



SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL –
SENAI DR BA
FACULDADE DE TECNOLOGIA SENAI CIMATEC
CURSO SUPERIOR DE TECNOLOGIA EM INSPEÇÃO DE
EQUIPAMENTOS E DE SOLDAGEM

EFEITO DO PRÉ-AQUECIMENTO NA MORFOLOGIA DAS
FASES PRECIPITADAS NA ZONA FUNDIDA DURANTE A
SOLDAGEM DO AÇO BAIXO-CARBONO

SALVADOR
2008

ADRIANO JOSÉ DIAS PEREIRA

EFEITO DO PRÉ-AQUECIMENTO NA MORFOLOGIA DAS
FASES PRECIPITADAS NA ZONA FUNDIDA DURANTE A
SOLDAGEM DO AÇO BAIXO-CARBONO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à
Faculdade de Tecnologia SENAI Cimatec, como
exigência à obtenção do título de Tecnólogo em
Inspeção de Equipamentos e de soldagem.
Orientador: Prof. Sérgio Barra, Dr. Eng.

SALVADOR
2008

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da Faculdade de Tecnologia
SENAI Cimatec

Pereira, Adriano José Dias.
Efeito do pré-aquecimento na morfologia das fases precipitadas na
zona fundida durante a soldagem do aço baixo-carbono / Adriano José Dias
Pereira – Salvador, 2008.
42f.

1. Soldagem – Aço baixo-carbono. I. título

CDD 671.5

TERMO DE APROVAÇÃO

ADRIANO JOSÉ DIAS PEREIRA

EFEITO DO PRÉ-AQUECIMENTO NA MORFOLOGIA DAS FASES PRECIPITADAS NA ZONA FUNDIDA DURANTE A SOLDAGEM DO AÇO BAIXO-CARBONO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Faculdade de Tecnologia SENAI Cimatec, como exigência à obtenção do título de Tecnólogo em Inspeção de Equipamentos e de soldagem.

Aprovado em ____ de _____ de 2008.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Sérgio Rodrigues Barra, Dr. Eng. – SENAI
Orientador

Prof. Alexandre Martins Barros, Dr. Eng. – Ford
Membro

Prof. Manoel Carreira Neto, Dr. Eng. – Ford/SENAI
Membro

Salvador

2008

Agradeço

A Deus, por ter me dado força para prosseguir em meio às dificuldades.

A minha família por ter acreditado e me incentivado a permanecer firme em meus propósitos.

**As pessoas que vencem neste mundo são as que
procuram as circunstâncias e, quando não as
encontram, as criam.**

Bernard Shaw

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	13
2. MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA (ZF)	14
2.1 INTRODUÇÃO	14
2.2 MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA (ZF)	14
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	22
3.1 INTRODUÇÃO	22
3.2 PROCESSO DE SOLDAGEM	22
3.2.1 CONSUMÍVEIS	22
3.2.2 PARÂMETROS DE SOLDAGEM	23
3.2.3 BANCADA EXPERIMENTAL	24
3.2.4 DEPOSIÇÃO DOS CORDÕES	25
3.3 METALURGIA	26
3.3.1 EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	26
3.3.2 PREPARAÇÃO E ATAQUE METALOGRÁFICO	27
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	28
4.1 INTRODUÇÃO	28
4.2 TAXA DE RESFRIAMENTO	28
4.2.1 CALCULANDO A TAXA DE RESFRIAMENTO	30
4.3 TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO	31
4.3.1 CALCULANDO O TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO	32
4.4 TEMPO DE RESFRIAMENTO, $\Delta T_{8/5}$	33
4.4.1 CALCULANDO O TEMPO DE RESFRIAMENTO	34
4.5 DISCUSSÕES	36
5. CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	41
5.1 CONCLUSÕES	41
5.2 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	41
REFERÊNCIAS	42

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita de contorno de grão. (Palma, 1983)	16
Figura 2.2 – Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal intragranular. (Adaptado de Palma, 1983)	17
Figura 2.3 - Desenho esquemático mostrando a morfologia das placas laterais de ferrita. (Adaptado de Messler, 2004)	18
Figura 2.4 – Esquema da formação da bainita superior. (Adaptado de Messler, 2004)	18
Figura 2.5 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita acicular. (Adaptado de Palma, 1983)	20
Figura 3.1 - Croqui dos corpos de prova	22
Figura 3.2 Representação esquemática da bancada de soldagem.	24
Figura 3.3 – Sistema de deslocamento da tocha	24
Figura 3.4 – Fonte de soldagem INVERSAL 450	25
Figura 3.5 – Pirômetro usado para o controle de temperatura de pré-aquecimento	25
Figura 3.6 – Região de depósito do cordão de solda	26
Figura 3.7 – Corpos de provas soldados	26
Figura 3.8 – Região de extração do corpo de prova	27
Figura 3.9 – Etapas para preparação metalográfica	27
Figura 3.10 – Amostras prontas	27
Figura 4.1 – Efeito do Pré-aquecimento no ciclo da zona fundida em juntas de aço sem alterar o Hnet e Velocidade de soldagem. (Modificado Wainer 1992)	36
Figura 4.2 – Curvas CCT para o aço ABNT 1020. [Modificado ASM, 1991]	37
Figura 4.3 Ilustração da CRC	37
Figura 4.4 - Região de reforço da solda	38
Figura 4.5 - Região do centro da zona fundida	39
Figura 4.6 - Região acima da ZTA da zona fundida	40

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 4.1 - Temperatura de pré-aquecimento versus Taxa de resfriamento	31
Gráfico 4.2 - Temperatura de pré-aquecimento versus Tempo de solidificação	33
Gráfico 4.3 - Temperatura de pré-aquecimento versus Tempo de resfriamento	35

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 resume as características destes constituintes segundo o sistema de classificação do IIW. (Modenesi, 2004)	15
Tabela 3.1 Composição química apresentada no aço carbono ABNT 1020 (ASM, 1993)	23
Tabela 3.2 Composição química apresentada no AWS ER 70S-6 (ASM, 1993)	23
Tabela 4.1 Propriedades físicas apresentadas pelo metal de base (ASM, 1993) e parâmetros de soldagem utilizados no experimento.	28

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ZF	Zona Fundida
°C	Grau Centígrado
IIW	Instituto Internacional de Soldagem
PF(G).	Ferrita de contorno de grão
PF(I).	Ferrita poligonal intragranular
FS(A).	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA).	Ferrita com segunda fase não alinhada
FA	Ferrita acicular
FC	Agregado ferrita-carboneto
M	Martensita
AM	austenita-martensita
MPa	Mega Pascal
MEV	microscópio eletrônico de varredura
C	Carbono
Mn	Manganês
Si	Silício
P	Fósforo
S	Enxofre
Fe	Ferro
J	Jaule
Cu	Cobre
V	Volts
A	Amper
cm/min	Centímetro por minuto
mm/s	Milímetro por segundo
m/min	Metro por minuto
l/min	largura do cordão de solda
mm	Milímetro
G	Posição de soldagem

CP1	Corpo de prova 1
CP2	Corpo de prova 2
CP3	Corpo de prova 3
CP4	Corpo de prova 4
μm	Micro metro
T_c	temperatura de interesse (critica) ($^{\circ}\text{C}$)
ρ	densidade (g/mm^3)
λ	condutividade térmica ($\text{J}/\text{mm}\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C}$)
C_p	calor específico do metal sólido ($\text{J}/\text{g}\cdot^{\circ}\text{C}$)
$H_{\text{net}} (\eta \cdot I \cdot U / v_s)$	calor aportado; ($\text{J}/\text{s}\cdot\text{mm}$)
T_0	temperatura inicial do metal de base ($^{\circ}\text{C}$)
t	espessura da chapa
H_{net}	calor aportado ($\text{J}/\text{s}\cdot\text{mm}$)
T_m	temperatura de fusão ($^{\circ}\text{C}$)
L	calor de fusão (J/mm^3)
d_c	espessura crítica da chapa
d	espessura da chapa (mm)
$\Delta t_{8/5}$	tempo de resfriamento no intervalo de 800 a 500°C (s)
CP's	Corpos de prova
TTT	Transformação Temperatura Tempo
CRC	Curva de Resfriamento Contínuo

LISTA DE FÓRMULAS

Equação 4.1	<i>Taxa de resfriamento</i> (chapa fina)	$R = 2\pi\lambda\rho C_p \left(\frac{t}{H_{net}}\right)^2 (T_c - T_0)^3$	29
Equação 4.2	<i>Taxa de resfriamento</i> (chapa grossa)	$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{H_{net}}$	29
Equação 4.3	Espessura relativa da chapa	$\tau = t \sqrt{\frac{\rho C_p (T_c - T_0)}{H_{net}}}$	29
Equação 4.4	Tempo de solidificação	$S_t = \frac{LH_{net}}{2\pi\lambda\rho C_p (T_m - T_0)^2}$	32
Equação 4.5	Tempo de resfriamento (chapa grossa)	$\Delta t_{8/5} = \frac{H}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right)$	34
Equação 4.6	Tempo de resfriamento (chapa fina)	$\Delta t_{8/5} = \frac{H^2}{4\pi\lambda\rho C_p d^2} \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right)$	34
Equação 4.7	Espessura crítica da chapa	$d_c = \left[\frac{H}{2\rho C_p} \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right) \right]^{1/2}$	34

RESUMO

O trabalho tem como propósito contribuir para o estudo do efeito do pré-aquecimento na morfologia das fases precipitadas na zona fundida durante a soldagem do aço baixo-carbono. Foram realizados experimentos, cálculos e análise de gráficos a fim de mostrar tal impacto. O processo de deposição foi executado a partir da utilização da fonte de soldagem Inversal 450 no processo Mag automatizado, mantendo todos os parâmetros de soldagem, exceto a temperatura de pré-aquecimento, e utilizando uma bancada experimental de soldagem que permitisse a deposição do cordão de solda na condição automatizada. As chapas foram aquecidas com maçarico, cada uma até a sua temperatura de pré-aquecimento pré-estabelecida, temperatura essa controlada através do pirômetro. Foi utilizado microscópio ótico para observação da microestrutura.

