

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
PPGE3M

## **Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn**

**CLEBER RODRIGO DE LIMA LESSA**

Dissertação de Mestrado

Orientador: Professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Porto Alegre

2011

*Dedico esta Dissertação de Mestrado especialmente à  
minha mãe e a todas as pessoas que me  
acompanharam, que contribuíram para a realização e  
para o sucesso de mais esta etapa da minha vida.*

## **AGRADECIMENTOS**

A minha mãe Soeni Conceição Ribeiro de Lima pelo apoio e incentivo durante os meus estudos.

Ao Professor Telmo pela orientação e oportunidades de crescimento. Ao Eng. Márcio Kramer, Eng. Pedro Cunha, Eng. Marcelo Caregnato e Eng. Marcelo Paes, Eng. Emanoela Mattos e a Eng. Mariane Chludzinski.

Aos meus grandes amigos e colegas da UFRGS, também ao pessoal do LAMEF pela amizade e apoio, em especial à todos os bolsistas do GAF pela ajuda na parte prática.

Aos Professores do Programa de Pós Graduação de Minas, Metalurgia e Materiais, pela minha formação e ao CNPq pela bolsa de pós-graduação.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	III
LISTA DE TABELAS .....	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XIV
RESUMO DO TRABALHO .....	XVI
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 OBJETIVOS.....	2
3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1 SOLDAGEM POR ATRITO.....	3
3.1.1 Método por atrito convencional .....	4
3.1.2 Fases do processo .....	5
3.1.3 Parâmetros relevantes ao processo.....	10
3.1.4 Vantagens e limitações da soldagem por atrito.....	12
3.1.5 Processo de soldagem por atrito com pino consumível (FHPP) .....	14
3.1.6 Descrição e caracterização do processo .....	14
3.1.7 Influência da geometria do corpo de prova na qualidade da solda .....	16
3.1.8 Influência dos parâmetros de processo na microestrutura e propriedades mecânicas .....	17
3.2 PRINCÍPIOS DE METALURGIA FÍSICA DOS AÇOS.....	19
3.2.1 Discordâncias e os fenômenos de escorregamento .....	19
3.2.2 Conceitos básicos .....	19
3.2.3 Características de discordâncias.....	22
3.2.4 Deformação plástica de materiais policristalinos.....	24
3.2.5 Contorno de grão.....	25
3.3 MICROCONSTITUINTES DOS AÇOS.....	27
3.3.1 Ferrita de contorno de grão (alotriomórfica).....	27
3.3.2 Ferrita poligonal intragranular .....	32
3.3.3 A Perlita .....	33
3.3.4 Regime de transformações displaciva.....	38
3.3.5 A Ferrita Widmanstätten .....	38
3.3.6 A Bainita .....	49
3.3.7 A Martensita.....	65
3.3.8 A Ferrita acicular.....	69
3.3.9 As Microfases.....	74
3.3.10O Constituinte MA (Martensita-Austenita) .....	74
4.0 MATERIAIS E MÉTODOS.....	76
5.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	79
5.1 Parâmetros do processo, terminologia e quantificação.....	79

5.2	Análise microestrutural .....	80
5.2.1	Chapa e Pino .....	80
5.2.2	Carga de 50kN.....	81
5.2.3	Carga de 200kN.....	85
5.2.4	Carga de 400kN.....	88
5.3	Perfis de microdurezas .....	90
6.0	CONCLUSÕES .....	93
7.0	TRABALHOS FUTUROS .....	95
8.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	96
9.0	ANEXOS .....	99

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 1 - Sequência básica da solda por atrito. (A) Rotação de uma das peças; (B) Início da aplicação de força axial; (C) Início da união soldada; (D) Solda concluída (MARQUES 2009)..... 4**
- Figura 2 - Ilustração esquemática dos parâmetros durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional (I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: União) (MEYER 2002)..... 5**
- Figura 3 - Anéis de deformação plástica em pinos de aço inoxidável após diferentes períodos de atrito (MEYER 2002)..... 6**
- Figura 4 - Ilustração esquemática da superfície de atrito durante a fase I: Concentrações de material plastificado em um anel entre 1/2 a 2/3 de raio. (MEYER 2002) ..... 7**
- Figura 5 - Ilustração esquemática da superfície de atrito durante a fase II: Área Plastificada aumenta inicialmente em direção ao centro da peça e por fim para a região externa. (MEYER 2002)..... 8**
- Figura 6 - Ilustração esquemática das diferentes etapas de soldagem pelo processo FHPP (ROSADO 2008). ..... 15**
- Figura 7 - Ilustração do processo “Tapered Plug Welding” (PIRES 2007)..... 15**
- Figura 8 - Ilustração de diferentes geometrias do processo FHPP. Geometrias cilíndrica e cônica (PIRES 2007). ..... 16**
- Figura 9 - Micrografia de difração de raios X, demonstrando discordâncias em um único cristal de silício. (Hull -adaptado de De Jenkinson e Lang (1962), observação direta das imperfeições em cristais, p. 471 Interscience). ..... 19**
- Figura 10 - Discordância em cunha numa rede cristalina (Callister 2007)..... 20**
- Figura 11 - (a) Discordância helicoidal numa rede cristalina e sua respectiva visão superior; (b) componentes de cunha e helicoidal determinando uma discordância mista e sua respectiva visão superior. (Callister 2007) ..... 20**

- Figura 12 - Formação de degrau na superfície de um cristal pelo movimento de (a) discordância de cunha e (b) discordância helicoidal. (Callister 2007) ..... 21**
- Figura 13 - Sequência de eventos do escorregamento cruzado de metal CFC. A direção [101] é comum aos planos de (111) e (111). Uma discordância helicoidal S desliza livremente em um desses planos. (Hull 2001)..... 23**
- Figura 14 - Linhas de escorregamento na superfície de uma amostra policristalina de cobre que foi polida e subsequentemente deformada. 173x. (Adaptação do Callister 2007)..... 25**
- Figura 15 - Alteração da estrutura do grão de um metal policristalino como um resultado de deformação plástica.(a) Antes da deformação os grãos eram equiaxiais. (b) A deformação produziu grãos alongados 170x. (Callister 2007). ..... 25**
- Figura 16 - Contorno elementar em um reticulado cúbico simples no qual o cristal da direita girou num ângulo  $\Theta$ , com relação ao da esquerda, em torno da direção [100]. (callister 2007) ..... 26**
- Figura 17 - Uma ilustração na espessura parabólica da ferrita durante transformação isotérmica (Bhadeshia 1992). ..... 28**
- Figura 18 - (a) Desenho esquemático mostrando a ferrita de contorno de grão. (b) Formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita da ZF. (Pinheiro 2001)..... 29**
- Figura 19 - Micrografias e imagens reconstruídas em 3-D de ferrita alotriomórfica nucleadas no contorno de grão numa amostra que reagiu isotermicamente a 690°C para (a) e (d) por 7s, e (b) (c), (e) e (f) por 10s. De (g) até (l), reconstruções 3-D de ferrita alotriomórfica das micrografias 2-D da F1 até F6 de (a) até (f). (a), (b), (d) e (e) com uma ampliação de 500 ×, (c) e (f), com uma ampliação de 200x. (Cheng 2010). ..... 30**
- Figura 20 - Micrografia óptica e imagens 3-D reconstruídas de ferrita alotriomórfica nucleadas nas bordas do contorno de grão da austenita na amostra preparada isotermicamente em 690°C (a) por 7s, com uma ampliação de 500x e (b) por 10s, com uma ampliação de 200x; e (c) e (d) imagens**

