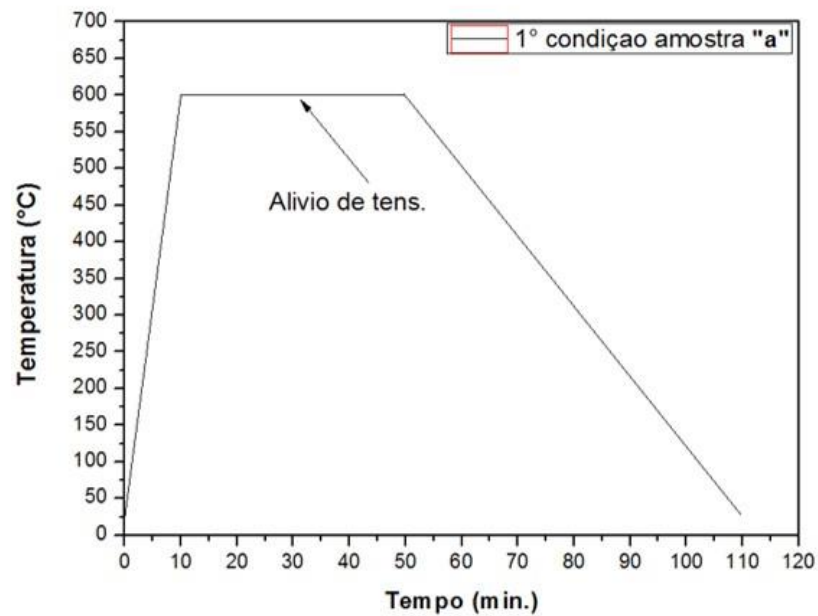
Figura 21. Gráfico dos tratamentos térmicos realizados pelo fornecedor do



aço

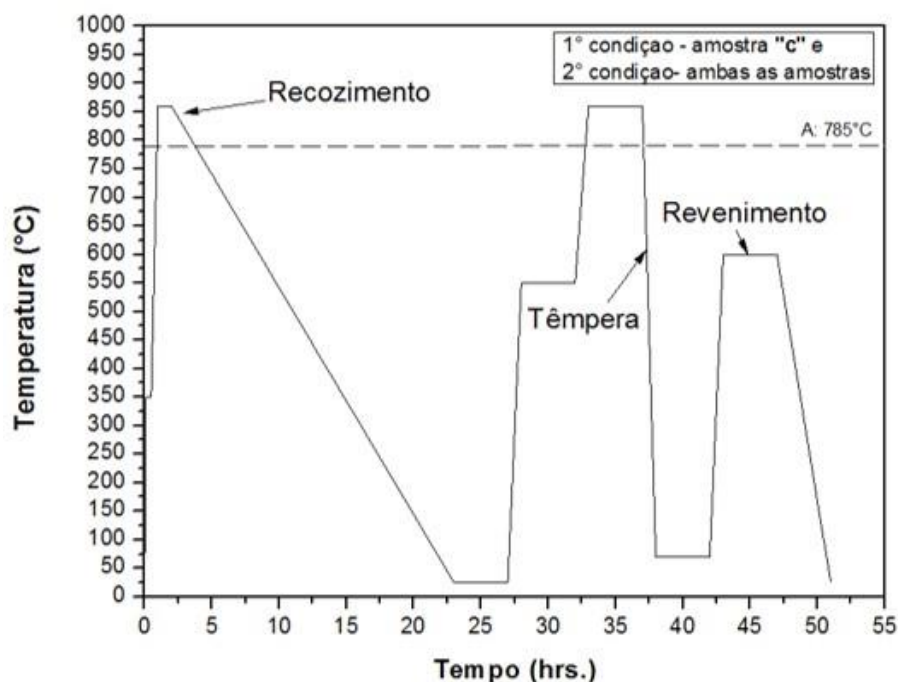
Fonte: Autoria Própria (2018)

Figura 22. Gráfico do tratamento térmico de alívio de tensões realizado no experimento da 1ª condição, amostra “b”



Fonte: Autoria Própria (2019)

Figura 23. Gráfico dos beneficiamentos térmicos realizados nas amostras do experimento da amostra “c” (primeira condição) e amostras da segunda condição.



Fonte: Autoria Própria (2019)

3.2.6 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza Vickers (HV) foi realizado com o auxílio de um durometro de bancada MITUTOYO HM-101, com o intuito de compreender o comportamento das amostras perante as variações da utilização dos procedimentos e parâmetros. Foi seguido as diretrizes apontadas no código ASME IX – 2013 que por sua vez aponta a norma ASTM E384. No artigo QW-290-5 (Preparação e teste de amostras para o teste para microdureza Vickers), o parágrafo quarto na subseção “a” á “d”, diz para ser aplicado no mínimo dois pontos de em cada região da amostra, por exemplo, dois pontos na ZAC e dois pontos no MB. Mas, neste trabalho foi decidido aplicar o teste de microdureza em três pontos em cada região das amostras. A carga utilizada para os experimentos foi de 0,5 kgf/mm²

3.2.7 Análise macro e microscópica

As amostras soldadas e tratadas termicamente foram cortadas no sentido transversal e embutidas em baquelite com o auxílio das embutidoras. Após todas as amostras passaram pelo processo de lixamento nas lixas 220 a 2000 *mesh* e, em seguida passaram pelo processo de polimento. Em cada mudança de lixa, as amostras foram levadas para o estereoscópio para serem analisadas e obtidas as imagens no formato JPEG. Para a realização do polimento, foram utilizados o feltro, a alumina 0,3µm Arotec® e pasta diamantada 1/2µm;

Para a realização da macroscopia foi realizado o ataque com nital 2%, a fim de destacar a ZAC (se houvesse) ou alguma marca deixada pela solda, por exemplo, o MB.

Para a realização da microscopia foram realizados dois tipos de ataques, o com nital 2% para o destacamento dos contornos de grãos. Para distinguir a estrutura martensítica da bainítica foi realizado o ataque químico de LePera, ou seja, as misturas das soluções de metabissulfito de sódio diluído em água e ácido pícrico diluído em álcool, na qual foi utilizada a proporção de 1/1. Para essa análise foi utilizado uma cuba ultrassônica para lavagem das amostras (UNESP de Guaratinguetá) e o equipamento MEV ZEISS® (FATEC de Pindamonhangaba);

3.2.8 Texturização Fotoquímica

A texturização fotoquímica foi realizada pela empresa GTP Gravações de Joinville-SC. A empresa não possui autorização em passar os procedimentos do ataque, pois possui *know-how* dos mesmos e da composição química.

3.2.9 Ensaio de rugosidade

O ensaio de rugosidade foi realizado no laboratório de Ensaaios não-destrutivos da FATEC de Pindamonhangaba. O aparelho utilizado foi da marca Mitotoyo. O ensaio de rugosidade foi realizado com o intuito de averiguar se no quarto experimento a texturização obteve a morfologia diferente entre o MS e o MB. Então, foi utilizado o conceito de “superfície efetiva” segundo a norma NBR 6405/1988. Foi realizado o ensaio em dez pontos distintos da mostra separados em aproximadamente 2mm entre si, tanto no MB quanto no MS.

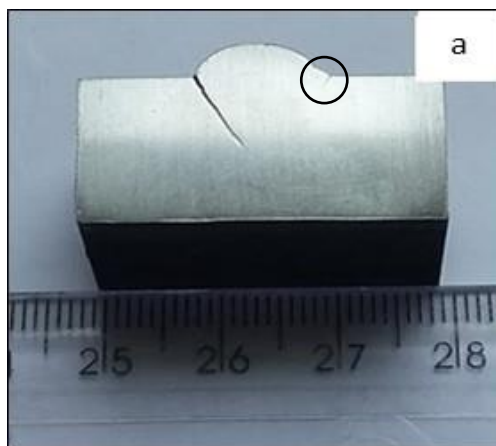
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados do processo de soldagem, dos END's, dos tratamentos térmicos, das análises macroscópicas, das análises microscópicas, do ensaio de dureza, do polimento e texturização da amostra da segunda condição.