1. INTRODUÇÃO

O pré-aquecimento é utilizado para alterar a velocidade do resfriamento da junta soldada no intuito de modificar a morfologia das fases precipitadas na zona fundida durante a soldagem do aço baixo-carbono. Pode ser utilizado também para evitar a fragilidade da região soldada através da formação de martensita.

Este trabalho apresenta um estudo com foco na mudança de morfologia das fases precipitadas. Para que essa mudança ocorra, ela depende de fatores como: teor de elementos de liga; concentração, composição química e distribuição de tamanho de inclusões não-metálicas; microestrutura de solidificação; tamanho de grão da austenita anterior; e ciclo térmico de soldagem. Essa transformação do metal de solda durante o resfriamento ocorre em condições fora do equilíbrio e com taxa de resfriamento alta. O objetivo é verificar a possibilidade de alteração da morfologia em função do pré-aquecimento que ocasionará mudança na velocidade do resfriamento. Essa possibilidade foi estudada através da realização de experimentos embasados por teorias e cálculos matemáticos propostos posteriormente.

Chapas de aço carbono ABNT 1020 foram trabalhadas utilizando os mesmos parâmetros de soldagem, variando apenas o pré-aquecimento. Numa primeira fase foram extraídos corpos de prova para análise metalográfica e numa segunda fase foram realizados cálculos matemáticos e estudos de gráficos TTT existentes em publicações e normas para verificação de alterações na morfologia da zona fundida.

2. MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA (ZF)

2.1 Introdução

Neste capítulo é feito um levantamento da classificação dos constituintes mais comuns da zona fundida baseado no sistema de classificação para os constituintes do metal de solda do Instituto Internacional de Soldagem (IIW).

2.2 Microestrutura da zona fundida (ZF)

Para os aços baixo carbono e baixa liga, a poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita delta, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita. Durante o resfriamento, a ferrita remanescente transforma-se em austenita.

Assim, a microestrutura da zona fundida do metal de solda baixo carbono e baixa liga é resultado do crescimento epitaxial colunar do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, micro-segregações e estado de deformações), das condições de aquecimento e resfriamento, bem como do efeito dos elementos de liga.

Em uma junta soldada em um só passe, a microestrutura da ZF será formada pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita assume diferentes morfologias, algumas de grande semelhança. Em junta soldada solda multipasse, a microestrutura será ainda mais complexa, sendo formada por regiões reaquecidas e alteradas pelos ciclos térmicos dos passes seguintes e por regiões que permaneceram basicamente inalteradas. As características desta microestrutura, tanto em escala microscópica como em escala sub-microscópica, são fundamentais na determinação das propriedades finais da ZF (Modenesi, 2004).

As fases resultantes da decomposição da austenita são basicamente: ferrita, cementita e martensita. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas (austenita retida) e diferentes precipitados (outros carbonetos, nitretos, etc.) e inclusões podem existir.

Na década de 80, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, baseado na sua observação com o microscópio ótico.

Os constituintes mais comuns da zona fundida são classificados como:

- a) Ferrita de contorno de grão – PF(G).
- b) Ferrita poligonal intragranular – PF(I).
- c) Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A).
- d) Ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA).
- e) Ferrita acicular – FA.
- f) Agregado ferrita-carboneto – FC
- g) Martensita – M.

A tabela 2.1 resume as características destes constituintes segundo o sistema de classificação do IIW. (Modenesi, 2004)

Constituinte	Código	Descrição
- Ferrita Primária	PF(G)	Veios de grãos poligonais associados com os contornos austeníticos prévios.
- Ferrita Poligonal Intragranular	PF(I)	Grãos de ferrita usualmente poligonais, localizados dentro dos grãos austeníticos prévios e mais 3 vezes maiores do que os grãos ou lâminas adjacentes de ferrita.
- Ferrita Acicular	AF	Grãos de ferrita pequenos e não alinhados localizados no interior dos grãos austeníticos prévios. Uma região de AF comumente inclui placas isoladas de grande razão de forma (relação entre o maior e o menor eixo).
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada	FS(A)	Duas ou mais placas paralelas de ferrita. No caso de apenas duas placas, a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Se o operador tiver segurança, este constituinte pode ser sub-classificado como placa lateral de ferrita, bainita superior ou inferior, FS(SP), FS(UB) ou FS(LB).
- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada	FS(NA)	Ferrita envolvendo completamente ou (i) "microfases" aproximadamente equiaxiais ou distribuídas aleatoriamente ou (ii) lâminas isoladas de AF.
- Agregado Ferrita Carboneto	FC	Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos "interfásicos" e perlita. Se o agregado é claramente identificado como perlita, ele deve ser designado como FC(P). Se o agregado for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico prévio, ele deve ser desprezado.
- Martensita	M	Colônias de martensita maiores que as lâminas adjacentes de ferrita. Se o operador estiver seguro, o constituinte pode ser classificado como martensita laminar ou maclada, M(L) ou M(T).

Tabela 2.1 - Constituintes da zona fundida de aços ferríticos observados ao microscópio ótico, segundo o sistema do IIW.

a) Ferrita de contorno de grão – PF(G):

É o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita e consiste de cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grão austeníticos, em elevadas temperaturas de transformação (800 - 850°C). Apresentam uma forma lenticular ou equiaxial (figura 1.1), sendo facilmente observados com o uso de microscopia ótica.

Esta morfologia da ferrita apresenta um tamanho de grão relativamente grande e tende, nas regiões inalteradas da zona fundida, a formar veios ao longo dos contornos dos grãos colunares austeníticos. Entre os seus grãos podem ser observados constituintes ricos em carbono e em impurezas, segregados durante a transformação de fase, como a perlita. Devido a estas características, uma grande quantidade de ferrita de contorno de grão é indesejável em juntas soldadas que devem apresentar uma elevada resistência à fratura por clivagem (fratura frágil) (Modenesi, 2004)..

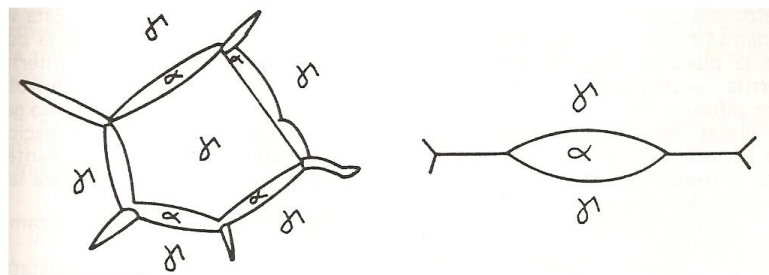


Figura 2.1 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita de contorno de grão. (Palma, 1983)

b) Ferrita poligonal intragranular – PF(I):

Caso a austenita tiver um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem ser formados no interior da austenita (figura 1.2). Quando se forma a temperaturas elevadas, a ferrita apresenta grãos equiaxiais que são facilmente identificados com o microscópio ótico.

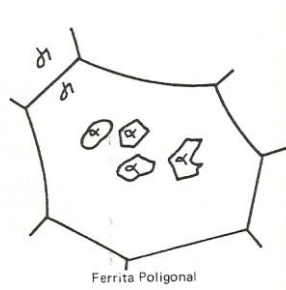


Figura 2.2 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal intragranular. (Adaptado de Palma, 1983)

Normalmente se observam os seguintes comportamentos da ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal intragranular:

- Na maioria dos casos, a transformação da austenita para ferrita de contorno de grão antecede a formação de ferrita poligonal intragranular.
- Essas duas morfologias de ferrita são características de zona fundida com baixa velocidade de resfriamento e/ou baixo teor de elementos de liga.
- Microconstituintes como perlita e outros são observados nos contornos da ferrita de contorno de grão e da ferrita poligonal intragranular.

c) Ferrita com segunda fase alinhada – FS(A):

A FS(A) engloba constituintes que tendem a apresentar uma aparência muito similar quando são observados por microscopia ótica. Destacam-se:

(a) Ferrita pró-eutetóide que se forma a temperaturas mais baixas que os constituintes discutidos anteriormente e se constitui de placas que nucleiam nos contornos de grão da austenita e crescem ao longo de planos bem definidos dentro destes grãos.