reconstruídas 3-D de ferrita alotriomórfica mostrando a F7 e F8 em (a) e (b). (Cheng 2010).	31
<b>Figura 21 - (a), (b) e (c) micrografia óptica com uma ampliação de 500 × e (d), (e) e (f). Reconstrução 3-D da imagem vista de diferentes perspectivas, de uma ferrita alotriomórfica nucleada em um canto do contorno de grão numa amostra preparada isotermicamente a 690° C por 7s. (Cheng 2010).</b>	<b>31</b>
<b>Figura 22 - (1) Ferrita intragranular; (2) ferrita alotriomórfica. (Thewlis 2004).</b>	<b>32</b>
<b>Figura 23 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal (idiomórfica) intragranular e no contorno do grão. (Pinheiro 2001).</b>	<b>33</b>
<b>Figura 24 - Ferritas primárias alotriomórficas e idiomórficas. (Adaptado de Thewlis 2004).</b>	<b>33</b>
<b>Figura 25 - Diagrama Fe-C.</b>	<b>34</b>
<b>Figura 26 - (a) uma pequena lamela de cementita, formada em um contorno de grão e que cresce em um dos grãos da austenita (b) Se relações de orientação se estabelecem entre <math>\gamma_1</math> e <math>\alpha</math> ou <math>Fe_3C</math> e a interface entre as fases formadas e <math>\gamma_1</math> serem semi-coerentes, ou seja, de mais baixa mobilidade que as interfaces incoerentes entre <math>\gamma_2</math> e <math>\alpha</math> ou <math>Fe_3C</math>, a colônia de perlita crescerá sobre <math>\gamma_2</math>.</b>	<b>34</b>
<b>Figura 27 - Um nódulo de Perlita em diferentes perspectivas. (Kral 2000).</b>	<b>35</b>
<b>Figura 28 - (1) lamelas alternadas de ferrita/cementita; (2) Agregados finos de ferrita e carbonetos; (3) Perlita sem resolução (troostita). (Thewlis 2004).</b>	<b>36</b>
<b>Figura 29 - (1) ferrita idiomórfica; (2) agregados de ferrita e carbonetos; (3) perlita degenerada. (Thewlis 2004).</b>	<b>37</b>
<b>Figura 30 - Gráfico variação de dureza Brinell, módulo de E e resistência a tração com o %C. (Callister 2007).</b>	<b>37</b>
<b>Figura 31 - Desenho esquemático mostrando a morfologia das placas laterais de ferrita. (Pinheiro 2001).</b>	<b>39</b>

<b>Figura 32 - Ferrita de Widmanstätten primária e secundária. (adaptado de Thewlis 2004).</b> .....	<b>40</b>
<b>Figura 33 - Colônias interligadas de ferrita de Widmanstätten em aço HSLA 0,05%C e 1,25%Mn, na ZTA de processo de solda por arco submerso. (1) ferrita idiomórfica; (2) ferrita de Widmanstätten no CG do grão austenítico prévio com microfase alinhada; (3) ferrita de Widmanstätten no CG do grão austenítico prévio com microfase não alinhada. (Thewlis 2004).</b> .....	<b>41</b>
<b>Figura 34 - (a) e (b) Micrografia óptica de Widmanstätten primária em placas laterais - em duas seções planares separadas a partir de uma imagem 2-D. (C) e (d) pontos de vista diferentes em imagens 3-D reconstruídas de Widmanstätten primária em placas laterais – 1. (E) e (f) pontos de vista diferentes de imagens 3-D reconstruídas de Widmanstätten primária em placas laterais – 2. (G) e (h) 3-D imagens reconstruídas de placa lateral recém formada na 3 e 4, respectivamente. (Cheng 2010).</b> .....	<b>41</b>
<b>Figura 35 - (a) Micrografia óptica de Widmanstätten secundária em placas laterais. (b) e (c) reconstrução da imagem 3-D, vista de diferentes perspectivas, das Widmanstätten secundárias em placas laterais. (Cheng 2010).</b> .....	<b>42</b>
<b>Figura 36 - (a) e (b) micrografia óptica de Widmanstätten primária serrilhada; (c) reconstrução da imagem 3-D da Widmanstätten serrilhada ; (d) imagem aumentada e rotacionada da Widmanstätten serrilhada. (Cheng 2010).</b> ..	<b>42</b>
<b>Figura 37 - (a) e (b) imagens 3-D reconstruídas, visto de diferentes perspectivas, de uma Widmanstätten secundária serrilhada. (C) e (d) micrografia óptica de uma Widmanstätten secundária serrilhada nucleada na face do contorno de grão. A amostra reagiu isotermicamente em 610°C por 30 s. (Cheng 2010).</b> .....	<b>43</b>
<b>Figura 38 - Esquema mostrando a formação da ferrita Widmanstätten. (a) é um precipitado com uma base ampla, (b) é um precipitado com uma base estreita. (Cheng 2010).</b> .....	<b>43</b>
<b>Figura 39 - Ilustrações esquemáticas de morfologias de grãos de ferrita Widmanstätten de contorno de grão. (Cheng 2010).</b> .....	<b>44</b>

- Figura 40 - Colônias interligadas de ferrita de Widmanstätten em aço HSLA 0,05%C e 1,25%Mn, na ZTA da solda por arco submerso: (1) ferrita idiomórfica; (2) ferrita de Widmanstätten no contorno do grão austenítico prévio com microfase alinhada; (3) ferrita de Widmanstätten no contorno do grão austenítico prévio com microfase não alinhada. (Thewlis 2004). ..... 45**
- Figura 41 - Placas paralelas de Widmanstätten intragranular no metal de solda via arco submerso, 0,08%C, 2,87%Mn, 0,35%Mo, 0,0027%B, 0,019%Ti: a seta indica múltiplas placas de Widmanstätten com microfase alinhadas em inclusões intragranulares grandes. (Thewlis 2004)..... 46**
- Figura 42 - (1) ferrita idiomórfica; (2) placa individual de ferrita Widmanstätten nucleada numa grande inclusão intragranular. (Thewlis 2004)..... 47**
- Figura 43 - Energias Interfaciais na frente de avanço de uma ferrita alotriomórfica. (Bhadeshia 1992). ..... 47**
- Figura 44 - Espessura das placas de ferrita em uma liga Fe-0.22%C a 710°C (Aaronson et al., in Phase Transformations, ASM, USA, 1970)..... 48**
- Figura 45 - Diagrama tempo-temperatura-transformação (T-T-T). As curvas correspondentes ao início e ao final da transformação estão prolongados para o intervalo de temperaturas onde a austenita se transforma em bainita. Como as transformações perlítica e bainítica se superpõem em uma liga ferro-carbono simples eutetóide, a transição da reação perlítica para a bainítica se dá de forma suave e contínua. (Callister 2007). ..... 50**
- Figura 46 - Dureza Brinell e resistência à tração (em temperatura ambiente), em função da temperatura de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide, assumindo uma faixa de temperatura em que formam-se microestruturas bainíticas e perlítica. (Adaptado de ES Davenport, "Transformação Isotérmica de Aços," Trans. ASM, 27, 1939, p. 847). ..... 51**
- Figura 47 - Efeito da temperatura sobre a quantidade de bainita formada em uma transformação isotérmica. (Bhadeshia 1992). ..... 52**