4.1 SOLDAGEM

Ao realizar o experimento na primeira condição com a amostra “a” (Fig. 23), sem a aplicação do aquecimento pré e pós-solda, após 40 horas a amostra apresentou duas fissurações, sendo ambas iniciando entre a ZAC e o MS, mas com dimensões diferentes. De acordo com Hana, Y.D et al. (2012), a fissuração na amostra do experimento pode ser possível devido a não aplicação do procedimento de pré-aquecimento, ou seja, uma suposta fragilização por hidrogênio. Se for o caso, os íons de hidrogênio [H^+] da umidade sobre a amostra se infiltraram na solda e com o resfriamento da mesma os íons se juntaram e formaram átomos de gás hidrogênio (H_2)_g. Devido ao baixo limite de solubilidade de hidrogênio na estrutura do martensítica do MS e ZAC, o mesmo se migra para os contornos de grãos e, sendo um gás, se expande aumentando as tensões residuais no entre o MS e ZAC, causando assim a fragilização por hidrogênio ou a “trinca-à-frio”.

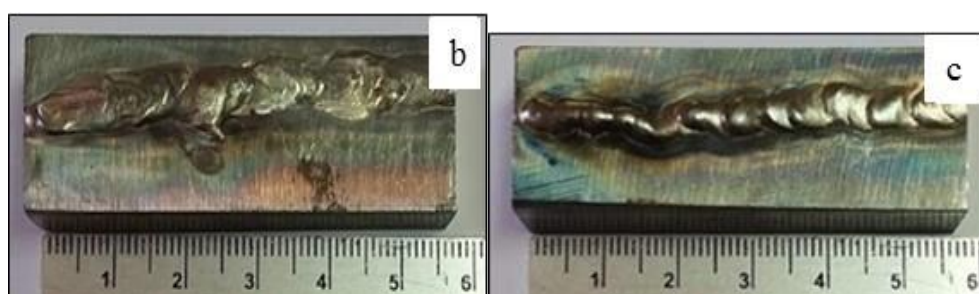
Figura 24. Amostra soldada do experimento na primeira condição, amostra “a”



Fonte: Autoria Própria (2018)

As Figuras 25, 26 e 27 estão sendo expostas a fim de expor algumas etapas que constam no fluxograma (Fig. 20). A Figura 25 apresenta os resultados das amostras soldadas do segundo e terceiro experimento. Nota-se a presença da ZAC em volta do cordão de solda de ambas as amostras. Isso pode ser possível devido a influência do aporte térmico e do rápido resfriamento

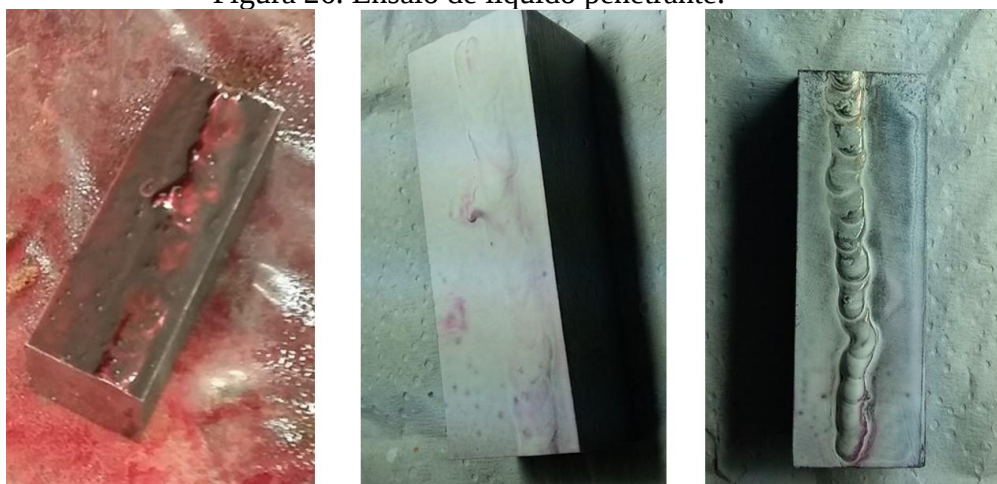
Figura 25. Amostras soldadas. As amostras do experimento na primeira condição, amostra “b” e “c” experimento, respectivamente



Fonte: Autoria Própria (2019)

Após a soldagem das amostras, foi realizado o ensaio de líquido penetrante (Figura 26), em que não apresentou descontinuidades com dimensões acima do padrão apontado nas diretrizes do Código ASME V artigo 6.

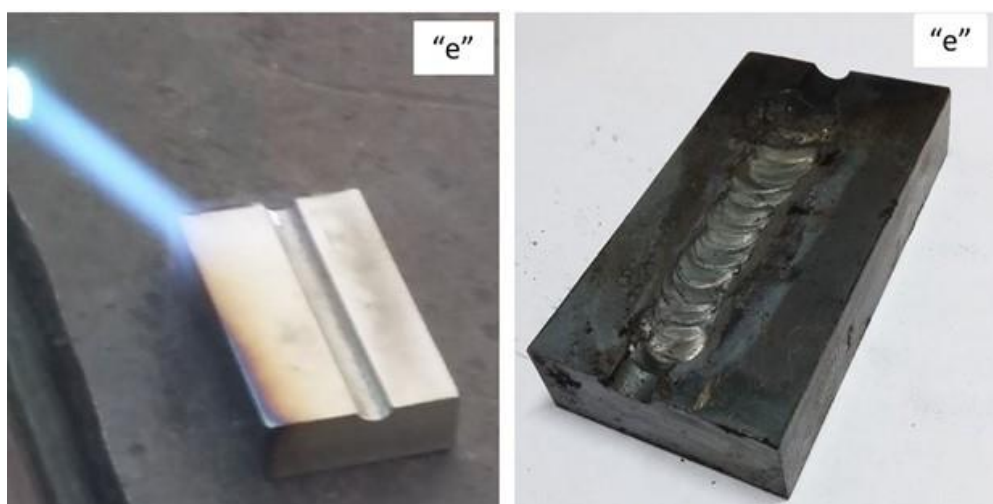
Figura 26. Ensaio de líquido penetrante.



Fonte: Autoria Própria (2019)

A Figura 27 apresenta o resultado da solda do experimento da segunda condição. Devido o raio do canal usinado, nota-se que o cordão de solda teve de exceder a dimensão, no que se diz em largura e altura, em relação ao canal. A tonalidade escura da amostra (Fig. 27 dir.) foi devido o resfriamento realizado com o cobrimento da manta térmica, em que a mesma apresenta resiste à temperatura de 500°C. Então, como a temperatura pós-solda excedeu a temperatura de resistência da manta, a mesma queimou a manta e ficou com a tonalidade da fuligem da mesma.

Figura 27. Amostra “e”, experimento da segunda condição. Usinada (canal) sendo pré-aquecida (esq.) e após a soldagem e resfriada na manta térmica (dir.)



Fonte: Autoria Própria (2018)

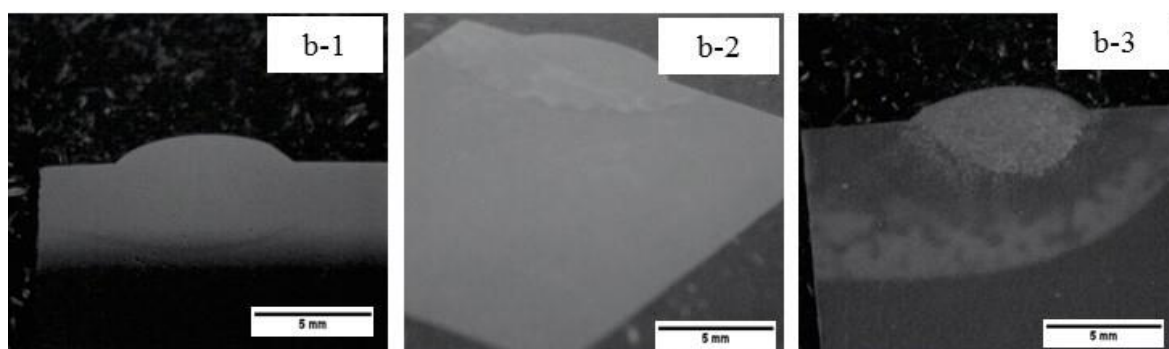
4.2 ANÁLISE MACROSCÓPICA

Como a amostra do primeiro experimento sofreu fissurações (Fig. 24), não foi realizada macroscopia com ataque de ácido.