Estes constituintes pode ser denominado, como “placas laterais de ferrita”, “constituente lamelar” e “ferrita de Widmanstätten”. Cresce para o interior dos grãos austeníticos, mantendo com estes uma relação cristalográfica definida, segundo um mecanismo que pode envolver tanto difusão como o movimento cooperativo de átomos. As regiões da austenita entre as placas de ferrita se enriquecem de carbono durante seu crescimento e dão origem a regiões de perlita ou de outros constituintes ricos em carbono. Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores de carbono intermediários (entre 0,2 e 0,4%). Forma grãos relativamente grosseiros que apresentam pequena diferença de orientação cristalina

entre si. Estas características e a presença de filmes de constituintes ricos em carbono e frágeis em seus contornos fazem com que esta forma de ferrita seja considerada de características pouco desejadas na ZF de soldas que devam apresentar uma elevada tenacidade. A figura 2.3 mostra um desenho esquemático da morfologia das placas laterais de ferrita.

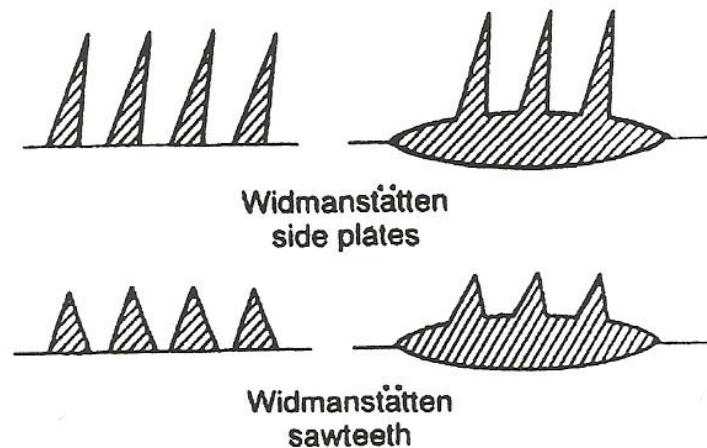


Figura 2.3 - Desenho esquemático mostrando a morfologia das placas laterais de ferrita. (Adaptado de Messler, 2004)

(b) Bainita (em geral, bainita superior) se forma a temperaturas mais baixas que a ferrita acicular, ocorrendo principalmente em soldas com elevada velocidade de resfriamento, teor de oxigênio muito baixo ou teor de elementos de liga muito elevado. Ao microscópio ótico, apresenta-se como uma série de lâminas de ferrita, formadas a partir dos contornos de grão austeníticos, ou da ferrita de contorno de grão, exibindo evidências de constituintes ricos em carbono entre as lâminas e sendo muito parecida com a ferrita de Widmanstätten. A bainita superior é em geral indesejável por apresentar baixa tenacidade. A figura 2.4 ilustra a formação da bainita superior.

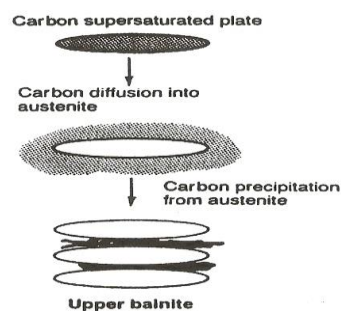


Figura 2.4 – Esquema da formação da bainita superior. (Adaptado de Messler, 2004)

Ambos os constituintes podem iniciar o seu crescimento diretamente do contorno de grão da austenita ou a partir de grãos de ferrita de contorno de grão formados anteriormente.

d) Ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA):

Segundo o IIW, a FS(NA) é formada por ferrita envolvendo completamente: “microfases” (carbonetos ou o constituinte AM – austenita-martensita) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou grãos de ferrita acicular.

Este constituinte parece ser uma forma atípica de bainita, embora possa resultar simplesmente de um corte particular de pacotes de bainita (a microestrutura se desenvolve em três dimensões e o que se observa no microscópio é apenas um corte desta em duas dimensões).

e) Ferrita acicular (FA):

A ferrita acicular corresponde ao tipo mais frequente de ferrita nucleada no interior dos grãos austeníticos é um microconstituente que se forma durante o resfriamento do metal de solda, na faixa de 650 a 500°C. A ferrita acicular forma-se intragranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em sítios como inclusões (ou próxima a estas), precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos. Na ZF, a sua formação é favorecida pela presença de precipitados e, particularmente, de numerosas inclusões resultantes da presença de oxigênio, em geral, em teores superiores aos do metal base.

Mecanismo de nucleação – Os mecanismos para a nucleação intragranular da ferrita acicular AF foram revistas por Harrison e Farrar, e Abson e podem ser assim resumidas:

- Nucleação em inclusões que atuam como substrato inerte, seguida de nucleação simpatética.
- Nucleação em inclusões que possuem relações de orientação com a ferrita, seguida de crescimento epitaxial.
- Nucleação na vizinhança de inclusões resultantes de heterogeneidades químicas localizadas na matriz do aço.

- Nucleação na vizinhança de inclusão devido à deformação da matriz, ou de arranjos de discordâncias causadas pela diferença de expansão térmica entre a matriz e o tipo de inclusão.

Esses mecanismos necessitam de estudos complementares, uma vez que a nucleação da ferrita acicular também está ligada à faixa de composição química de alguns elementos da liga. Isso sugere que a temperabilidade da matriz também tenha grande efeito nessa transformação (Wainer, 2004).

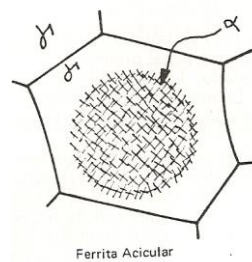


Figura 2.5 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita acicular. (Adaptado de Palma, 1983)

f) Agregados ferrita-carboneto – FC:

Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte AM, que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas. Para o metal de solda baixo carbono e baixa liga, esses constituintes aparecem em pequena quantidade, e quando observados por microscopia ótica e ataque com nital 2%, formam áreas escurecidas na microestrutura, sendo de difícil identificação. O Glover (Glover apud, Modenesi, 2004) salienta a necessidade de caracterizar a natureza e distribuição dos constituintes ricos em carbono, a fim de se determinar quando o carbono está presente como partículas de cementita (formando a perlita) ou retido em solução sólida como austenita-martensita (o constituinte AM), entretanto, isto só é possível com o uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

g) Martensita:

Em aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente em aços com teor de carbono mais alto.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introdução

Este capítulo descreve as peculiaridades envolvidas no planejamento e execução dos experimentos. Todos os dados foram, nesta etapa, definidos e levantados, experimentalmente, de forma a ter rastreabilidade sob as mesmas condições experimentais. Em termos de procedimento de soldagem, ressalta-se sua seleção, preparação e execução. Tratando de metalurgia, ressalta-se o modo de extração dos corpos de prova, e a preparação e execução do ensaio metalográfico.

3.2 Processo de Soldagem

3.2.1 Consumíveis

a) Metal de base

Utilizou-se para este procedimento uma liga de aço com baixo teor de carbono (ABNT 1020). Foram preparadas 4 chapas medindo 10 mm de espessura, 200 mm de comprimento e 75 mm de largura, como apresentado na figura 3.1. A tabela 3.1 apresenta a composição química da liga.

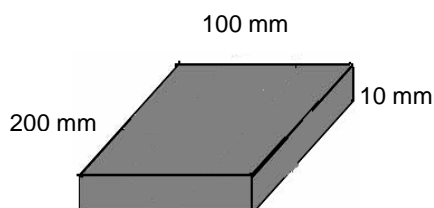


Figura 3.1 - Croqui dos corpos de prova

Tabela 3.1 Composição química apresentada no aço carbono ABNT 10202 (ASM, 1993).

Identificação		Composição química (% em peso)					
Material	Especificação	C	Mn	Si	P	S	Fe
Aço carbono	ABNT 1020	0,17-0,23	0,40 – 0,60	0,30 – 0,60	0,035 máx	0,035 máx	balanço

b) Metal de adição

O metal de adição para confecção dos cordões de solda foi selecionado tendo como referência a composição química do metal de base, conforme tabela 3.2.