<b>Figura 48 - Desenho mostrando a formação de um feixe de bainita e suas sub-unidades. (Bhadeshia 1992).</b> .....	<b>52</b>
<b>Figura 49 - Desenho esquemático mostrando plaqueta e ripas distribuídas no espaço. (Bhadeshia 1992).</b> .....	<b>53</b>
<b>Figura 50 - Micrografia eletrônica de transmissão com a estrutura bainita. Um grão de bainita passa do lado inferior esquerdo para canto superior direito, que consiste de partículas alongadas e em forma de agulha de Fe<sub>3</sub>C dentro de uma ferrita. A fase em torno da bainita é martensita. (Metals Handbook, 8<sup>a</sup> edição, vol. 8, Metalografia, Estruturas e diagramas de fase, a American Society for Metals, Materials Park, OH, 1973).</b> .....	<b>53</b>
<b>Figura 51 - Aço 0.43C - 3.0Mn - 2.0Si percentual em peso de liga transformada em bainita. (a) o relevo da superfície causado pela formação de bainita em uma amostra que primeiramente foi polida e depois transformada. (b) intensidade de discordâncias na interface bainita/austenita. (Bhadeshia 1992).</b> .....	<b>54</b>
<b>Figura 52 - (a) topografia da perlita, (b) topografia da bainita. (Bhadeshia 1992).</b> .....	<b>55</b>
<b>Figura 53 - Imagem do microscópio de força atômica de alta resolução mostrando deslocamentos causados pela formação de uma sub-unidade única de bainita. A superfície era lisa antes da transformação. Note deformação plástica causada na austenita adjacente. (Bhadeshia 1992).</b> .....	<b>55</b>
<b>Figura 54 - Bainita superior - 0,18%C 1s em 450°C, 5000x. (Pinheiro 2001).</b> .....	<b>56</b>
<b>Figura 55 - Triângulo estereográfico mostrando o plano de habitual da bainita comparada com a da martensita no mesmo aço. (Bhadeshia 1992).</b> .....	<b>57</b>
<b>Figura 56 - Microestrutura de bainita inferior. (a) micrografia óptica de aço com 0,8%C, transformado à 300°C, mostrando feixes de bainita inferior. (b) micrografia de duas superfícies composta. (c) e (d) micrografia (MET) mostrando a precipitação de carbonetos nas sub-unidades de bainita inferior. (Bhadeshia 1992).</b> .....	<b>58</b>

- Figura 57 - (a) variante única de cementita na bainita inferior, de Fe-0,3C-4Cr percentual em peso, transformada isotermicamente à 435°C. (b) múltiplas variantes de cementita na bainita inferior, de 0,4C-2Si-3Mn, transformada isotermicamente à 300°C. (Bhadeshia 1992). ..... 59**
- Figura 58 - Bainita inferior com partículas lamelares de carboneto. 0.48%C - 1.98%Mn - 0,28% s 80s a 325°C, 12.000x. (16). (Callister 2007) ..... 60**
- Figura 59 - Desenho esquemática da transição da bainita superior para inferior. (adaptado de Bhadeshia 1992). ..... 61**
- Figura 60 - Feixes de bainita e sub-unidades. (Adaptado de Thewlis 2004). ..... 62**
- Figura 61 - Entrelaçamento de feixes de bainita superior e inferior num aço 0,17% C, 1,0% Mn , ZTA de solda a laser. (1) bainita inferior com partículas de carbonetos entres as sub-unidades; (2) bainita superior com carboneto alinhado; (3) ferrita bainítica com carboneto não alinhado. (Thewlis 2004). ..... 63**
- Figura 62 - Crescimento de feixes de bainita (seta) e nucleação simpática de ripas num aço 0,38% C, 1,39% Mn, 0,039% S, 0,09% V, transformada isotermicamente, 45s à 400 ° C. (Thewlis 2004). ..... 63**
- Figura 63 - Crescimento de feixes de bainita de inclusões intragranulares num aço 0,38% C, 1,39% Mn, 0,039% S, 0,09% V, 0,013% N, transformada isotermicamente, 38 s, a 450 ° C: seta indica várias ripas de bainita com partículas de carboneto contidas no interior das subunidades. (Thewlis 2004). ..... 64**
- Figura 64 - Crescimento de placas de bainita intragranular num aço 0,38% C, 1,39% Mn, 0,039% S, 0,09% V, 0,013%N, transformada isotermicamente, 38s à 500°C: as setas indicam as placas individuais de ferrita bainítica nucleadas em pequenas inclusões intragranular. (Thewlis 2004)..... 64**
- Figura 65 - Desenho esquemático da transformação martensítica. (Callister 2007)... 66**
- Figura 66 - Martensita em ripas (aço 0,13 %C) solda a laser: seta indica ripas de martensita com muitas discordâncias. (Thewlis 2004). ..... 66**

<b>Figura 67 - Martensita em placas ou maclada em um metal soldado a laser 0,27%C: seta indica martensita lenticular com uma subestrutura maclada. (Thewlis 2004).</b> .....	<b>67</b>
<b>Figura 68 - Dureza da martensita e perlita fina como função da porcentagem em peso de carbono (Callister 2007)</b> .....	<b>68</b>
<b>Figura 69 - Micrografia eletrônica de martensita revenida. O revenimento foi realizado a 594°C. As partículas pequenas são de fase cementita; a fase matriz é de ferrita-<math>\alpha</math>. 9300x. (Callister 2007)</b> .....	<b>69</b>
<b>Figura 70 - Natureza da ferrita acicular. Adaptado de Thewlis 2004.</b> .....	<b>70</b>
<b>Figura 71 - Imagem 3D das placas de ferrita numa amostra transformada isotermicamente a 570°C por 1s. (Wu 2004).</b> .....	<b>71</b>
<b>Figura 72 - (a) Vista da Figura 71 rotacionada, indicando que a direção do crescimento próxima de <math>\langle 110 \rangle</math> da austenita. (b) visão ampliada das placas 8, 9 e 11, indicando que a face ampla das placas está próxima <math>\{111\}</math> da austenita. (Wu 2004).</b> .....	<b>71</b>
<b>Figura 73 - Desenho esquemático mostrando a formação de diferentes microfases ou constituintes em relação a adição de elementos de liga, taxa de resfriamento entre 800°C e 500°C (<math>\Delta t/5</math>), conteúdo de oxigênio e tamanho de grão austenítico. (Bhadeshia 1992)</b> .....	<b>72</b>
<b>Figura 74 - Desenvolvimento da ferrita acicular em metal de solda por arco submerso, (a) ferrita idiomórfica nucleada em inclusões grande; (b) Placas de ferrita de Widmanstatten nucleada em inclusões pequenas. (Thewlis 2004).</b> .....	<b>73</b>
<b>Figura 75 - Formas de ferrita acicular, (a) ferrita intragranular primária – Ferrita de Widmanstatten em um metal de solda C-Mn; (b) ferrita intragranular de Widmanstatten – bainita em um metal de solda ligado a Ti-Mo-B. (Thewlis 2004).</b> .....	<b>74</b>
<b>Figura 76 - Máquina modificada de soldagem por atrito NEI. (Paes 2009)</b> .....	<b>76</b>