Na amostra do experimento da primeira condição, amostra “b”, que foi realizado a aplicação de pré e pós- aquecimento e alívio de tensões pós-solda (Fig. 29) com o intuito de diminuir a possibilidade de surgimentos de fragilização por hidrogênio, foram observadas as presenças da ZAC e uma sombra na região do metal de solda, tanto quando polida (Fig. 29 – “b-1” e “b-2”) e quando atacada com ácido (Fig. 29 – “b-3).. Sobre o ataque químico, devido as diferenças dos microconstituintes presentes no MS, ZAC e MB e nas composições químicas entre o MB e MS, o reagente reagiu de modo distinto, ou seja, destacando as

regiões. Esses tipos de resultado também, foram observados por Ferraz e Prudêncio (2016) e L. Quintino (2004).

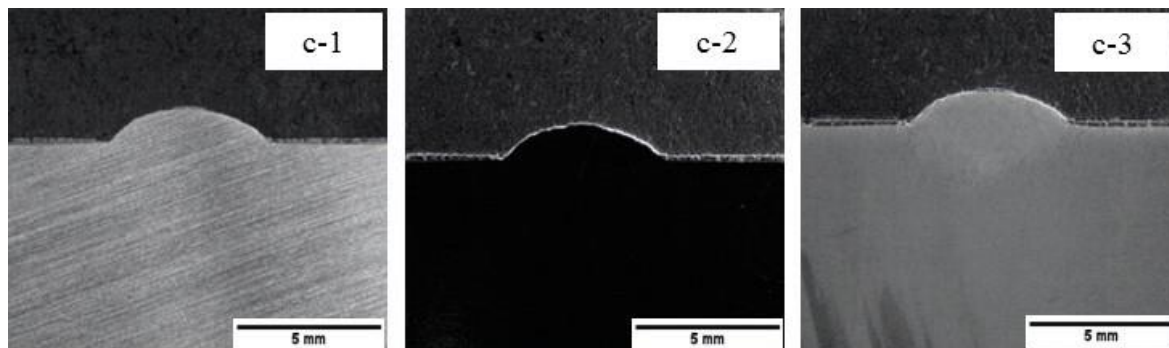
Figura 28. Amostra “b”, experimento da primeira condição, lixada (600 *mesh*) (**b-1**), polida (pasta diamantada 3 μ m) (**b-2**) e atacada com Nital 2% (**b-3**), na sequência, com aproximação de 3x. Nota-se que em todas as imagens da figura é possível identificar onde começa e termina a MS e a ZAC.



Fonte: Autoria Própria (2019)

A Figura 30 apresenta os resultados da macroscopia da amostra do experimento da primeira condição, amostra “c”. Não foram observadas as presenças da ZAC, tanto quando a amostra foi polida (Fig. 30 – “c-1” e “c-2”) e quando atacada com ácido (Fig. 30 – “c-3”). Isso foi possível devido à recristalização dos grãos da ZAC, que foi causada com a ajuda do emprego dos beneficiamentos térmicos (WAINER, 1992; MEI E SILVA, 2010; FERRAZ E PRUDÊNCIO, 2016). Como a dureza do MS ficou próxima ao da MB, não foram observadas marcas do MS durante o lixamento e polimento. No entanto, como os microconstituintes de composições químicas do MS e MB são distintas, foi observado uma leve marca clara do MS após o ataque químico. Esse tipo de resultado também, foi observado por Ferraz e Prudêncio (2016).

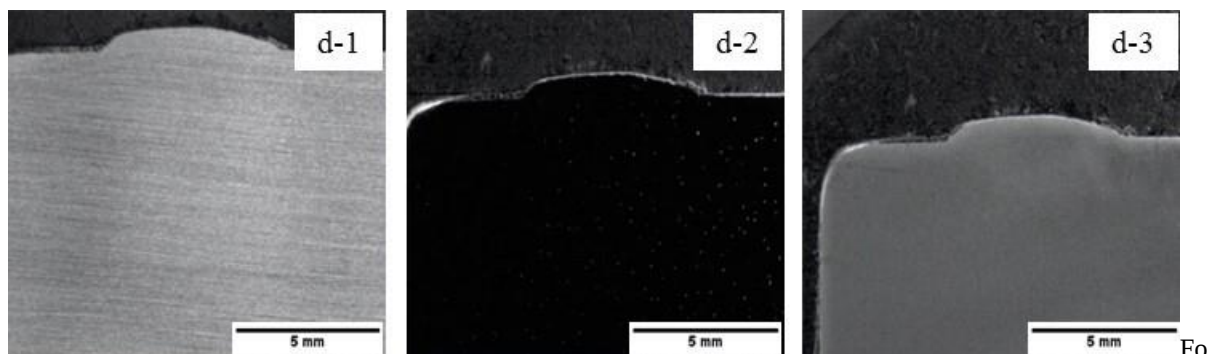
Figura 29. Amostra “c”, experimento da primeira condição, lixada (600 mesh) (**c-1**), polida (pasta diamantada 3 μ m) (**c-2**) e atacada com Nital 2% (**c-3**), na sequência, com aproximação de 3x. Nota-se que apenas na imagem da figura “**c-3**” pode ser possível identificar o MS.



Fonte: Autoria Própria (2019)

A Figura 31 indica os resultados da macroscopia da amostra do quarto experimento. Não se notou a presença da ZAC e do metal de solda, tanto quando lixada e (Fig. 31 d-1), polida e (Fig. 31- d-2) e quando atacadas com ácido (Fig. 31- d-3). Isso foi possível devido à recristalização dos grãos da ZAC, que foi causada com a ajuda do uso dos beneficiamentos térmicos (recozimento, têmpera e revenimento) (WAINER, 1992). . Mesmo que a solda foi realizada com metal de adição com a mesma composição química ao MB, percebeu-se uma leve presença do MS, quando atacadas com ácido nital. Isso foi possível devido à presença de diferentes microconstituintes das regiões, ou seja, o reagente reagiu de maneira diferente entre as regiões. Vale ressaltar que a diferença na intensidade de ataque entre MB e MS da amostra do quarto experimento foi menor em relação ao ataque do segundo e terceiro experimento pode ser percebida.

Figura 30. Amostra “d”, experimento da segunda condição, lixada (600 mesh) (**d-1**), polida (pasta diamantada 3 μ m) (**d-2**) e atacada com Nital 2% (**d-3**), na sequência, com aproximação de 3x. As imagens da digura não apresentaram marcas e diferenças entre o MS e MB.