Tabela 3.2 Composição química apresentada no AWS ER 70S-6 (ASM, 1993)

Identificação			Composição química (% em peso)						
Material	Especificação (AWS)	Diâmetro (mm)	C	Mn	P	S	Si	Cu	Fe
Aço carbono	AWS ER 70S-6	1,2	0,07 – 0,15	1,40 – 1,85	0,02	0,03	0,80 – 1,15	<0,50	balanço

3.2.2 Parâmetros de soldagem

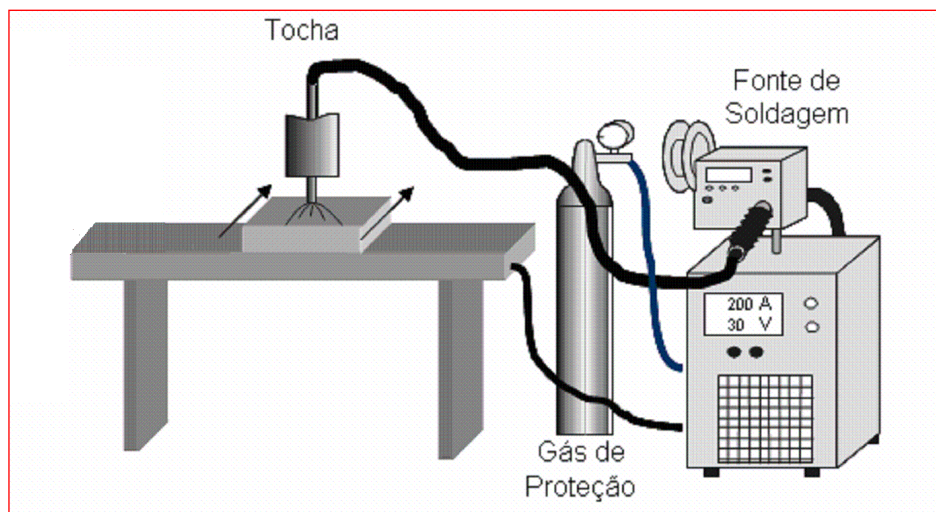
Os corpos de prova tiveram os mesmos parâmetros de soldagem, variando apenas a temperatura do pré-aquecimento para análise do efeito desta variável na morfologia das fases precipitadas na zona fundida, conforme descrito abaixo:

- Tensão: 30 V
- Corrente: 210 A
- Velocidade de Soldagem: 30 cm/min (5 mm/s)
- Velocidade do arame: 8,2 m/min
- Gás de proteção: CO₂
- Vazão de gás: 15 l/min
- Distância do Bocal: 10 mm
- Diâmetro do eletrodo: 1,2 mm
- Posição de soldagem plana: (1G)
- Pré-aquecimento: **CP1** - 25 °C, **CP2** - 95 °C, **CP3** - 165 °C, **CP4** - 235 °C

As temperaturas de pré-aquecimentos foram estipuladas para atingir faixas normalmente usadas na indústria.

3.2.3 Bancada Experimental

Para a realização do experimento, foi implementado uma bancada experimental de soldagem que permitisse a deposição do cordão de solda na condição automatizada. A figura 3.2 mostra uma representação esquemática da bancada de soldagem. A figura 3.3 é apresentado o sistema de deslocamento da tocha.



A figura 3.2 Representação esquemática da bancada de soldagem.



Figura 3.3 – Sistema de deslocamento da tocha.

O processo de deposição foi executado a partir da utilização da fonte de soldagem Inversal 450, no processo MAG automatizado. Na figura 3.4 é apresentado a fonte de soldagem (Inversal 450).



Figura 3.4 – Fonte de soldagem INVERSAL 450.

3.2.4 Deposição dos cordões

Antes da realização do experimento, as chapas passaram por um processo de remoção de oxidação com escovamento manual com a utilização escova de aço na região onde os cordões de solda foram depositados.

As chapas foram aquecidas com maçarico, cada uma até a sua temperatura de pré-aquecimento, temperatura essa controlada através do pirômetro mostrado na figura 3.5.



Figura 3.5 – Pirômetro usado para o controle de temperatura de pré-aquecimento.

Os cordões foram depositados na posição plana (1G) sobre as 4 chapas com 100 mm de comprimento à partir de 50 mm das extremidades. A figura 3.6 ilustra o cordão estabelecido no centro do corpo de prova a fim de tentar proporcionar homogeneidade na dissipação de calor.

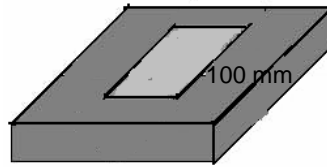


Figura 3.6 – Região de depósito do cordão de solda.

A imagem dos corpos de provas após soldagem é apresentada na figura 3.7.

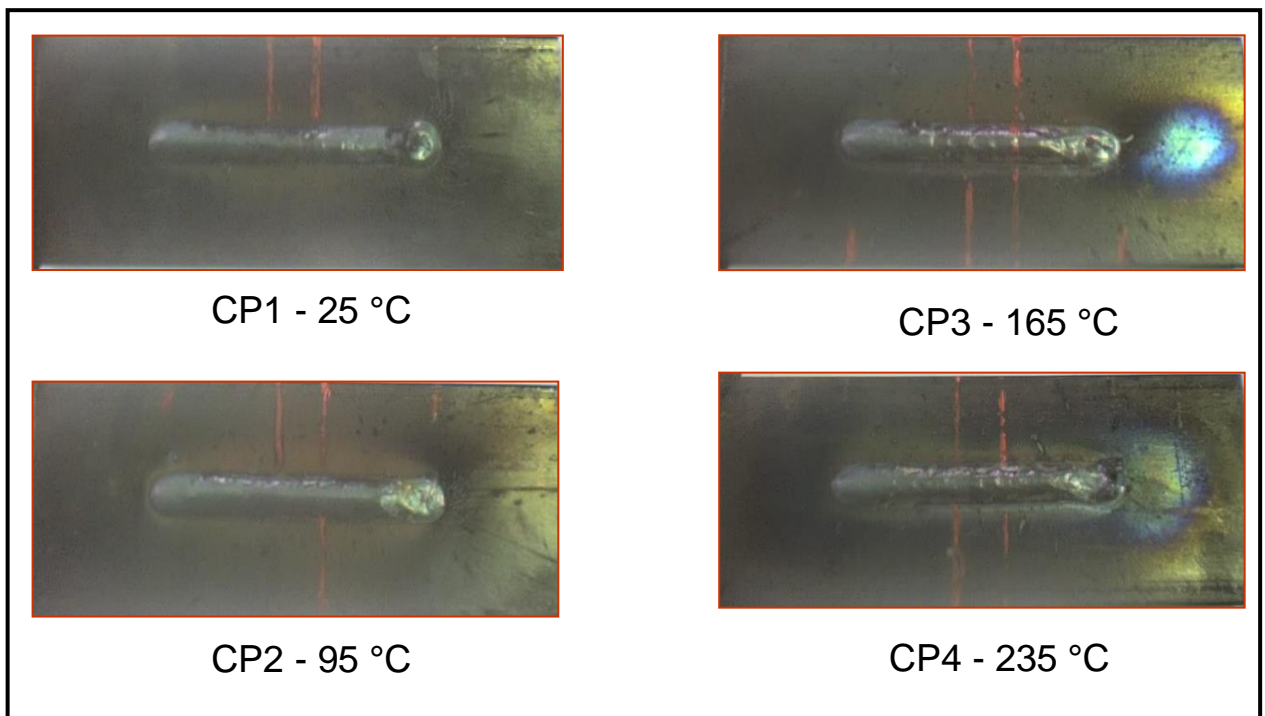


Figura 3.7 – Corpos de provas soldados

3.3 Metalurgia

3.3.1 Extração dos corpos de prova

Para observar a microestrutura das amostras, foram retiradas amostras da região central dos corpos de prova (Fig. 3.8, linha vermelha), à 50 mm do início do cordão, com o objetivo de garantir que elas pertencessem a uma região do cordão já em regime.

Os corpos de provas foram extraídos com a utilização de serra fita e do “*cut-off*” seguindo as etapas mostradas no croqui da figura 3.8.

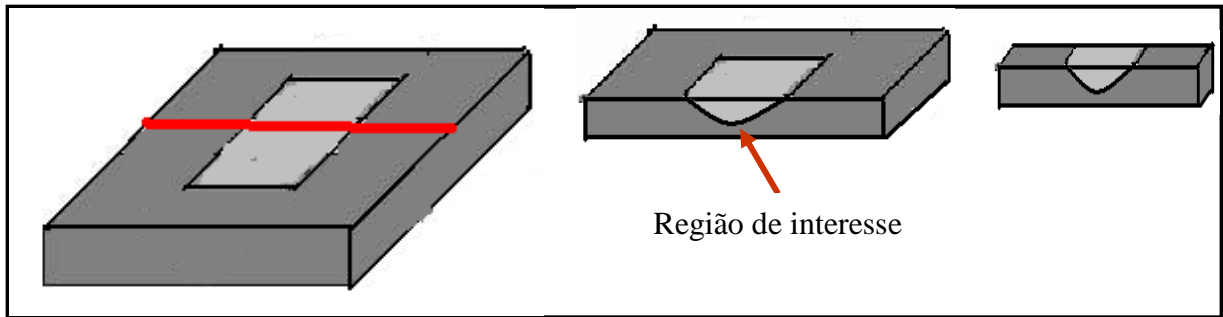


Figura 3.8 – Região de extração do corpo de prova

3.3.2 Preparação e ataque metalográfico

As superfícies para análise metalográfica da zona fundida foram lixadas até a lixa de 1200 mesh e em seguida polidas com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm e atacadas com solução nital 2%.