<b>Figura 77 - Croqui: pino e junta. ....</b>	<b>77</b>
<b>Figura 78 - Macrografias: (a) Carga de 50kN, (b) Carga de 200kN e (c) Carga de 400kN. Nital 10%. ....</b>	<b>79</b>
<b>Figura 79 - (a) Microestrutura exclusiva da chapa, (b) Microestrutura exclusiva do pino. (MO 200x). Nital 2%. ....</b>	<b>81</b>
<b>Figura 80 - Falta de adesão na ZL (MEV 2000x). Nital 2%. ....</b>	<b>81</b>
<b>Figura 81 - Falta de adesão na interface (ZL) (MEV): (a) 1200x, (b) 2000x e (c) 7000x. Nital 2%. ....</b>	<b>82</b>
<b>Figura 82 - Micrografias da amostra de 50kN: (a) macrografia que localiza as micrografias a e b (Nital 2%). (b) planos de cisalhamento, (c) micrografia mostrando a variação do TG austenítico a partir da ZL. Ataque Picral..</b>	<b>83</b>
<b>Figura 83 - ZL a 10 mm da superfície na carga de 50kN (MO 500x). Nital 2%. ....</b>	<b>84</b>
<b>Figura 84 - Detalhe da ZL 50kN mostrando grande quantidade de constituinte MA (MO 1000x). Le Pera.....</b>	<b>85</b>
<b>Figura 85 - ZL 50kN mostrando grande quantidade de constituinte MA e heterogeneidade microestrutural (MO 1000x). Le Pera.....</b>	<b>85</b>
<b>Figura 86 - Macrografia da junta soldada com carga 200kN no centro da figura e suas respectivas micrografias mostrando as micro projeções de um corpo que penetraram nas cavidades do outro. Nital 2%. ....</b>	<b>86</b>
<b>Figura 87 - Micrografia em ML da ZL na carga de 200 kN. ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten, Bainita. Nital 2% ....</b>	<b>86</b>
<b>Figura 88 - (a) Zona de ligação da amostra de carga 200kN em 10 mm a partir da chapa (MO 500x). (b) Imagen MEV da zona de ligação. (c) Microestrutura da chapa próxima a ponta do pino mostrando o bandeamento transformado e suas diferentes microdurezas. Nital 2%. ..</b>	<b>87</b>
<b>Figura 89 - (a) ZL da junta soldada com carga 400kN (MO 500x). (b) Imagen MEV da zona de ligação. ....</b>	<b>88</b>

- Figura 90** - destaque da região do pino (bandeado verticalmente), transformada em bandas de martensita e ferrita na ZTMA (fase curvada) e martensita na ZTA (fase mais escura), (MO 50x). ..... 89
- Figura 91** - destaque da região da ponta do pino (martensita até a ZL), transformada em bandas de martensita e ferrita na ZTMA (abaixo da ZL) e bandas de martensita e ferrita abaixo da ZTMA (bandeamento horizontal), (MO 200x). ..... 89
- Figura 92** - Micrografias mostrando em (a) região do pino transformada em bandas de martensita e ferrita (fase clara) na ZTMA (bandeamento horizontal-curvado), em (b) a mesma região porém com menor aumento e em (c) detalhe da martensita na ZTA (fase mais escura). Nital 2%. ..... 90
- Figura 93** - Macrografia da junta soldada com carga 400kN no centro da figura e suas respectivas micrografias mostrando as micro projeções de um corpo que penetraram nas cavidades do outro. .... 90
- Figura 94** - Gráficos dos perfis de microdureza em relação à distância entre o MB/chapa (esquerda do gráfico) e o PINO (direita do gráfico) nas condições de 50 kN, 200 kN e 400 kN para medidas em 10 mm e 15 mm a partir da superfície da chapa. .... 91

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1 - Medida de nanodureza da ferrita acicular e ferrita bainítica numa amostra soldada. (Yang 2005).....</b>	<b>65</b>
<b>Tabela 2 - Materiais e medidas utilizados. ....</b>	<b>77</b>
<b>Tabela 3 – Composição química dos componentes.....</b>	<b>77</b>
<b>Tabela 4 – Parâmetros de soldagem. ....</b>	<b>78</b>
<b>Tabela 5 - Quantificação das fases para as diferentes cargas. ....</b>	<b>80</b>
<b>Tabela 6 - Aspectos importantes dos gráficos de perfil de microdureza HV(0,3) a 10 mm da superfície. ....</b>	<b>92</b>
<b>Tabela 7 - Aspectos importantes dos gráficos de perfil de microdureza HV(0,3) a 15 mm da superfície. ....</b>	<b>92</b>

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ASM	American Society of Metals;
ASTM	American Society for Testing and Materials;
Atm	Atmosfera;
AWS	American Welding Society;
BS	British Standard;
C.Q.	Composição Química;
CCC	Cúbico de Corpo Centrado;
CFC	Cúbico de Face Centrada;
C-Mn	Carbono Manganês;
CP	Corpo de Prova;
Fe <sub>3</sub> C	Cementita;
FeS	Sulfeto de Ferro;
FHPP	Friction Hydro Pillar Processing;
(FS)	Ferrita com segunda fase;
FS (LB)	Bainita inferior;
FS (UB)	Bainita Superior;
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada;
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada;
GB (B)	Ferrita bainítica de contorno de grão da austenita prévia;
GB(WF)	Ferrita de Widmanstätten de contorno de grão austenítico prévio;
HC	Hexagonal Compacto;
HV	Dureza Vickers;
(IFP)	Widmanstätten sem microfase alinhada;
(IP)	placas intragranulares;
I(PF)	ferrita primária idiomórfica;
I(WF)	ferrita de Widmanstätten intragranular total;
IIW	International Institute of Welding;
kN	quilo Newton;
L	Elemento na fase líquida;
(l)	líquido;
MA	constituente MA – Martensita-Austenita;

M(L)	Martensita em ripas;
MB	Metal Base;
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão;
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura;
MO	Microscópio Ótico;
MPa.	Mega Pascal;
nm	nanômetro;
PF	Perlita Fina;
PF(G)	perlita e agregados de ferrita e carbonetos;
PG	Perlita Grossa;
rpm	Rotações por minuto;
S	Elemento na fase sólida;
SAE	Society of Automotive Engineers;
T	Temperatura;
t	tempo;
t <sub>0</sub>	tempo inicial [s];
TWI	The Welding Institute;
Ws	temperatura de início da formação de Widmanstätten;
ZF	Zona Fundida;
ZL	Zona de Ligação;
ZTA	Zona Termicamente Afetada;
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada;
$\gamma/\alpha$	interface entre as fases ferrita e austenita;
$\Theta$	ângulo teta;
%	percentual;
<	Menor;
>	Maior.

## RESUMO DO TRABALHO

Este trabalho teve como objetivo observar o resultado da variação dos parâmetros do processo FHPP (Friction Hydro Pillar Processing), dando-se atenção aos efeitos destes na microestrutura e na qualidade do reparo. O estudo foi realizado através de investigações metalográficas nos reparos obtidos, bem como análises via perfis de microdureza Vickers. Foram utilizadas diferentes forças axiais, que levaram a obtenção de reparos isentos de defeitos no seu preenchimento. Observou-se que o utilizando forças axiais maiores contribuíram para obter microestrutura mais refinada e homogênea, com formação predominante de martensita, menor tempo de processamento, menor quantidade de constituinte Martensita-Austenita e uma Zona Termicamente Afetada (ZTA) de menor tamanho.

*Palavras-chave: FHPP, microestruturas, Força Axial, ZTA.*

## ***Abstract***

This study aimed to observe the result of the variation of the Friction Hydro Pillar Processing parameters, giving attention to the microstructural effects and quality of repair. The study was carried out by metallographic investigations in repairs obtained and Vickers microhardness profiles. Were used different axial forces, which led to obtain no defects in repairs. It was observed that using higher axial forces helped to get more refined and homogeneous microstructure with predominant formation of martensite, lower processing time, less amount of Martensite-Austenite constituent and lower Heat Affected Zone (HAZ) size.