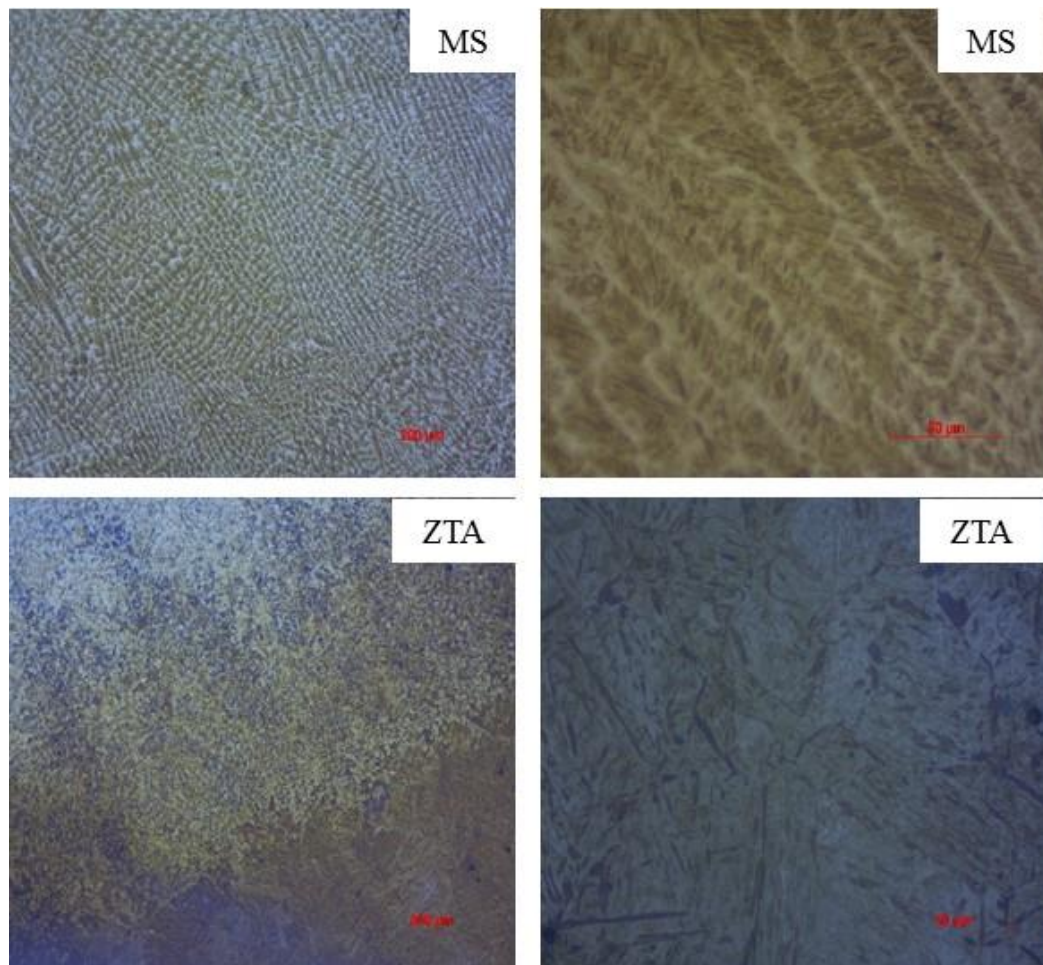


nte: Autoria Própria (2019)

4.3 ANÁLISE DE MICROSCOPIA ÓPTICA

Na Figura 31 constam as imagens da amostra “b” do experimento da primeira condição . Foi constatado a presença de grão de crescimento dendrítico na região do MS (aproximação de 100x à esquerda e 500X à direita). Isso pode ser possível devido ao rápido resfriamento durante a solidificação da poça de fusão. Na região da ZAC foram encontrados os microconstituintes martensíta (ripas escuras) e bainita (ripas amarronzadas). Por ser um aço bainítico, martensítico e ferrítico, o rápido resfriamento houve precipitação do carbono e outros elementos de ligas e fez com que mudasse a morfologia do MB, transformando-o em a ZAC. Esses resultados foram observados também, por L. Quintino (2004), Preciado e Bohorquez (2006) e Ferraz e Prudêncio (2016).

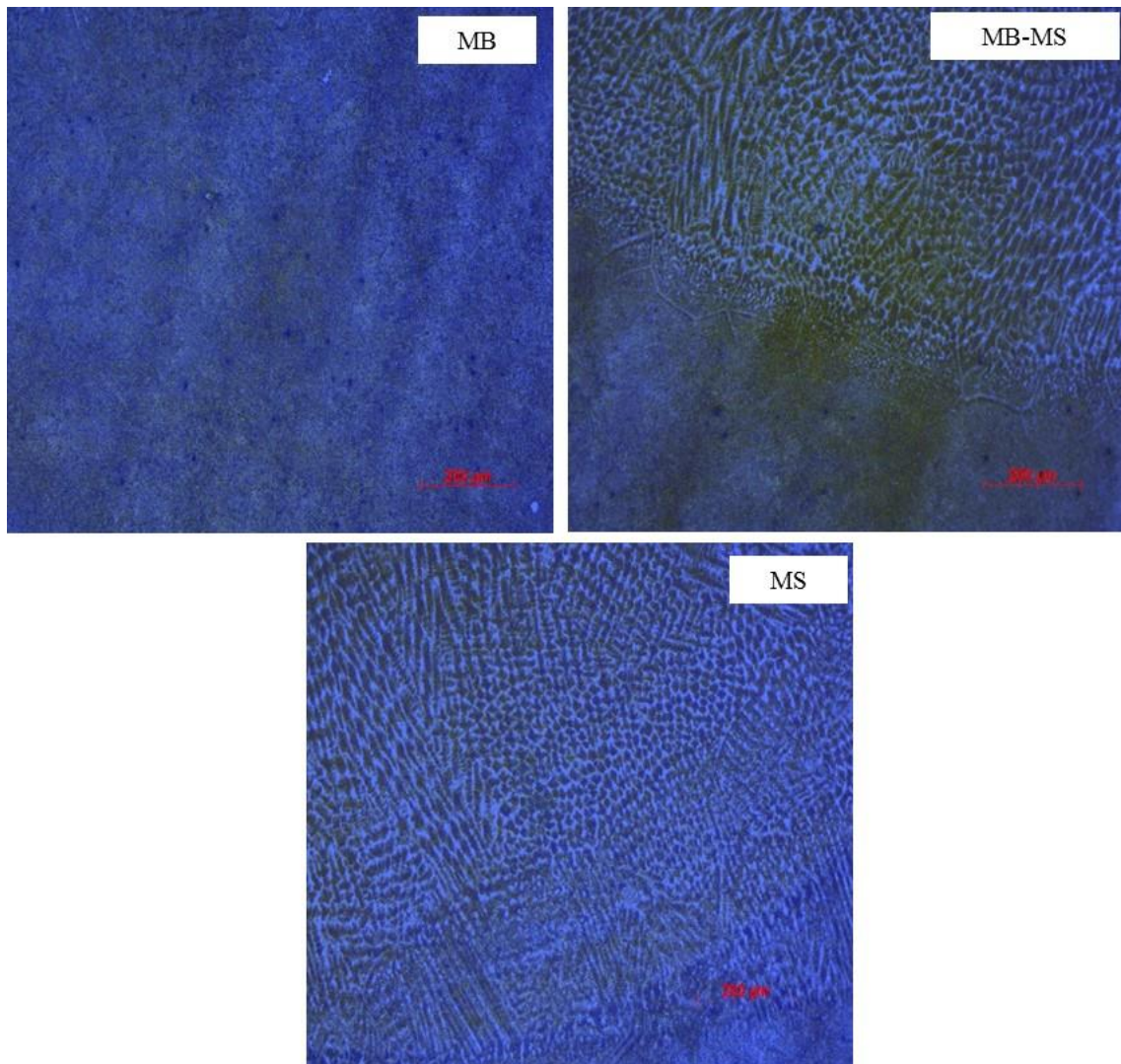
Figura 31. Amostra “b” do experimento da primeira condição. MS e MB acima (100x) e MS e MB abaixo (500X). Ataque com LePera



Fonte: Autoria Própria (2019)

Na Figura 32 constam as imagens da amostra “c” experimento da primeira condição. Foi constatado uma menor intensidade de grão de crescimento dendrítico na região do MS, na imagem com as regiões do MS e MB (aproximação de 100x) e pode-se perceber a formação de grãos equiaxiais entre os grãos de crescimento dendrítico, ou seja, uma decomposição de grãos de crescimento dendrítico em grãos equiaxiais. Isso pode possível devido a operação de recozimento seguido de têmpera e revenimento. Segundo BHADSHIA (1987), em razão do recozimento houve difusão dos elementos de ligas e o crescimento de grãos. Com isso, houve o início da decomposição de grãos de crescimento dendrítico em grãos equiaxiais, dado que entre os grãos dendríticos se encontram maior quantidade de soluto, facilitando a formação de grãos equiaxiais.