A figura 3.9 mostra as etapas da preparação metalográfica e a figura 3.10 mostra como as amostras ficaram depois de cortadas, lixadas, polidas e atacadas.



Figura 3.9 – Etapas para preparação metalográfica.

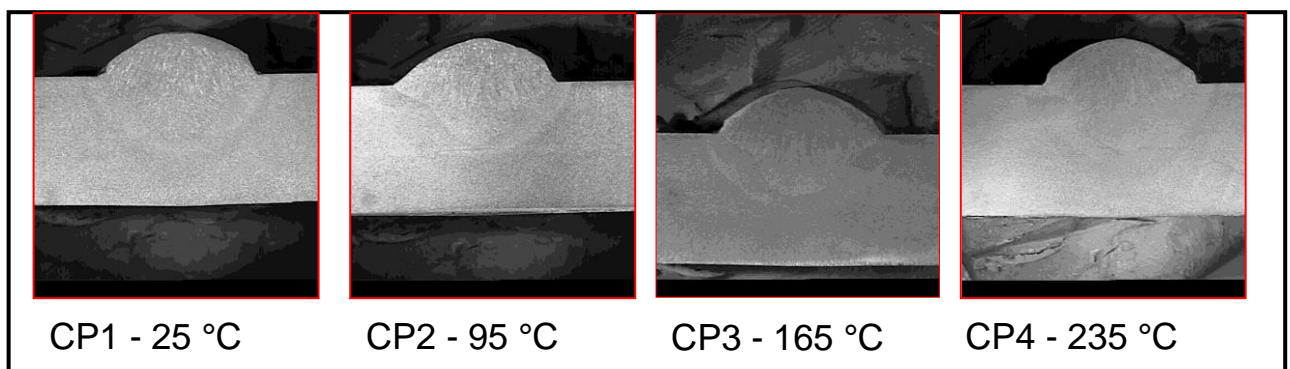


Figura 3.10 – Amostras prontas.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Introdução

Este capítulo tem como objetivo, analisar os resultados obtidos em função da influência das mudanças de temperaturas de pré-aquecimento na mudança da morfologia das fases precipitadas na zona fundida durante a soldagem do aço baixo-carbono.

Os dados utilizados para os cálculos da taxa de resfriamento, tempo de solidificação e tempo de resfriamento no decorrer deste capítulo estão na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Propriedades físicas apresentadas pelo metal de base (ASM, 1993) e parâmetros de soldagem utilizados no experimento.

Propriedade	Valor
T_m (temperatura de fusão)	1510 °C
λ (condutividade térmica)	0,028 J/mm.s.°C
ρ.C_p (calor volumétrico específico)	0,0044 J/mm ³ .°C
L (calor de fusão)	2 J/mm.s.°C
η (eficiência do processo)	0,9
v_s (velocidade de soldagem)	5 mm/s
U (tensão de soldagem)	30 V
t (espessura da chapa)	10 mm
d (espessura da chapa)	10 mm

4.2 Taxa de Resfriamento

Do ponto de vista metalúrgico, é muito importante conhecer os picos de temperatura e as taxas de resfriamento a que são submetidos os materiais em processamento, uma vez que dessas variáveis dependerão as propriedades finais da região soldada. O computo desses valores poderá ser efetuado a partir da curva dos ciclos térmicos, uma vez que nela pode-se determinar a máxima temperatura

alcançada e as taxas de resfriamento em cada instante, no ramo descendente da curva representativa do ciclo térmico. (Wainer, 2004)

A taxa de resfriamento depende primordialmente do aporte de energia e portanto indiretamente, da velocidade do eletrodo e da temperatura de pré-aquecimento da junta.

Para determinar a taxa de resfriamento da região do depósito é necessário saber se a distribuição do calor é bidimensional (chapa fina, equação 4.1) ou tridimensional (chapa espessa, equação 4.2), o que será determinada pela equação 4.3 , mostrada dentre as formulas apresentadas a seguir (ASM, 1993):

$$R = 2\pi\lambda\rho C_p \left(\frac{t}{H_{net}} \right)^2 (T_c - T_0)^3 \quad \text{Equação 4.1}$$

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{H_{net}} \quad \text{Equação 4.2}$$

$$\tau = t \sqrt{\frac{\rho C_p (T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad \text{Equação 4.3}$$

Espessura relativa da placa (τ)

Fina – $\tau < 0,75$ (bidimensional)

Espessa – $\tau > 0,75$ (tridimensional)

Onde:

R – taxa de resfriamento

T_c – temperatura de interesse (critica) ($^{\circ}\text{C}$);

ρ – densidade (g/mm^3);

λ - condutividade térmica ($\text{J}/\text{mm.s.}^{\circ}\text{C}$);

C_p – calor específico do metal sólido ($\text{J}/\text{g.}^{\circ}\text{C}$);

H_{net} ($\eta.I.U/v_s$) – calor aportado ($\text{J}/\text{s.mm}$);

T_0 – temperatura inicial do metal de base ($^{\circ}\text{C}$);

t – espessura da chapa

η - rendimento do processo

U – tensão de soldagem

v_s – velocidade de soldagem

4.2.1 Calculando a taxa de resfriamento

A importância do cálculo da taxa de resfriamento está na sua utilização para ajudar a identificar a curva de resfriamento e, conseqüentemente, a morfologia de fases precipitadas.

Para o aço carbono, o cálculo de R deve levar em consideração $T_c = 550 \text{ }^\circ\text{C}$, pois é uma temperatura média onde passa o cotovelo da perlita (passagem direta por Ms).

$$H_{net} = \frac{0,9 * 30 * 210}{5} = 1134 \text{ J/mm}$$

- **CP1 - ($T_o = 25 \text{ }^\circ\text{C}$)**

$$\tau = 10 * \sqrt{\frac{0,0044 * (550 - 25)}{1134}} = 0,45 < 0,75, \text{ sendo chapa fina, usa-se a equação 4.1.}$$

$$R = 2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * \left(\frac{10}{1134}\right)^2 * (550 - 25)^3 = 8,71 \text{ }^\circ\text{C/s}$$

$$R = 8,71 \text{ }^\circ\text{C/s}$$

- **CP2 - ($T_o = 95 \text{ }^\circ\text{C}$)**

$$\tau = 10 * \sqrt{\frac{0,0044 * (550 - 95)}{1134}} = 0,42 < 0,75, \text{ sendo chapa fina, usa-se a equação 4.1.}$$

$$R = 2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * \left(\frac{10}{1134}\right)^2 * (550 - 95)^3 = 5,67 \text{ }^\circ\text{C/s}$$

$$R = 5,67 \text{ }^\circ\text{C/s}$$

- **CP3 - ($T_o = 165 \text{ }^\circ\text{C}$)**

$$\tau = 10 * \sqrt{\frac{0,0044 * (550 - 135)}{1134}} = 0,40 < 0,75, \text{ sendo chapa fina, usa-se a equação 4.1.}$$

$$R = 2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * \left(\frac{10}{1134}\right)^2 * (550 - 165)^3 = 3,44 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{s}$$

$$R = 3,44 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{s}$$

- **CP4 - ($T_o = 25 \text{ } ^\circ\text{C}$)**

$$\tau = 10 * \sqrt{\frac{0,0044 * (550 - 235)}{1134}} = 0,35 < 0,75, \text{ sendo chapa fina, usa-se a equação 4.1.}$$

$$R = 2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * \left(\frac{10}{1134}\right)^2 * (550 - 235)^3 = 1,88 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{s}$$

$$R = 1,88 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{s}$$

O gráfico 4.1 mostra a tendência de comportamento da taxa de resfriamento, que diminui em função do aumento da temperatura de pré-aquecimento.

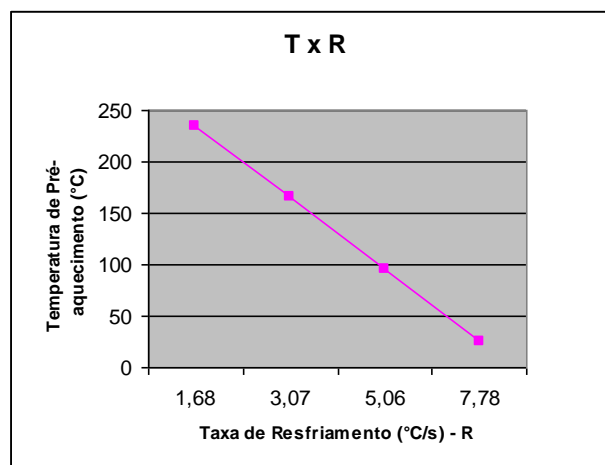


Gráfico 4.1 - Temperatura de pré-aquecimento versus Taxa de resfriamento.