***Key-words:*** FHPP, microstructures, Axial Force, HAZ.

## 1.0 INTRODUÇÃO

A soldagem a arco voltaico é uma das técnicas mais empregadas para realizar reparos em estruturas, porém, a mesma possui uma série de inconvenientes devido às altas temperaturas para fundir o metal de solda, que ao solidificar pode gerar defeitos. Nesse sentido a utilização do processo FHPP (*Friction Hydro Pillar Processing*) que consiste na utilização de pinos para reparo de trincas por atrito apresenta uma série de vantagens por ser realizado dentro da fase sólida. Portanto, a temperatura atingida é abaixo da de fusão, o que extingue os defeitos de solidificação, juntamente é desnecessária a utilização de metal de adição, fluxo e/ou gás protetor, além de não haver fagulhas, radiação, fumos, respingos ou até mesmo, riscos com problemas elétricos envolvendo as altas tensões e pode ser utilizado para a manutenção de estruturas grandes e/ou submersas. O processo é considerado autolimpante, pois o atrito rompe, desloca e remove as impurezas da superfície de solda para a região da rebarba. A baixa quantidade de energia cedida à peça, juntamente com ciclos rápidos de processamento são características, que permitem aplicações no reparo de oleodutos operantes, petroquímicas, linhas de gás e etanol, assim como em componentes de instalações “offshore”, com segurança. Ocorre formação de uma ZTA estreita. Tal técnica também permite a união de metais dissimilares, difíceis ou até mesmo impossíveis de serem soldados por outros processos. O processo pode ser facilmente automatizado, garantindo reprodutibilidade e qualidade controlada da junta soldada e permitindo a produção em série de soldas com alto controle de qualidade. O equipamento poder ser operado a longas distâncias, apropriado para aplicação em áreas classificadas de difícil acesso pelo operador, ou até mesmo de perigoso acesso, tal como em reparos de trincas na indústria nuclear. Assim,

O presente trabalho é importante na comparação das microestruturas formadas quando se utiliza diferentes forças axiais, visto que esse parâmetro é de grande importância por influenciar na qualidade da solda, que é um dos quesitos para avaliar se o processo é produtivo.

## **2.0 OBJETIVOS**

O objetivo deste trabalho é apresentar o processo de soldagem FHPP, explanando seus principais fatores e estudar a microestrutura formada com relação a força axial aplicada sobre o pino consumível de aço C-Mn e sua consequência no perfil de microdureza.

## 3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1 SOLDAGEM POR ATRITO

De acordo com a AWS (*American Welding Society*), as origens da soldagem por fricção são anteriores a 1891, quando a primeira patente sobre o processo foi registrada nos Estados Unidos. Trata-se de um processo de soldagem no estado sólido que propicia a ligação entre as partes a serem soldadas através do aquecimento que é gerado mecanicamente. Esse aquecimento é devido à rotação de uma das partes mantida sob pressão contra a outra que está fixa. A soldagem é feita em poucos segundos, a solda é de alta resistência e a ZTA relativamente pequena. (Wainer 1992) (AWS 1991). Embora seja considerado um processo em estado sólido, alguns autores reconhecem, sob determinadas condições, a possibilidade da formação de um filme de material fundido entre as superfícies em atrito (WICHELHAUS 1975). No entanto, as características finais da solda não evidenciam a formação de uma estrutura fundida com crescimento dendrítico ou epitaxial (como na soldagem a arco por exemplo) decorrente do intenso trabalho a quente no qual o material é submetido. Por esta razão, grande parte dos autores considera que durante o processo de soldagem por atrito não ocorre fusão de material (CROSSLAND 1971). A representação do processo de soldagem “bar to bar” é apresentada na Figura 1, onde primeiramente uma das peças é fixada enquanto a outra é rotacionada, como pode ser visto na Figura 1(A) e pressionada contra a sua superfície. Devido à força axial ocorre o contato inicial entre as peças (B) devido à energia cinética envolvida no processo. Este contato gera aquecimento nas regiões próximas à superfície de contato fazendo com que as mesmas tornem-se plásticas e venham a fluir (C). Esse fato é muito importante, pois a ligação final dá-se por caldeamento, evitando a formação de fases líquidas e, conseqüentemente, os inconvenientes de uma estrutura bruta de fusão. Então a rotação é interrompida, e a força axial pode ser mantida ou até aumentada por um dado intervalo de tempo, caracterizando a etapa de forjamento, e ao final deste, é concluído o processo de soldagem (D) (MARQUES 2009) (WAINER 1992).

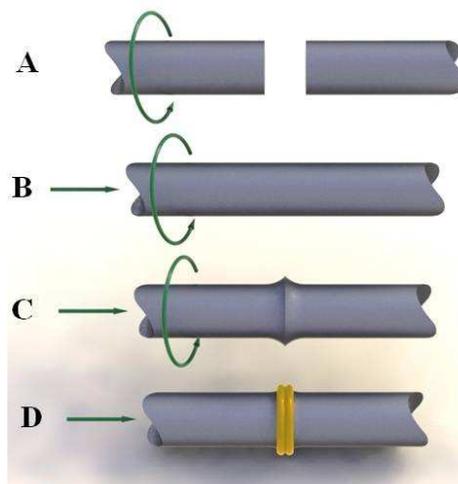


Figura 1 - Sequência básica da solda por atrito. (A) Rotação de uma das peças; (B) Início da aplicação de força axial; (C) Início da união soldada; (D) Solda concluída (MARQUES 2009).

As características presentes após a soldagem por atrito das superfícies unidas são: ausência de uma região fundida, estreita zona termicamente afetada (ZTA) e formação característica de material deformado plasticamente ao redor da união conhecido como “*flash*”.

A resistência da junta soldada é função dos seguintes parâmetros: propriedades dos materiais empregados, grau de deformação plástica na interface durante o aquecimento e dos parâmetros do processo. O sucesso da formação de uma forte união metalúrgica apresenta as seguintes condições: remoção dos filmes de óxido bem como de materiais adsorvidos das superfícies a serem unidas além da existência de substancial deformação plástica das camadas superficiais do metal (LEBEDEV 1992).

### 3.1.1 Método por atrito convencional

Há duas variantes do processo em soldas por atrito: método por atrito convencional e método por atrito inercial (WAINER 1991). No presente trabalho, será descrito o método por atrito convencional pelo fato deste ser utilizado no processo FHPP. No método de atrito convencional uma das peças a ser unida é conectada a unidade motora, sendo então rotacionada a uma velocidade constante, enquanto a outra peça que esta fixa é impelida contra a primeira, então as peças são postas em contato íntimo devido à ação de uma força axial pré-determinada. Após um intervalo de tempo ou de deslocamento axial das peças, a rotação é interrompida e uma força igual ou superior à empregada no ensaio é mantida por alguns segundos, finalizando a etapa de forjamento e concluindo o processo. A energia total fornecida neste processo é função da potência total empregada pelo motor e da força axial empregada (PIRES 2007).

### 3.1.2 Fases do processo

A divisão do processo em diferentes fases é uma forma comum para descrever o ciclo de soldagem e seus mecanismos. Diferentes autores dividem o ciclo em diferentes números de fases. A AWS e a ASM dividem o processo em duas fases enquanto Vill e Crossland dividem em três fases. A subdivisão mais aceita, que é a de quatro fases, foi proposta por Neumann e Schober, Pauly Böhme e Hermann e Nentwig, representada na Figura 2. (MEYER 2002).