Figura 32. Amostra “c” do experimento da primeira condição. MB e MB-MS acima (100x) e MS abaixo (100X). Ataque com LePera

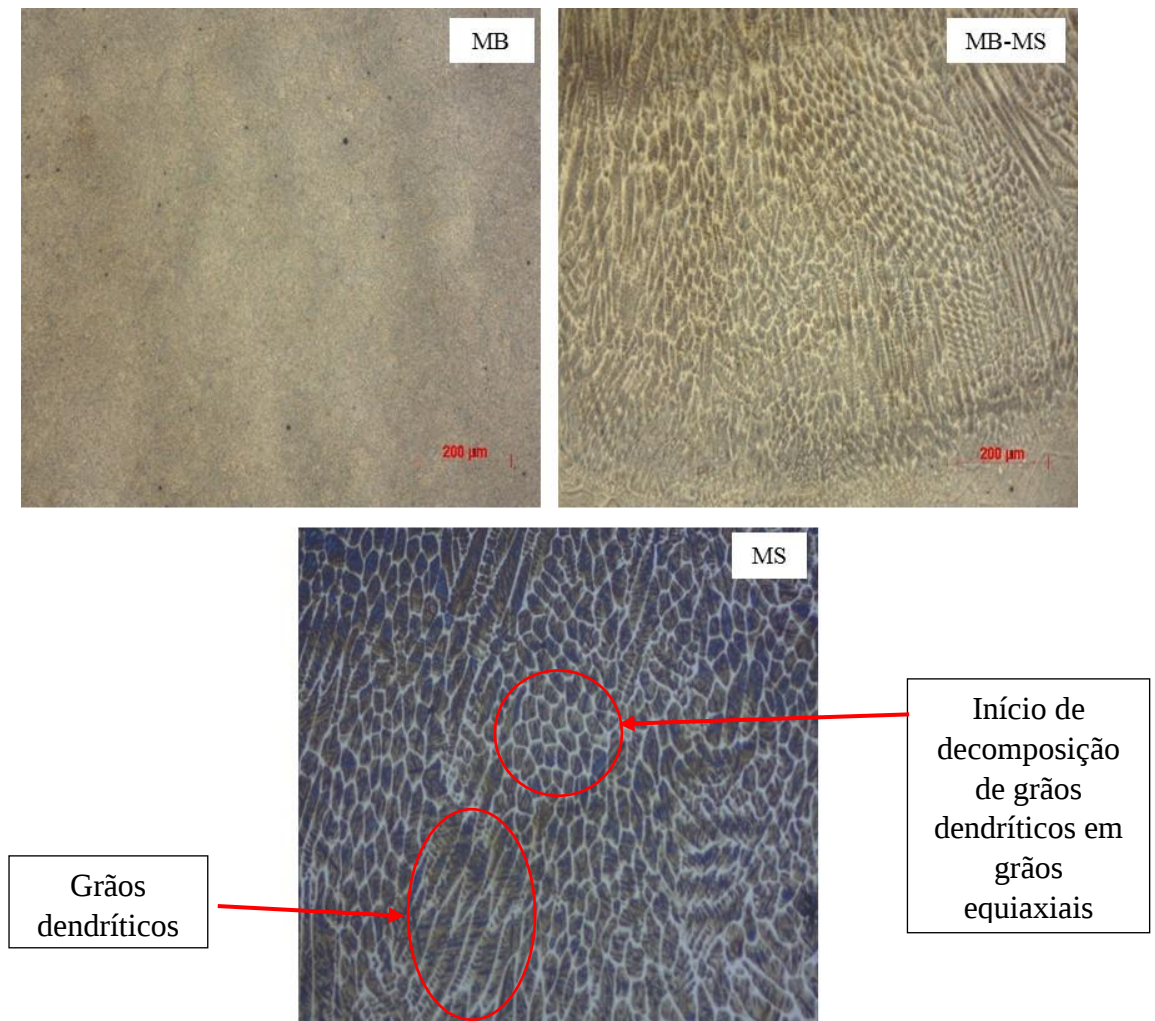


Fonte: Autoria Própria (2019)

Na Figura 33 constam as imagens da amostra “d” do experimento da segunda condição. Foi constatado uma menor intensidade de grão de crescimento dendrítico na região do MS, na imagem com as regiões do MS e MB (aproximação de 100x) e pode-se perceber a formação de grãos equiaxiais entre os grãos de crescimento dendrítico, ou seja, uma decomposição de grãos de crescimento dendrítico em grãos equiaxiais. Isso foi possível devido a operação de recozimento seguido de têmpera e revenimento. Em comparação com a amostra “c”, notou-se maior formação de grãos equiaxiais no MS. Deduz-se que devido a utilização do metal de adição da mesma composição química do MB, a maior presença de soluto entre os grãos

dendríticos pôde ter ajudado a melhor decomposição dos mesmos em grãos equiaxiais. (BHADESHIA, 1987)

Figura 33. Amostra “d” do experimento da segunda condição. MB e MB-MS acima (100x) e MS abaixo (100X). Ataque com LePera



Fonte: Autoria Própria (2019)

4.4 MEV

As Figuras de 35 a 38 apresentam imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura, a qual permite observar características do material impossíveis de serem vistas com o auxílio de microscopia óptica. A Figura 35 representa o resultado da região do MS da amostra “c”, primeira condição. A microestrutura revelada do MS do terceiro experimento se apresentou distintamente em relação as do MB e MS da amostra “d” (Fig. 35 e 36),

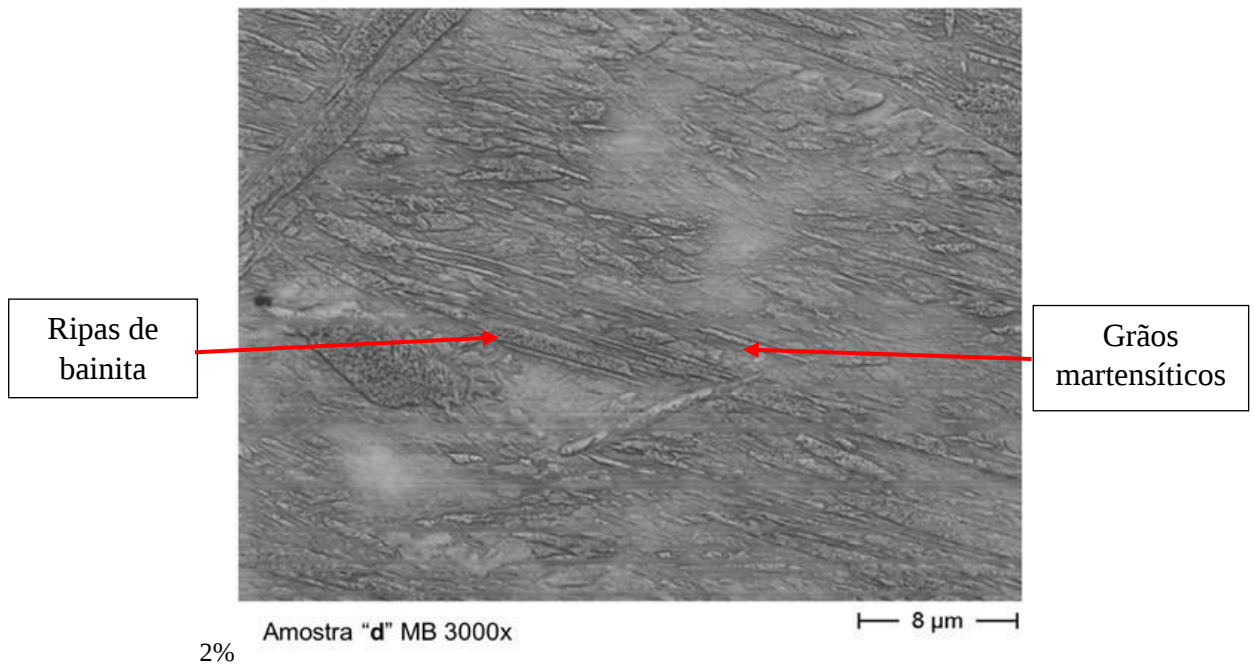
experimento na segunda condição, respectivamente. Isso pode ser possível devido a diferença na composição química do MS do experimento, resultado da fusão entre o metal de adição ER 80s-bs e o aço AISI P20. De acordo com Firrao et al. (2013) quando o aço AISI P20 é submetido ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, o mesmo obtém estrutura martensítica e bainítica em formato de ripas e agulhas, respectivamente (Fig. 36 e 37). Nota-se que a microestrutura se revelou de maneira similar entre o MB da amostra “d” (Fig. 36) e o metal MS do mesmo experimento. Isso pode ser possível devido a fusão do metal de adição de do MB da mesma composição química. Com isso, o tratamento térmico pode contribuir com as morfologias dos grãos similares entre as regiões.