4.3 Tempo de Solidificação

O tempo de solidificação é importante na determinação da estrutura metalúrgica presente na zona fundida após solidificação, que pode ser estimado com a equação 4.4 (ASM, 1993).

$$S_t = \frac{LH_{net}}{2\pi\lambda\rho C_p(T_m - T_0)^2} \quad \text{Equação 4.4}$$

Onde:

- S_t – tempo de solidificação
- T_m – temperatura de fusão (°C);
- ρ – densidade (g/mm³);
- λ – condutividade térmica (J/mm.s.°C);
- C_p – calor específico do metal sólido (J/g.°C);
- H_{net} ($\eta \cdot I \cdot U / v_s$) – calor aportado (J/s.mm);
- T_0 – temperatura inicial do metal de base (°C);
- L – calor de fusão (J/mm³).

4.3.1 Calculando o Tempo de Solidificação

Utilizando a equação 4.4 para calcular o tempo de solidificação.

- **CP1 - ($T_0 = 25$ °C)**

$$S_t = \frac{2 * 1134}{2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * (1510 - 25)^2} = 1,33 \text{ s}$$

- **CP2 - ($T_0 = 95$ °C)**

$$S_t = \frac{2 * 1134}{2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * (1510 - 95)^2} = 1,46 \text{ s}$$

- **CP3 - ($T_0 = 165$ °C)**

$$S_t = \frac{2 * 1134}{2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * (1510 - 165)^2} = 1,62 \text{ s}$$

- **CP4 - ($T_0 = 235$ °C)**

$$S_t = \frac{2 * 1134}{2 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * (1510 - 235)^2} = 1,8 \text{ s}$$

O gráfico 4.2 mostra a tendência de comportamento do tempo de solidificação em função do aumento da temperatura de pré-aquecimento.

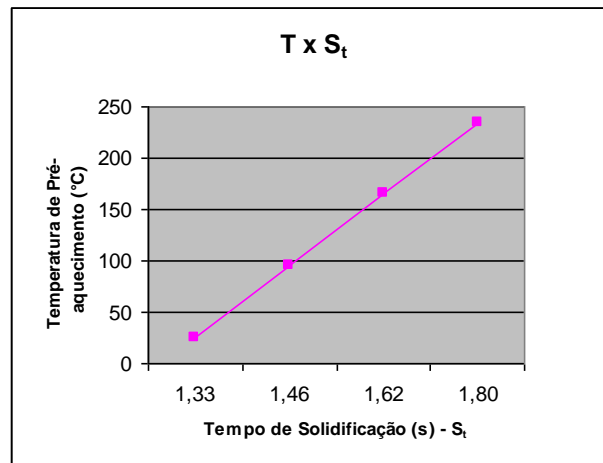


Gráfico 4.2 - Temperatura de pré-aquecimento versus Tempo de solidificação.

4.4 Tempo de Resfriamento, $\Delta T_{8/5}$

O tempo de resfriamento é outro fator que pode definir a possibilidade de formação de estruturas frágeis na região soldada, tal como a microestrutura martensítica. Este tempo é medido na faixa de temperatura entre 800 e 500 °C durante o resfriamento da região soldada, tendo em consideração o aporte de calor, o tipo da junta, a espessura da chapa e as propriedades físicas do material.

As equações mais amplamente usadas são as de Rosenthal onde se considera que a fonte de calor transfere toda a sua energia sobre a superfície da chapa, despreza qualquer perda de calor desde a superfície e os coeficientes físicos são constantes. Definem-se duas equações, uma para chapa grossa, equação 4.5, e outra para chapa fina, equação 4.6, onde a seleção de uma delas vai depender da espessura crítica da chapa, equação 4.7.

Quando a espessura crítica da chapa (d_c) é menor que a espessura da chapa (d), se aplica a equação para chapa grossa, e, caso a espessura crítica da chapa (d_c) seja maior que a chapa (d), se aplica a equação para chapa fina.

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \quad \text{Equação 4.5}$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H^2}{4\pi\lambda\rho c d^2} \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right) \quad \text{Equação 4.6}$$

$$d_c = \left[\frac{H}{2\rho c} \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right) \right]^{1/2} \quad \text{Equação 4.7}$$

Onde:

$\Delta t_{8/5}$ é o tempo de resfriamento no intervalo de 800 a 500°C (s)

ρ – densidade (g/mm³);

λ - condutividade térmica (J/mm.s.°C);

C_p – calor específico do metal sólido (J/g.°C);

H_{net} ($\eta \cdot I \cdot U / v_s$) – calor aportado (J/s.mm);

T_0 – temperatura inicial do metal de base (°C);

d – espessura da chapa (mm)

4.4.1 Calculando o Tempo de Resfriamento

A importância do cálculo do tempo de resfriamento é para que se possa ter noção de quanto tempo vai levar pra passar no $\Delta t_{8/5}$, onde ocorre alteração da morfologia.

- **CP1 – ($T_0 = 25$ °C)**

$$dc = \left[\frac{1134}{2 * 0,0044} \left(\frac{1}{500 - 25} + \frac{1}{800 - 25} \right) \right]^{1/2} = 20,91 > d, \text{ chapa fina, usa-se a equação 4.6.}$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{1134^2}{4 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * 10^2} \left(\frac{1}{(500 - 25)^2} - \frac{1}{(800 - 25)^2} \right) = 22,99 \text{ s}$$

- **CP2 – ($T_0 = 95$ °C)**

$$dc = \left[\frac{1134}{2 * 0,0044} \left(\frac{1}{500 - 95} + \frac{1}{800 - 95} \right) \right]^{1/2} = 22,38 > d, \text{ chapa fina, usa-se a equação 4.6.}$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{1134^2}{4 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * 10^2} \left(\frac{1}{(500 - 95)^2} - \frac{1}{(800 - 95)^2} \right) = 33,94 \text{ s}$$

• **CP3 – (T_o = 165 °C)**

$$dc = \left[\frac{1134}{2 * 0,0044} \left(\frac{1}{500 - 165} + \frac{1}{800 - 165} \right) \right]^{1/2} = 587,6 > d, \text{ chapa fina, usa-se a equação 4.6.}$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{1134^2}{4 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * 10^2} \left(\frac{1}{(500 - 165)^2} - \frac{1}{(800 - 165)^2} \right) = 53,44 \text{ s}$$

• **CP4 – (T_o = 235 °C)**

$$dc = \left[\frac{1134}{2 * 0,0044} \left(\frac{1}{500 - 235} + \frac{1}{800 - 235} \right) \right]^{1/2} = 714,4 > d, \text{ chapa fina, usa-se a equação 4.6.}$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{1134^2}{4 * 3,14 * 0,028 * 0,0044 * 10^2} \left(\frac{1}{(500 - 235)^2} - \frac{1}{(800 - 235)^2} \right) = 92,30 \text{ s}$$

O gráfico 4.3 mostra a tendência de comportamento do tempo de resfriamento, que aumenta em função do aumento da temperatura de pré-aquecimento.

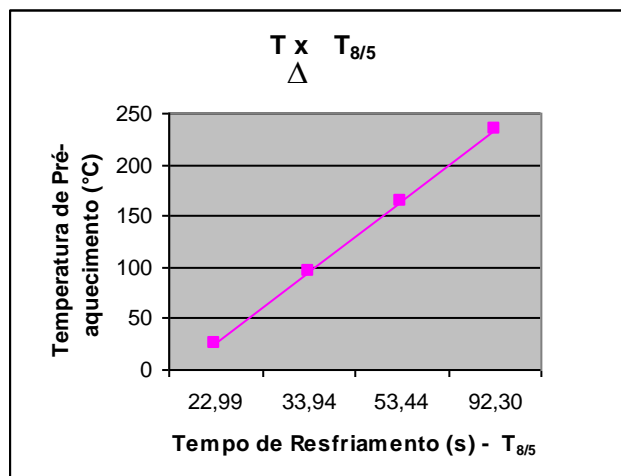


Gráfico 4.3 - Temperatura de pré-aquecimento versus ΔTempo de resfriamento.

4.5 Discussões

A figura 4.1, mostra que com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, temos uma menor taxa (ângulo da curva) e um maior tempo de resfriamento, que foram alterados à medida que se aumentou a temperatura de pré-aquecimento, confirmando os dados obtidos nos cálculos matemáticos.

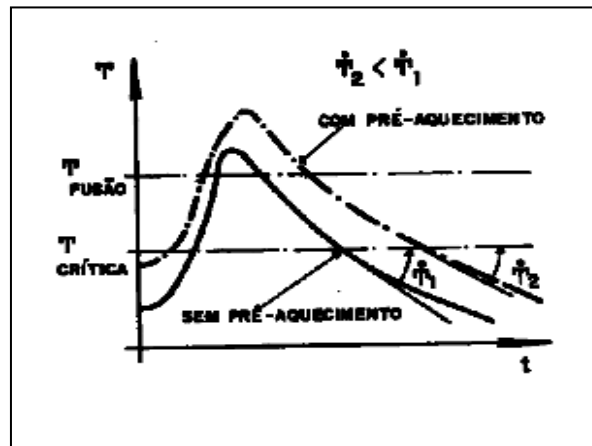


Figura 4.1 – Efeito do Pré-aquecimento no ciclo da zona fundida em juntas de aço sem alterar o Hnet e Velocidade de soldagem. (Modificado Wainer 1992)

O gráfico TTT (Transformação, Tempo e Temperatura), na figura 4.2, descreve as curvas dos CP's de acordo com os pré-aquecimentos e cálculos da taxa de resfriamento que é diretamente proporcional, mostrando, com auxílio do diagrama CRT (Curva de Resfriamento Contínuo) ilustrado na figura 4.3, que com o aumento do pré-aquecimento há regiões de precipitação de fases e quanto maior o tempo de resfriamento maior será o número de fases precipitadas.