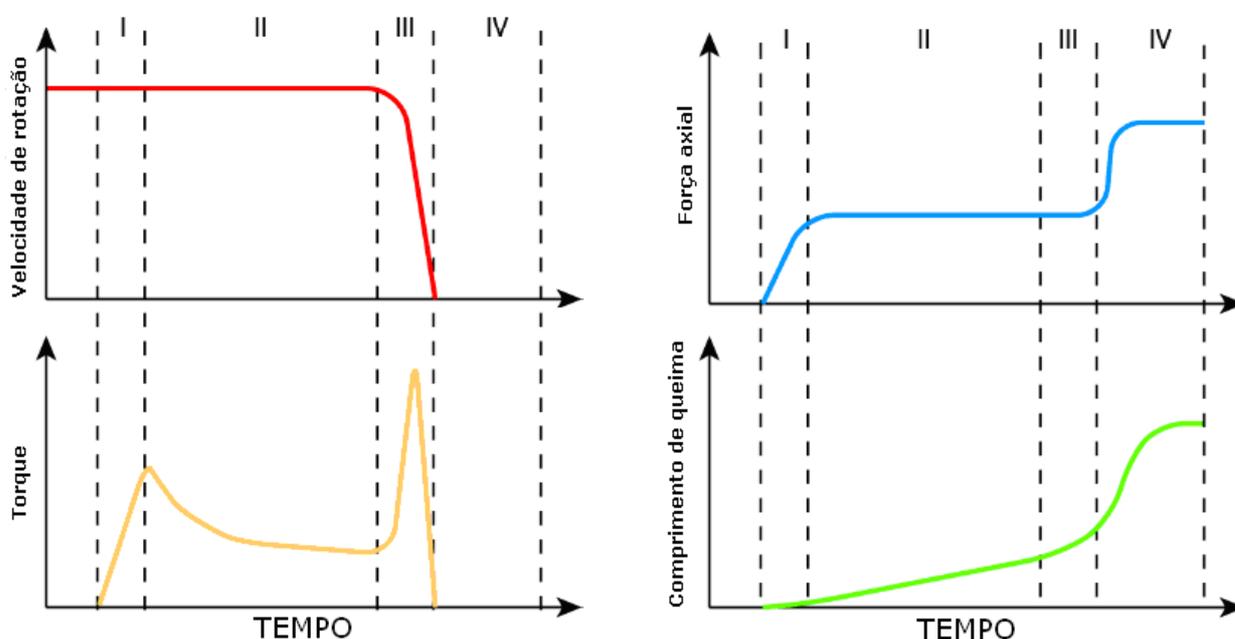


Figura 2 - Ilustração esquemática dos parâmetros durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional (I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: União) (MEYER 2002).

#### Fase I: Atrito

Durante a primeira parte da fase I, o contato entre as superfícies de atrito resultam em um nivelamento destas superfícies. O restante da fase I é brevemente caracterizado pelo emperramento e microadesão (MEYER 2002). No início da fase I somente uma parte limitada da superfície de soldagem realmente faz contato. Dessa forma a pressão nessas pequenas áreas atinge valores extremamente elevados, promovendo deformação plástica e, conseqüentemente, nivelando as superfícies de atrito. Além dessas tensões relativamente elevadas, as outras regiões da solda estão sujeitas a velocidades rotacionais também relativamente elevadas entre as superfícies de atrito (NENTWIG 1991). Devido ao atrito, a rugosidade da superfície é atenuada em parte por deformações plásticas, elásticas e “fusões” locais (MEYER 2002). Na primeira etapa, a região compreendida entre 0,3 e 0,7 de raio está sujeita a severos aquecimentos e deformações, enquanto o restante da superfície permanece quase inalterado. Este fenômeno é apresentado na Figura 3, em

dois pinos de aço inoxidável que foram separados após curtos períodos de atrito. Anéis de deformação plástica estão representados no material pela região escurecida e podem ser observados até aproximadamente 0,7 de raio. A parte externa apresenta oxidação devido ao aquecimento, enquanto a região interna ainda apresenta superfície inalterada com marcas de usinagem originais (MEYER 2002).

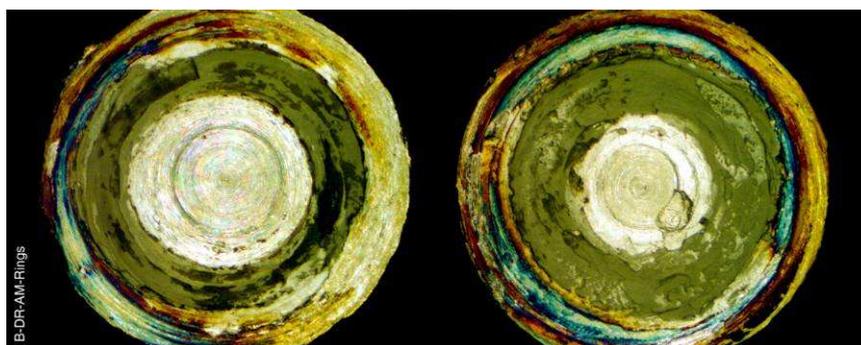


Figura 3 - Anéis de deformação plástica em pinos de aço inoxidável após diferentes períodos de atrito (MEYER 2002).

No processo FHPP o aquecimento e plastificação no início do processo são preferíveis entre a ponta do pino e a base da chapa, produzindo uma desigualdade na ZTA e decréscimo na deformação nas laterais do pino. Em locais isolados ocorre eventualmente uma microadesão, a qual é imediatamente cisalhada. O cisalhamento destas microadesões leva a um aumento no aquecimento ao redor do material. Se a temperatura local aumenta, alcançando o ponto de fusão ou mesmo valores mais elevados, a geração de calor decresce substancialmente. A dissipação de calor aumenta e a fusão não poderá ser mantida. Se o material está plastificado, a taxa de recristalização é inferior a taxa de deformação, resultando no cisalhamento local da microadesão. O mecanismo de transformação e fonte de energia é apresentado em maiores detalhes por Bethlehem (MEYER 2002).

Devido aos processos descritos acima, ocorre o rompimento dos óxidos e das camadas de adsorção e as contaminações presentes na superfície serão removidas. Novos óxidos serão formados devido às reações químicas induzidas por atrito e pelas bruscas elevações locais de temperatura que ocorrem em um curto intervalo de tempo. Particularmente em regiões externas, partículas isoladas são transportadas para fora da região de atrito devido as elevadas forças radiais, conhecido como efeito de hidroextração (CROSSLAND 1971).

Um dos principais efeitos da fase I é o nivelamento que ocorre nas áreas externas da superfície de atrito durante as primeiras rotações da peça. Quando o nivelamento nestas áreas está quase concluído, ele começa a evoluir para o centro rotacional da junta. No restante das áreas quase não é produzido aquecimento durante esta fase intermediária devido à redução do atrito (as

superfícies de contato estão planas) e da presença de camadas de óxidos geradas no início da fase I (MEYER 2002).

A redução das forças axiais e a restrição do fluxo de material, próximas ao centro rotacional, obstruem o efeito de hidroextração de partículas contaminadas na superfície. Então, uma concentração do material pode ser observada na área circular, sua distância do centro de rotação da peça é de  $1/2$  a  $2/3$  do raio de atrito superficial (Figura 4) (MEYER 2002).

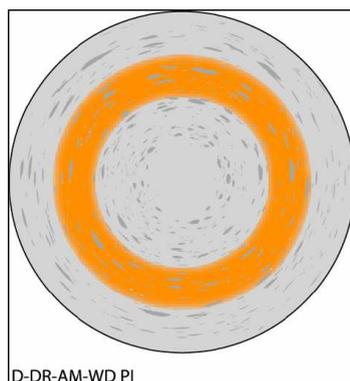


Figura 4 - Ilustração esquemática da superfície de atrito durante a fase I: Concentrações de material plastificado em um anel entre  $1/2$  a  $2/3$  de raio. (MEYER 2002)

Essa concentração provoca aquecimento local, formando uma fina película plastificada de material cisalhado. A ampliação da área em forma de anel leva a um aumento de contato da área de soldagem, produzindo mais microadesões em locais isolados. Devido à condução de calor a temperatura também sobe no material axial adjacente. Nas zonas plastificadas pode-se observar uma redução na taxa de deformação devido ao aumento de temperatura (THOMAS 1992). Como resultado dos processos descritos acima, o torque de atrito se eleva ao seu primeiro pico (Figura 2). A taxa de aquecimento e a temperatura aumentam significativamente. A fase I é concluída logo que o torque de atrito atinge o seu máximo. Este pico é causado pela remoção do filme de contaminantes que saí pelas laterais e pelo atrito causado pela rugosidade. A extração do filme com contaminantes permite o contato íntimo das superfícies metálicas com um considerável aumento do coeficiente de atrito (MEYER 2002).