Figura 34. Amostra do experimento da primeira condição, amostra “c”. Região do MS (3000X). Ataque com nital 2%



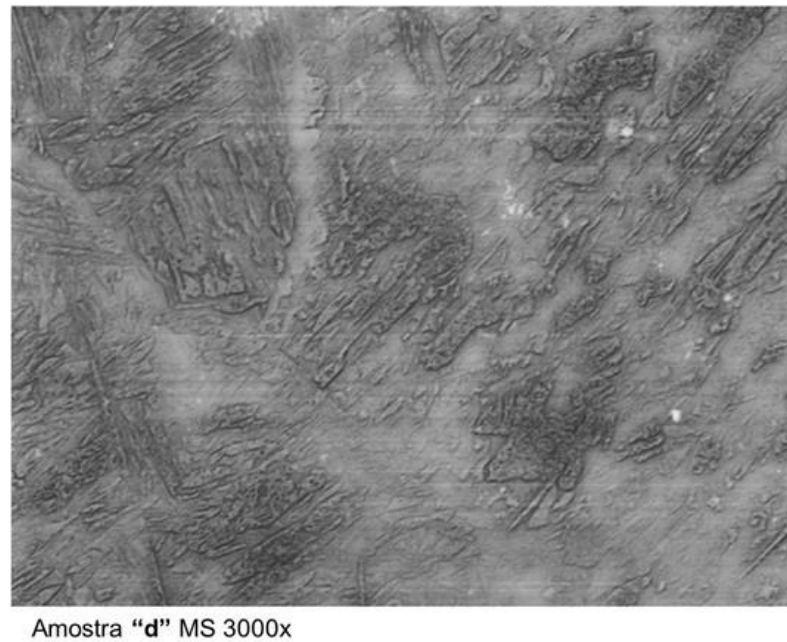
Fonte: Autoria Própria (2019)

Figura 35. Amostra “d”, experimento na segunda condição. Região do MB (3000X). Ataque com nital



Fonte: Autoria Própria (2019)

Figura 36. Amostra “d”, experimento na segunda condição. Região do MS (3000X). Ataque com nital 2%



Fonte: Autoria Própria (2019)

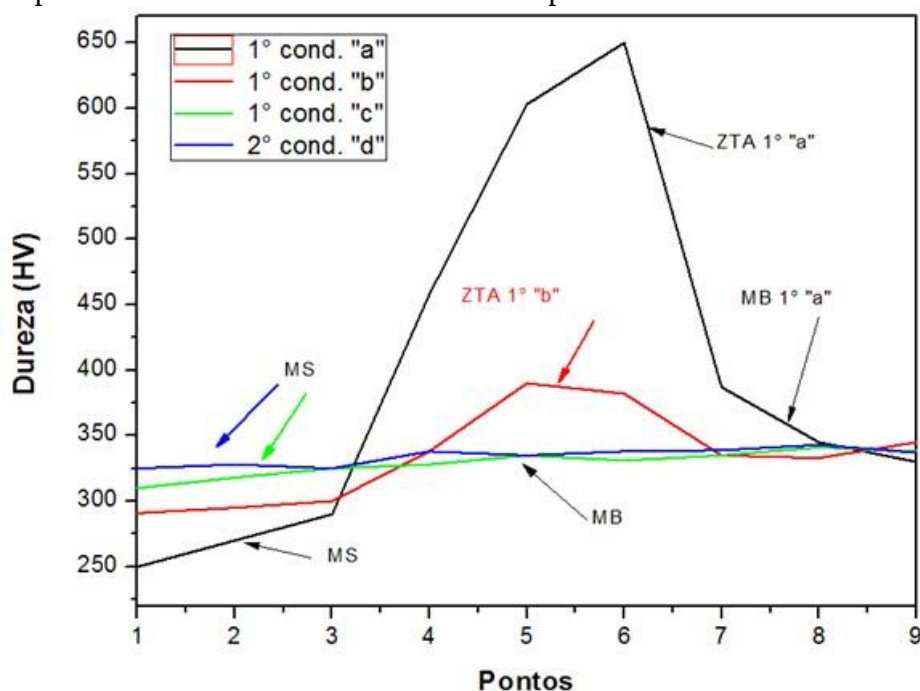
4.5 ENSAIO DE DUREZA

A Figura 37 e a Tabela 2 apresentam o gráfico de dureza e os resultados do experimento da primeira e segunda condição. Percebeu-se que a amostra “a”, da primeira condição, apresentou o MS e ZAC de durezas próximas a 250 e 650HV, respectivamente. Observa-se a diferença de aproximadamente 180HV entre o ponto 4 e 5 desta amostra se dá da heterogeneidade microestrutural típica da ZAC, constituída de várias sub-regiões. Como visto anteriormente, a amostra pode ter apresentado uma microestrutura martensítica de alta dureza, devido ao rápido resfriamento pós-solda. Como o aço tem 0,4% de carbono, a alta taxa de resfriamento causou o aumento de dureza nas regiões da ZAC (Fig. 37). Com isso, se pode observar que houve dificuldades nas tentativas de retiradas de ranhuras deixadas pelo corte no processo de lixamento e polimento, mas o MS apresentou durezas de nível inferior à do MB.

Com a aplicação dos procedimentos de aquecimento pré- e pós-solda e alívio de tensões pós-solda, a amostra “b” obteve a ZAC com a dureza aproximadamente 380HV, ou seja, uma queda na dureza de aproximadamente 280HV em relação ao primeiro experimento. Com o alívio de tensões, a amostra pode apresentar uma estrutura martensítica revenida, causando assim, a queda na dureza. Com a aplicação dos beneficiamentos pós-solda, a amostra “c” obteve o MS com dureza de aproximadamente 310HV, ou seja, um aumento de 30HV em relação a amostra “b”. Mesmo com metal de adição de composição química dissimilar, a amostra “c” obteve uma ZAC com dureza aproximada a do MB, pois com os tratamentos térmicos de recozimento, têmpera e revenimento pode auxiliar na difusão dos elementos de liga, ou seja, realocando-os dos contornos de grãos para dentro dos grãos. Como a dureza do MS ficou próxima ao da MB, não foram observadas marcas do MS durante o lixamento e polimento. No entanto, como os microconstituintes de composições químicas do MS e MB são distintas, foi observado uma leve marca clara do MS após o ataque químico. Esse tipo de resultado também, foi observado por Ferraz e Prudêncio (2016).

Com a substituição do metal de adição AWS A5.18 ER 80s-b2 para o da mesma composição química, a dureza da amostra “d” apresentou um aumento de 15HV, ou seja, aproximadamente 325HV. Isso pode ser possível devido a utilização de metal de adição da mesma composição química ao MB, pois com a austenitização no tratamento de recozimento, parte do MS de grãos dendríticos podem se decompor em grãos equiaxiais fazendo com que a dureza de aproximasse a dureza do MB. Esse comportamento também foi visto em Preciado e Bohorquez (2006). Vale ressaltar que o MB de todas as amostras apresentou durezas próximas entre si. Observa-se a homogeneidade na dureza de todas as regiões (linha azul).

Figura 37. Gráfico dos resultados do ensaio de dureza das amostras da primeira condição (“a”, “b” e “c”) e da segunda condição (amostra “d”). Do ponto 1 ao 3 se encontra-se o MS, Do ponto 4 ao 6 se encontra-se a ZAC e do ponto 7 ao 9 de encontra o MB.



Fonte: Autoria Própria (2019)

Tabela 2. Resultados do ensaio de dureza Vickers (HV)

Amostras					
	Pontos	"a"	"b"	"c"	"d"
MS	1	250	288	310	325
	2	273	292	317	327
	3	282	297	324	325
	Média	268	292	317	325
	Desvio Padrão	±16,50	±4,50	±7	±1,15
ZAC	4	445	326	*	*
	5	625	380	*	*
	6	650	376	*	*
	Média	573	360		
	Desvio Padrão	±111,84	±30,1		
MB	7	360	323	325	325
	8	325	325	327	328
	9	318	328	328	325
	Média	334	325	326	325
	Desvio Padrão	±22,5	±2,51	±1,52	±1,73

Fonte: Autoria Própria (2019)

4.6 POLIMENTO (EXPERIMENTO NA SEGUNDA CONDIÇÃO)

Como a amostra “d”, experimento na segunda condição, obteve o resultado de dureza, facilidade de remoção uniforme das ranhuras durante o processo de lixamento e facilidade no polimento. Foi decidido que o quarto experimento seria realizado com os procedimentos e parâmetros do mesmo. Ao realizar o processo de lixamento, não se constatou dificuldades nas retiradas de riscos da amostra, ou seja, diferente de quando se é lixado um aço soldado sem os procedimentos apontados neste (Fig.38). Isto pode ser possível devido a homogeneização da estrutura ocorrida com o auxílio da utilização dos tratamentos térmicos de recozimento, têmpera e revenimento e sem esquecer da utilização do metal de adição da mesma composição química ao MB. Depois, ao realizar o polimento de acabamento de baixíssima rugosidade (*like mirror*), não se observou nenhuma presença de marcas deixadas pela solda (Fig. 39). Nota-se que o polimento foi de alta qualidade, pois percebe-se o reflexo das nuvens de chuva na amostra.