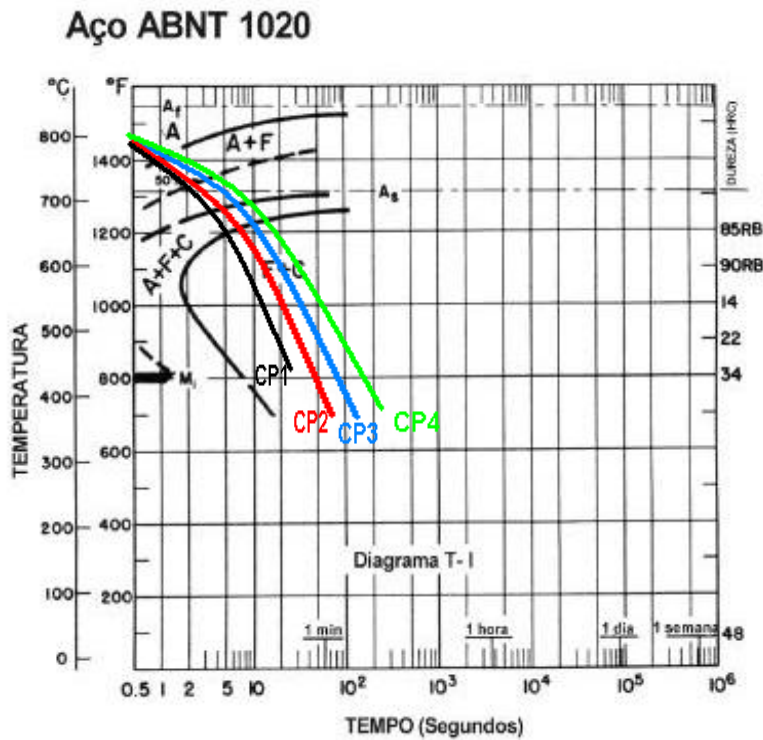


Figura 4.2 – Curvas CCT para o aço ABNT 1020. [Modificado ASM, 1991]

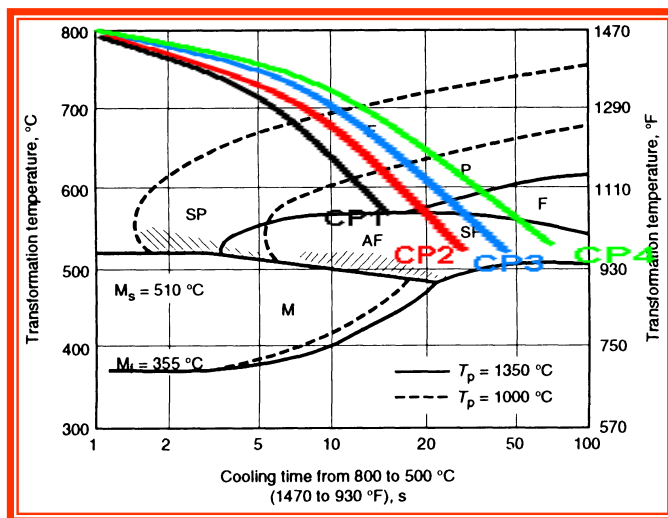


Figura 4.3 Ilustração da CRC.

Nas figuras de análises metalográficas, mostradas abaixo, estão caracterizadas algumas fases precipitadas. Estas figuras confirmam também os cálculos do tempo de resfriamento apresentados no capítulo 4 item 4.4.1, representados graficamente nas figuras 4.2 e 4.3, mostrando que com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, e conseqüente aumento do tempo de resfriamento, há mudanças na morfologia de fases precipitadas. Observe que a

ferrita acicular do CP 1 vai diminuindo com o aumento da temperatura de pré-aquecimento originando um maior índice de ferrita de placa lateral e ferrita de contorno de grão do CP 4.