### Fase II: Aquecimento

O aumento da temperatura na região com formato de anel com material plastificado (Figura 4) obtido ao decorrer da fase I provoca a compressão do material altamente plastificado para zonas mais frias da área de atrito. Devido ao rápido resfriamento do material plastificado, um atrito intenso é novamente produzido nestas zonas em particular e a área com forma de anel é ampliada em direção ao centro rotacional (NICHOLAS 1995). A temperatura nessa área é

relativamente baixa devido à reduzida deformação radial, provocada pela baixa velocidade relativa. As partículas encapsuladas no anel e não re-dissolvidas no material plastificado são transportadas ao centro rotacional da zona de solda (Figura 5).

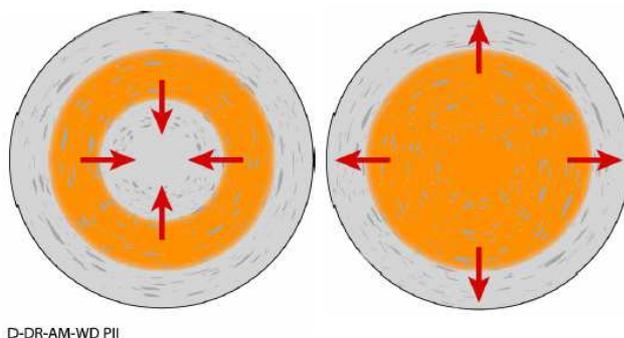


Figura 5 - Ilustração esquemática da superfície de atrito durante a fase II: Área Plastificada aumenta inicialmente em direção ao centro da peça e por fim para a região externa. (MEYER 2002)

A temperatura de equilíbrio é alcançada quando um efeito de auto-ajuste é mantido. Este efeito é descrito da seguinte forma: com o aumento da temperatura, o metal se torna mais plástico e o torque é reduzido. Isto produz um amolecimento do material, resultando em menor trabalho de deformação e redução da temperatura. Nas outras regiões da solda, o material é facilmente comprimido para fora das superfícies de atrito, devido à grande plastificação e baixa resistência a deformação (BLAKEMORE 1999). Como a temperatura do material e a espessura da camada plastificada aumentam, ocorre redução na resistência da força axial e o material é comprimido para fora da área de atrito formando uma rebarba (flash). A espessura da zona plastificada diminui permitindo que as áreas frias entrem em atrito, então elas se aquecem e tornam altamente plastificadas. Este processo é mantido enquanto a temperatura e a espessura da zona plastificada podem ser mantidas em equilíbrio, resultando em mais material comprimido para a rebarba (CROSSLAND 1971)

O equilíbrio dessas ações resulta em saturação de calor na área de atrito e das zonas correspondentes. A temperatura atinge um campo estacionário, reduzindo as superfícies de atrito e o torque de atrito (Figura 2). Deste ponto em diante é determinado um comprimento de queima praticamente constante. Com o aumento da saturação térmica das peças, a energia necessária para reduzir a plastificação acarreta em um torque de atrito menor. Porém, o crescimento da rebarba aumenta o atrito superficial e, conseqüentemente, o torque de atrito. A opinião comum é que estes fenômenos se equilibram, resultando em um torque de atrito quase constante. Somente Eichhorn provou que o torque de atrito está constantemente diminuindo, sem permanecer numa condição determinada.

### Fase III: Desaceleração

Se o método por atrito convencional for aplicado, a fase de desaceleração inicia com uma redução controlada da velocidade rotacional (Fase III, Figura 2). Devido ao efeito de auto-ajuste descrito acima a temperatura cai. Além disso ocorre aumento na resistência de cisalhamento devido à menor taxa de deformação e, como consequência, o torque de atrito atinge seu segundo pico. Este aumento no torque de atrito provoca deformação adicional em materiais que ainda não tenham sofrido deformação. É importante ressaltar que a resistência a deformação nestas áreas é relativamente baixa, desde que estejam próximas da temperatura de atrito superficial (devido à saturação térmica na direção axial) antes de serem sujeitas a deformação de fato (MEYER 2002).

Uma velocidade rotacional inferior também resulta em um comprimento de queima mais elevado. Neumann e Schober descreveram que o aumento da temperatura de rebarba é causado pela compressão do material nas regiões internas da solda. Em um momento crítico a rotação é reduzida a um nível tão baixo que as temperaturas das superfícies de atrito não podem ser mantidas. Então a resistência ao cisalhamento do material aumenta e a deformação angular ocorre em uma região maior ao longo da peça. O torque de atrito aumenta consideravelmente, sendo constante por alguns milissegundos (THOMAS 1992).

### Fase IV: União

O mecanismo de união inicia na fase de aquecimento, apesar da união não ser homogênea ao longo da superfície de contato. Uma união homogênea é alcançada ao longo de toda a seção quando uma força de forjamento é aplicada durante a fase de união. Embora a opinião mais aceita seja de que o uso da força de forjamento melhora significativamente as propriedades da solda, alguns ensaios mostram que soldas de boa qualidade podem ser obtidas sem que seja preciso aumentar a força após concluir a rotação. (PINHEIRO 2001).

A variação no atrito devido à força de forjamento deverá ocorrer no final da fase de desaceleração (Figura 2). A elevada força de soldagem resulta em um aumento brusco do comprimento de queima e no torque de atrito. As camadas de óxidos causadas pelo atrito insuficiente são expulsas das regiões externas da solda. Após a rotação ser interrompida, o processo de amolecimento dinâmico, ou seja, a deformação é concluída, mas os processos de difusão prosseguem. Como o material começa a resfriar lentamente, ocorre recristalização estática, regeneração cristalina e um lento processo de fluência. As tensões internas são consideravelmente

eliminadas, caracterizando um fator determinante para as propriedades mecânicas de uma solda por atrito (MEYER 2002).

### **3.1.3 Parâmetros relevantes ao processo**

Os parâmetros do processo de soldagem por atrito podem ser divididos em seis: força axial (*axial pressure*), velocidade de rotação, comprimento de queima (*burn-off*), tempo de aquecimento, tempo requerido para desaceleração, bem como a força e o tempo de forjamento (PIRES 2007). Destes, os quatro primeiros merecem maior atenção, devido às suas características mais relevantes na qualidade da união, sendo descritos em maiores detalhes a seguir.

#### **3.1.3.1 Força Axial**

A força axial é um dos parâmetros de maior importância, pois com o aumento da força aplicada aumenta proporcionalmente a adesão (Macedo 2008). Este parâmetro apresenta relevância no processo. Esta deve ser conservada em valores que permitam manter as superfícies de atrito muito próximas, de modo a evitar a presença de partículas indesejáveis na interface e a formação de filmes de óxido. No entanto, valores muito elevados podem dificultar o controle do processo, devido as elevadas temperaturas locais e das altas taxas de comprimento de queima. Ellis (1972) apresentou de forma bem detalhada a influência da força axial na qualidade da união. Além de controlar de forma efetiva os tempos de soldagem, a mesma atua no perfil e características da ZTA. As maiores forças conduzem a um estreitamento da ZTA, a qual propaga, na direção axial, semelhantemente a um perfil cônico, com origem no centro da solda e estendendo-se para o exterior. Para as forças menores, a ZTA é apresentada com um perfil mais abrangente, propagando paralelamente à superfície de atrito. Recomenda-se o emprego de forças maiores para a obtenção de uma microestrutura mais refinada, evitando-se a formação de ferrita de Widmanstätten, proporcionando assim um relativo ganho nas propriedades de tração, dureza e tenacidade (AWS 1991).