Figura 38. Amostra “e” após o lixamento (600 mesh)



Fonte: Autoria Própria (2019)

Figura 39. Amostra “e” após o polimento (*like mirror*)

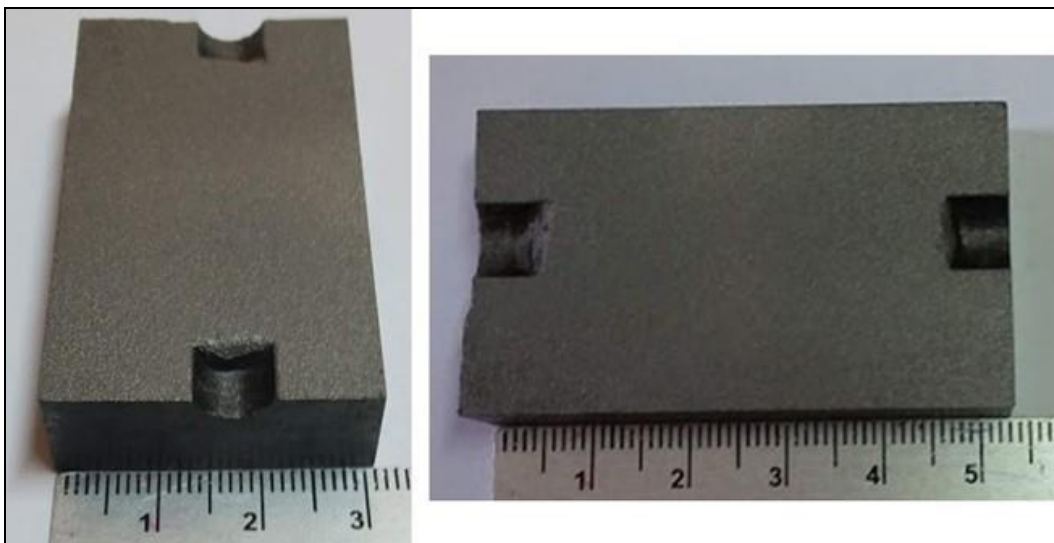


Fonte: Autoria Própria (2019)

4.7 TEXTURIZAÇÃO (EXPERIMENTO NA SEGUNDA CONDIÇÃO)

A figura 40 apresenta o resultado da texturização fotoquímica. Após ser realizada o procedimento, não foram encontradas marcas deixadas pela solda. Isso pode ser possível devido a utilização de metal de adição da mesma composição química ao MB. Com isso, a corrosão do processo de texturização pode ser de forma homogênea em ambas as regiões.

Figura 40. Amostra “e”, experimento na segunda condição, após a texturização fotoquímica



Fonte: Autoria Própria (2019)

4.8 ENSAIO DE RUGOSIDADE (EXPERIMENTO NA SEGUNDA CONDIÇÃO)

A Figura 41 apresenta a amostra “e” e o instrumento durante o ensaio de rugosidade.

Figura 41. Ensaio de rugosidade na amostra “e” do experimento da segunda condição



Fonte: Autoria Própria (2019)

Ao ser realizado o ensaio, notou-se que a amostra texturizada apresentou os valores de Ra (média dos valores de picos e vales) muito próximos. A Tabela 3 seguir apresenta aos resultados dos valores do Ra do ensaio.

Tabela 3. Ensaio de rugosidade na amostra do quarto experimento

Ra (μm) (MB)	Ra (μm) (MS)
7,17	7,08
7,05	7,14
7,15	6,98
6,79	7,08
6,85	7,35
7,12	6,87
6,88	7,09
7,07	6,99
6,99	7,06
7,00	7,23
Média = 7,01	Média = 7,09
Mediana = 7,02	Mediana = 7,08
Desvio padrão $\pm 0,13$	Desvio padrão $\pm 0,13$

Fonte: Autoria Própria (2019)

Não foram observadas diferenças significativas dos valores de rugosidade entre o MB e o MS. Isto é possível, pois a utilização do metal de adição da mesma composição química e com as microestruturas do MS e MB de morfologias similares obtidas pelos processos de tratamentos térmicos apontados anteriormente, colaboraram para que a corrosão oriunda no processo de texturização nas regiões fosse homogênea. Então, pode-se dizer que o reparo não pode comprometer a qualidade da superfície do produto termoplástico a ser injetado.

5 CONCLUSÃO

Pode-se concluir que os objetivos foram alcançados. Em resposta aos objetivos propostos originalmente, as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- A utilização do pré e pós-aquecimento, beneficiamento pós-solda e a utilização do metal de adição da mesma composição química do metal-base, mostraram ser eficientes ao não deixarem as marcas de solda na amostra no polimento e texturização, conforme consta no experimento na segunda condição (fig. 31, 38, 39 e 40). Com isso, o ataque fotoquímico obteve a rugosidade de baixas variações entre as regiões do MS e MB. Mas, na falta de tais procedimentos fizeram com que as amostras apresentassem as diferenças de dureza e microestruturais, como visto nas amostras “a”, “b” e “c”, no experimento da primeira condição (Fig. 24, 29 e 30), em relação ao metal-base. Sem esquecer de mencionar que a utilização dos procedimentos também é viável para moldes que não passam pelo processo de texturização.

- Com isso é possível recuperar matrizes que podem ou não passar pelo processo de texturização. Isso pode garantir que o produto a ser injetado (termoplástico), venha obter melhor qualidade para suprir as expectativas mercado consumidor e evitar os possíveis prejuízos a indústria.

Para trabalhos futuros, serão realizados testes em outros tipos de ligas, como o aço H13, AISI 2711, AISI 4140, entre outros, pois a indústria procura alternativas mais adequadas para o aço AISI P20. Um exemplo pode ser dado com a utilização do aço H13 para injeção de acrílico (polimetil-metacrilato). Devido à alta viscosidade do termoplástico o aço ferramenta mais adequado para injeta-lo é o H13. Como os produtos injetados com esse polímero devem ter alta qualidade, ou seja, menor quantidade de descontinuidades, o aço da matriz não pode ter avarias ou **marcas de solda**.

REFERÊNCIAS

- AUCOTT, L. et al. Initiation and growth kinetics of solidification cracking during welding of steel. **Scientific Reports**, v. 7, n. 40255, p. 1-8, 2017. Disponível em: <https://www.nature.com/articles/srep40255.pdf>. Acesso em: 26 abr. 2019.
- BHADESHIA, H. K. D. H. Diffusional and displacive transformations. **Scripta Metallurgic**, Elmsford, v. 21, n.8, p. 1017-1022, 1987. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0036974887902420>. Acesso em: 25 abr. 2019.
- BEAUDET, F.; BLAIS, C. et al. Improvement of hardenability and static mechanical properties of P20 + 0.5Ni mold steel through additions of vanadium and boron. **ISIJ International**, v. 52, no. 3, p. 424–433, 2012.
- CALLISTER JÚNIOR, Willian D. **Fraturas por fadiga nos materiais**. In: _____. Fundamentos das ciências e engenharia dos materiais. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Gênio LTC, 2012. cap. 12, p. 705.
- CHOI, J. Y.; JEONG, H. A study on polishing of molds using hydrophilic fixed abrasive pad. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 44, n. 11, p. 1163–1169, 2004.
- COLPAERT, Hubertus. Microestruturas dos materiais em função da temperatura. In: _____. **Estruturas e propriedades dos materiais**. 4. ed. São Paulo: Editora Blucher, 2008, cap. 8, p. 199-205.
- DADFAR, M. et al. Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316l stainless steel. **Materials Letters**, Amsterdam, n. 61 p. 2343–2346, 2007.
- DELSHAD KHATIBI, P.; HENEIN, H.; PHILLION, A. B. Microstructure and mechanical characterization of rapidly solidified Cr-C tool steel: annealing effects. **Advanced Power Technology**, Tokio, v. 27, n. 5, p. 2076–2083, 2016.
- FERRAZ, N. A; PRUDÊNCIO, D. G. **Estudos comparativos das tecnologias de soldagem usadas em reparos em moldes para injeção plástica fabricados com aço aisi p20**. 2016. Trabalho de Conclusão de Curso (Tecnólogo em Mecânica Processos Metalúrgicos: soldagem) – Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba, Pindamonhangaba, 2016.
- FERRAZ, N. A et al. Efeito da utilização dos procedimentos de soldagem desenvolvidos para reparo do aço aisi p20 (2738) utilizado em matrizes de injeção de plásticos. **Ferramental**, Joinville, v. 76, p. 30-34, mar./abr. 2018.
- FIRRAO, D.; MATTEIS, P.; RUSSO SPENA, P.; GEROSA, R. Influence of the microstructure on fatigue and fracture toughness properties of large heat-treated mold steels. **Materials Science and Engineering A: structural materials: properties, microstructure and processing**, Lausanne, v. 559, p. 371–383, 2013.