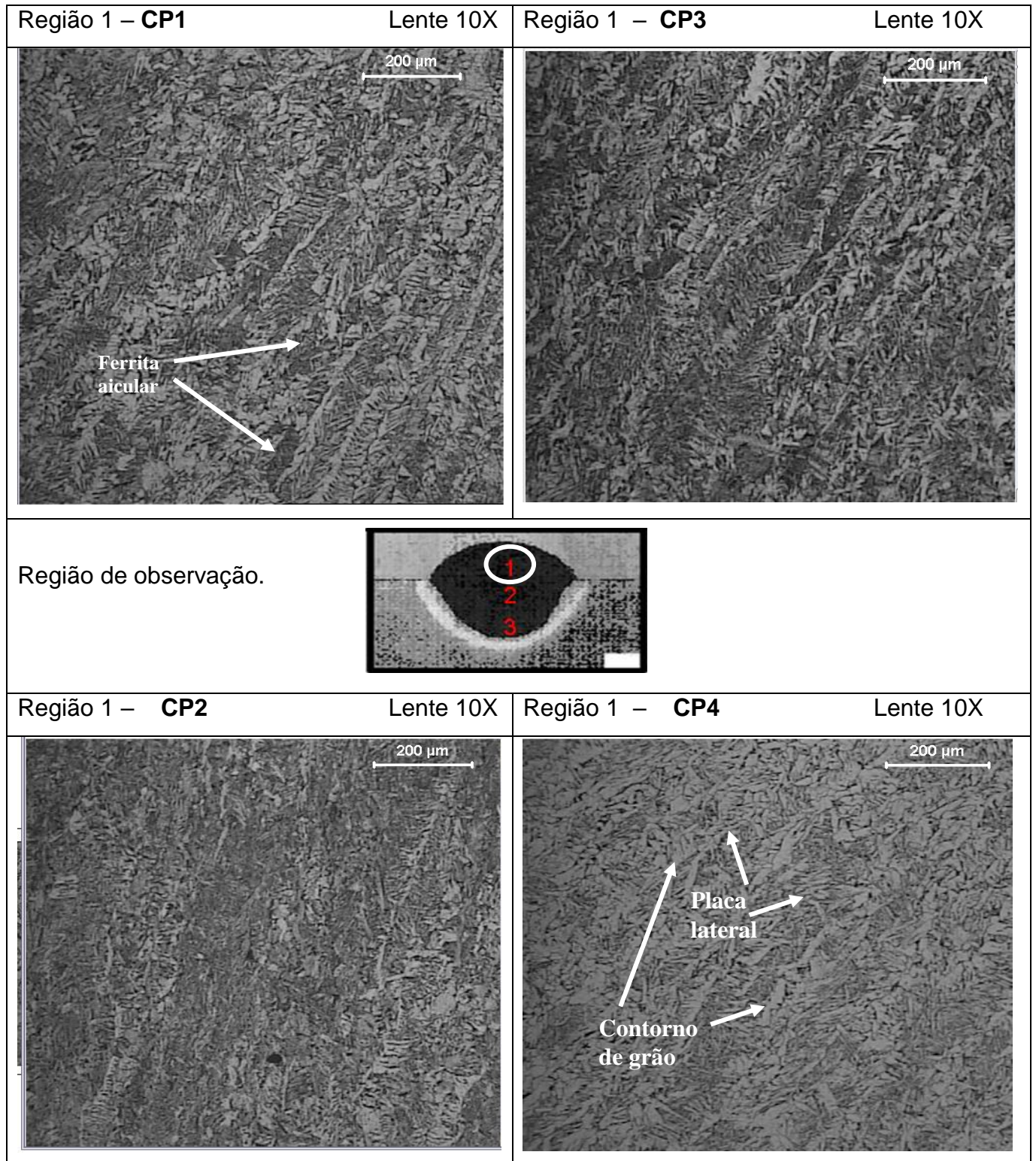


Figura 4.4 - Região de reforço da solda

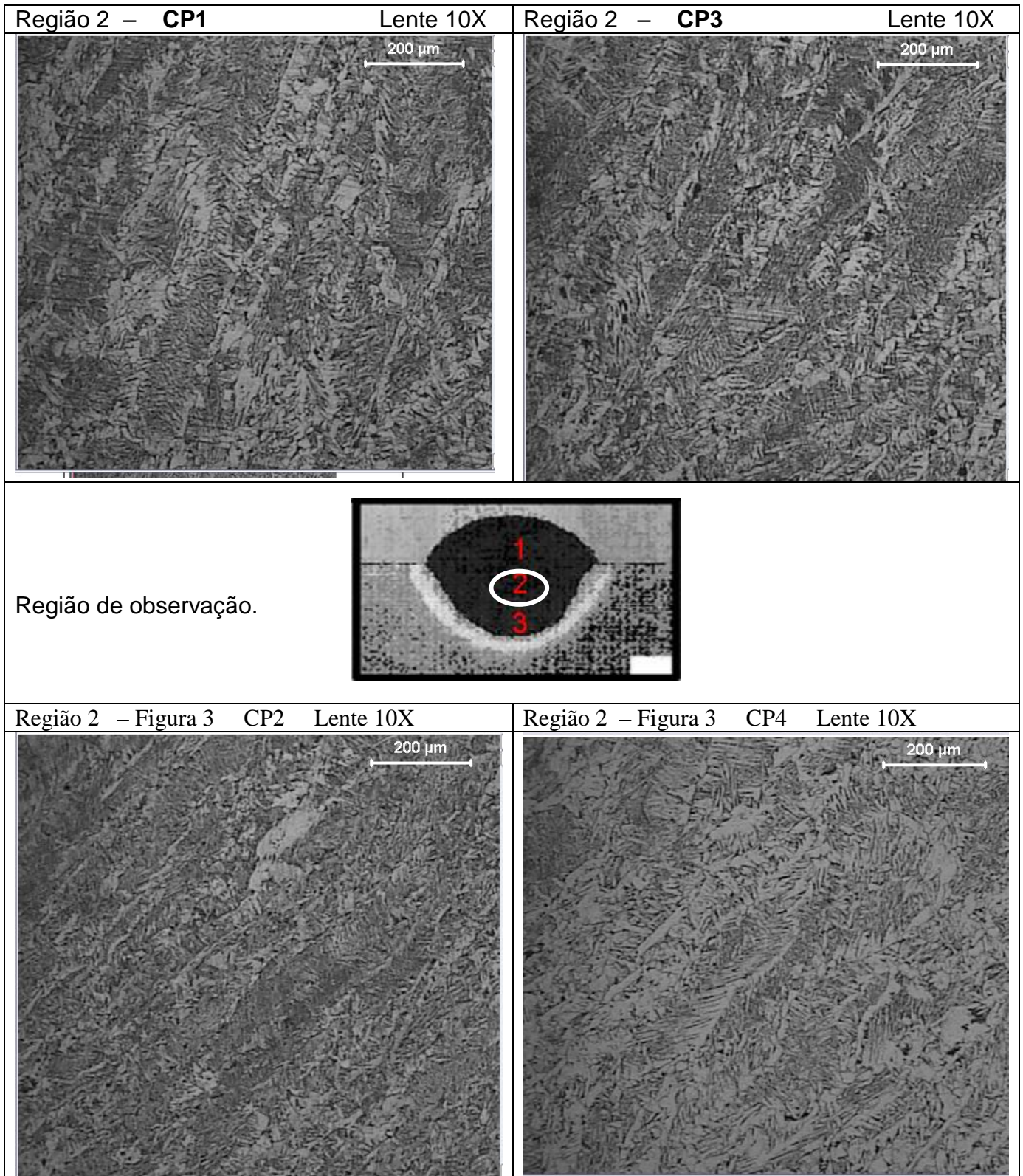


Figura 4.5 - Região do centro da zona fundida.

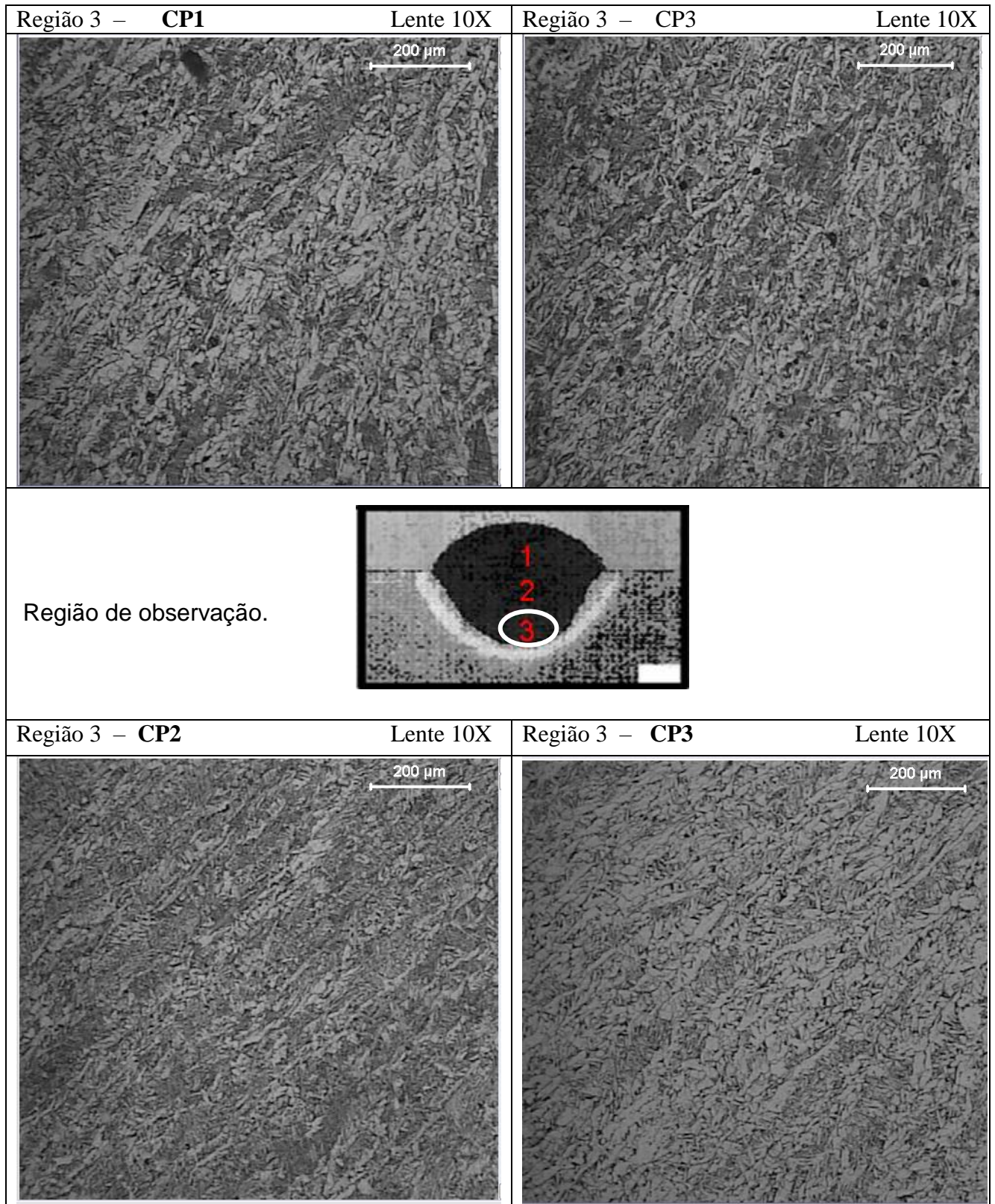


Figura 4.6 - Região acima da ZTA da zona fundida.

5. CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

Através deste trabalho foi constatado que o efeito do pré-aquecimento altera a morfologia das fases precipitadas na zona fundida durante a soldagem do aço baixo-carbono no que diz respeito ao aumento do tempo de resfriamento abrindo a possibilidade de precipitação de outras fases, como o exemplo mostrado no trabalho: placa lateral em análise metalográfica.

Com base nos cálculos realizados baseados em teorias, é possível observar que:

- A taxa de resfriamento varia inversamente com a temperatura inicial da peça soldada, ou seja, quanto maior a temperatura de pré-aquecimento da peça menor será a taxa de resfriamento;

- O tempo de resfriamento é aumentado com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, dando a possibilidade na precipitação de outras fases como mostrado no trabalho através das curvas CCT e TTT.

Com base nos experimentos realizados é possível inferir que com o aumento do pré-aquecimento:

- A morfologia das fases precipitadas na zona fundida, durante a soldagem, é alterada;

- Há um aumento de incidência de placa lateral e contornos de grãos grosseiros.

5.2 Recomendações para trabalhos futuros

- Metodologia para definir corpos de prova;
- Verificar o efeito do pré-aquecimento sobre o A36 (dureza, tenacidade, etc);
- Avaliar quantitativamente os constituintes X pré-aquecimento.

REFERÊNCIAS

ASM – AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook**: welding, brazing, and soldering. Ohio, 1993. v. 6.

KOU, S.. **Welding metallurgy**. 2.ed. Wiley-Interscience, 2003.

MESSLER, Robert W. **Principles of welding** : processes, physics, chemistry, and metallurgy. New York: John Willey and Sons, 1999.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio D. **Soldagem**: processos e metalurgia. São Paulo, 2004.

MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. UFMG, 2004.

ASM. **ASM HANDBOOK**. Atlas of time temperature diagrams for irons and steels. International, 1991.

PALMA, José Augusto; TIMERMAN, Raúl. **Ciência y tecnica de la soldadura**. Villa Lynch – Buenos Aires, 1983.