RAJEEV, G.P.; KAMARAJ, M.; BAKSHI, S. R. Hardfacing of AISI H13 tool steel with Stellite 21 alloy using cold metal transfer welding process. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 326, p. 63–71, 2017.

GERBERICH, W. W. et al. Toward demystifying the mohs hardness scale. **Journal of the American Ceramic Society**, Westerville, v. 98, n. 9, p. 2681–2688, 2015.

GOLOGLU, C.; SAKARYA, N. The effects of cutter path strategies on surface roughness of pocket milling of 1.2738 steel based on Taguchi method. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 206, n. 1–3, p. 7–15, 2008.

HARADA, J. **Moldes para injeção de termoplásticos**. 3. ed. São Paulo: Artliber, p. 184, 2004.

HARI, O. M.; PANDEY, Sunil. Effect of heat input on dilution and heat affected zone in submerged arc welding process. **Indian Academy of Sciences, Sadhana**, v. 38, n. 6, p. 1369–1391, 2013.

HOSEINY, H. et al. The effect of the martensitic packet size on the machinability of modified AISI P20 prehardened mold steel. **Journal of Materials Science**, London, v. 47, n. 8, p. 3613–3620, 2012.

IGNELL, S. et al. Three-dimensional scanning electron microscopy characterization of the topography of textured polymeric surfaces. **Polymer Engineering and Science**, Stanford, v. 50, n. 8, p. 1528–1534, 2010.

JORGE, J. C. F. et al. Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda de aço de extra alta resistência para utilização em equipamentos de ancoragem. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 18, n. 02, p.137-148, 2013.

KATTIRE, P.; PAUL, S.; SINGH, R.; YAN, W. Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications. **Journal of Manufacturing Processes**, Deamborn, v. 20, p. 492–499, 2015.

KLOCKE, F.; DAMBON, O.; BEHRENS, B. Analysis of defect mechanisms in polishing of tool steels. **Production Engineering**, Cleveland, v. 5, n. 5, p. 475–483, 2011.

KUMAR A; SUNDARRAJAN, S. Effect of welding parameters on mechanical properties and optimization of pulsed TIG welding of Al-Mg-Si alloy. **The International Journal of Advanced Manufacturing**, v. 42, n. 1–2, p. 118–125, 2008.

LAN, L. Y. et al. Effect of single pass welding heat input on microstructure and hardness of submerged arc welded high strength low carbon bainitic steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, 2012. v. 17, n. 7, p.41.

LIMA, C. **Influência do tratamento térmico de alívio de tensões associado à elevada energia de soldagem na tenacidade da zona termicamente afetada de um aço TMCP**. 2011. 110f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de materiais) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011. Disponível em: <http://base.repositorio.unesp.br/handle/11449/94433>. Acesso em: 12 mar. 2018.

LUZ, J. **Efeitos do pré-aquecimento e parâmetros de pulso sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de solda em aço ARBL**. 2014. 29f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Bauru, 2014. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/96496>. Acesso em: 15 mar. 2018

MARQUES, P.; MODENESI, P.; BRACARENSE, A. **Processo de soldagem gtaw**. In: _____. Soldagem GTAW. 3.ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, cap. 13, p. 205-217, 2009

MEGID, M.; GRASSI, M. Caracterização microestrutural de uma estrutura tubular aeronáutica submetida a sucessivos reparos de solda tig. In: _____. **Influência dos elementos de liga**. 2013. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/119924/000736517.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 15 mar. 2018.

MEI, R.; SILVA, A. Elementos de liga e suas influências. In: _____. **Aços e ligas especiais**. 3.ed. São Paulo: Blucher, 2010. cap. 5, p. 215-216.

METAL POLISH. Polishing. **Metal finishing**, v. 108, n. 2, p. 48, 2010. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0026057610800443>. Acesso em: 17 mar. 18

MODENESI, P. J. A química da formação do cordão na soldagem TIG. **Soldagem e Inspeção**, v. 18, n. 3, p. 287–300, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242013000300011>. Acesso em: 15 mar. 2018

NAYEBPASHAEE, N. et al. Experimental and numerical study on plasma nitriding of AISI P20 mold steel. Article. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 23, n. 9, p. 1065, 2016.

NOBUTAKA, B. Method to determine welding necessary preheat temperature in steel. **Quarterly Journal of Japan Welding Society**, v. 13, n. 3, p. 347–357, 1995.

POPELYUKH, A. I et al. Heat treatment of tool steel with mixed martensite-bainite transformation of austenite. **Steel in Translation**, London, v. 41, n. 4, p. 361–364, 2011.

PRECIADO, W. T.; BOHORQUEZ, C. E. N. Repair welding of polymer injection molds manufactured in AISI P20 and VP50IM steels. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 179, n. 1–3, p. 244–250, 2006.

RAJAN, K. M.; DESHPANDE, P. U.; NARASIMHAN, K. Effect of heat treatment of preform on the mechanical properties of ow formed AISI 4130 Steel Tubes theoretical and experimental assessment. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 126, p. 503-511, 2002.

RAJEEV, G.P.; KAMARAJ, M.; BAKSHI, S. R. Hardfacing of aisi h13 tool steel with Stellite 21 alloy using cold metal transfer welding process. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 326, p. 63–71, 2017.

RIMING, W. et al. Improved uniformity of hardness by continuous low temperature bainitic transformation in prehardened mold steel with large section. **Materials Science & Engineering**, Lausanne, v. 706, p. 15–21, 2017.

SECCO, D. D. C. **Fresamento de aço para moldes e matrizes em condições criogênicas**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Processos de Fabricação) – Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2015. p. 50-67. Disponível em: <http://www.athena.biblioteca.unesp.br/exlibris/bd/cathedra/15-04-2016/000864225.pdf>. Acesso em: 16 mar. 2018.

SEDMAK, A. S.; TANASKOVIĆ, D. R.; MURARIU, A. C. Experimental and analytical evaluation of preheating temperature during multipass repair welding. **Thermal Science**, v. 21, n. 2, p. 1003–1009, 2017.

SIMOLD. **Aço AISI p20**: catálogo. Disponível em: <https://steelselector.sij.si/steels/UTOPNIN.html>. Acesso em 04 jan. 2018.

SUN, Y.; SUNADA, H.; TSUJII, N. Crack Repair of hot work tool steel by laser melt processing. **ISIJ International**, Tokyo, v. 41, n. 9, p. 1006–1009, 2001.

VEDANI, M.; PREVITALI, B.; VIMERCATI, G. M.; SANVITO, A.; SOMASCHINI, G. Problems in laser repair-welding a surface-treated tool steel. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 201, n. 8, p. 4518–4525, 2007. Disponível em: <http://10.1016/j.surfcoat.2006.09.051>. Acesso em: 12 mar. 2019.

WAINER, Emílio et. al. Processo de soldagem GTAW e consumíveis. In: _____. **Processos de soldagem e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher, p. 60-87, 1992.

HANA, Y.D; JING, H.Y; XUA, L.Y. Welding heat input effect on the hydrogen permeation in the X80 steel welded joints. Article. **Materials Chemistry and Physics**, Lausanne, v. 132, p.216– 222, 2012.

ZUBAIRUDDIN, M. et al. Numerical simulation of multi-pass gtaw welding of grade 91 steel. **Journal of Manufacturing Processes**, Deamborn, v. 27, p. 87–97, 2017.