#### **3.1.3.2 Velocidade de Rotação**

Existe uma grande faixa de variação da velocidade de rotação sem que haja sensíveis perturbações na qualidade da solda (AWS 1991). Segundo Vill (1962 citado por MEYER 2002), existem certas velocidades ótimas para cada combinação de materiais e aplicações. Nas mais altas velocidades de rotação, as interações entre as asperidades são acompanhadas por uma ação de

polimento entre as superfícies em atrito. Este comportamento pode estar relacionado às condições viscoplásticas do material interfacial, o que conduz a um maior tempo de aquecimento para serem alcançadas as condições plásticas ideais, favorecendo-se assim a propagação de calor e intensificação da ZTA. As altas velocidades irão ocasionar, além do maior volume de material aquecido, uma menor taxa de resfriamento e queda nas propriedades mecânicas, tais como limite de resistência e dureza (ELLIS 1972). Já as mais baixas velocidades implicarão em menor acréscimo de energia de soldagem e um menor aquecimento periférico na superfície em atrito.

Contudo, principalmente em elevadas pressões axiais, é necessário uma unidade com maior potência a fim de superar os esforços resistivos a baixa rotação. As baixas rotações também podem ser um agravante, devido às mais altas taxas de resfriamento, podendo ocasionar, dependendo do meio de resfriamento, a formação de fases com excessiva dureza. Foi observado que maiores velocidades privilegiarão uma estrutura mais grosseira de Widmanstätten, com propriedades mecânicas de resistência inferiores àquelas obtidas a baixas rotações (PINHEIRO 2001). Quanto maior o tempo em processamento, maior será a expansão do calor pelo material e conseqüentemente menor será o a taxa de resfriamento.

### **3.1.3.3 Comprimento de Queima**

Descreve a quanto do pino será consumido no processo. Este parâmetro é utilizado para controlar o ciclo de soldagem, ou seja, início e fim do processo, além de ter significativa influência na qualidade da união. Apresenta forte influência da força axial e velocidade de rotação, de modo que, altas forças e baixas velocidades, propiciam os mais elevados comprimentos de queima. Ellis (1972) demonstrou que os maiores comprimentos de queima tendem a desenvolver maiores valores de limite de resistência. O controle do processo através deste parâmetro apresenta a desvantagem de necessitar um adequado alinhamento entre as seções a serem unidas, à presença de rebarbas e os defeitos superficiais. Esses fatores levam a uma redução na qualidade da união soldada (NICHOLAS 1995).

### **3.1.3.4 Tempo de aquecimento**

Definido como sendo o período de tempo compreendido entre o contato inicial das superfícies de atrito e o final da fase de frenagem (velocidade nula). Este parâmetro é por sua vez dependente da força aplicada e da velocidade de rotação, sendo inversamente proporcional a ambos. Este parâmetro é de importância na quantidade de calor gerado e propagado ao longo da

região soldada e ZTA. A microestrutura final é dependente tanto do nível de aquecimento atingido ao longo do processo como das taxas de resfriamento (ELLIS 1972).

### 3.1.4 Vantagens e limitações da soldagem por atrito

A seguir são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo por atrito em relação ao de soldagem convencional, com base nas descrições apresentadas por MEYER (2002)(N-1738).

- Em geral, não é necessária uma atenção especial com a limpeza das superfícies a serem unidas, uma vez que o processo é considerado autolimpante, pois o atrito rompe, desloca e remove as impurezas da superfície de solda para a região da rebarba;
- Não é necessário o uso de metal de adição, fluxo e/ou gás protetor.
- O processo é considerado seguro e limpo, pois não há emissão de gases tóxicos prejudiciais a saúde do operador, além de não haver fagulhas, radiação, fumos, respingos ou até mesmo, riscos com problemas elétricos envolvendo as altas tensões elétricas dos processos a arco;
- Ausência de defeitos relacionados aos fenômenos de solidificação, tais como: porosidade, segregação e adsorção de hidrogênio, já que o processo ocorre no estado sólido;
- A baixa quantidade de energia cedida à peça, juntamente com ciclos rápidos de processamento são características, que permitem aplicações no reparo de oleodutos operantes, petroquímicas, linhas de gás e etanol, assim como em componentes de instalações “offshore”, com segurança;
- Formação de uma ZTA estreita;
- Permite a união de metais dissimilares, difíceis ou até mesmo impossíveis de serem soldados por outros processos;
- O processo pode ser facilmente automatizado, permitindo a produção em série de soldas com alto controle de qualidade. O equipamento poder ser operado a longas distâncias, apropriado

para aplicação em áreas classificadas de difícil acesso pelo operador, ou até mesmo de perigoso acesso, tal como para manutenção e reparos de trincas na indústria nuclear;

- Permite a realização de solda em atmosfera explosiva, sem risco de explosão, adequada para emprego na indústria petrolífera, além da possibilitar a realização de soldas sem a necessidade de paradas na linha de produção;
- Baixos custos, facilidade de operação, instalações simples, baixo consumo de energia e o curto ciclo de soldagem, fazem com que o custo efetivo deste processo seja atrativo comparado a outros existentes;
- Não requer operadores com habilidades manuais específicas;
- Processo automatizado, garantindo reprodutibilidade e qualidade controlada da junta soldada;
- Na grande maioria dos casos, a resistência da solda é igual ou até mesmo superior à dos metais de base.

#### **Limitações/desvantagens do processo:**

- Ao menos uma das peças deve ter um eixo de rotação, de modo que a peça gire sobre o eixo do plano de soldagem;
- Cavidade no final da solda (*flash*) interna em caso de tubos;
- Um dos materiais a serem unidos deve ser passível de deformação plástica;
- A preparação e o alinhamento das peças podem ser um ponto crítico na realização de uma deformação plástica uniforme e aquecimento da superfície de atrito;
- O processo é normalmente limitado a realização de soldas de topo planas e em ângulo (filete);
- Baixa taxa de deposição (atrito convencional);

- Altas cargas aplicadas (axial e transversal) necessitando de um sistema com alta rigidez e de fixação;
  
- Elevado custo inicial com equipamentos e ferramentas.

### 3.1.5 Processo de soldagem por atrito com pino consumível (FHPP)

O processo de soldagem por atrito com pino consumível, também conhecido como “*Friction Hydro Pillar Processing*” (FHPP), é considerado um método muito recente, sendo desenvolvido ao longo da década de 90 no “*The Welding Institute*” (TWI) e caracterizado como um processo de soldagem por atrito não-convencional. Esta técnica apresenta um forte atrativo industrial, principalmente para indústrias do petróleo, devido à capacidade de utilização do processo no reparo de trincas por atrito em estruturas *offshore*, tubulações de gás e petróleo, bem como na indústria naval (PIRES 2007).

Em virtude do restrito número de publicações acerca desta técnica, se conhece relativamente muito pouco sobre os fenômenos envolvidos, bem como a influência real dos parâmetros do processo e suas faixas ótimas de operação, visto que estes também dependem do tipo de material trabalhado (MEYER 2002).

### 3.1.6 Descrição e caracterização do processo

O processo de soldagem por atrito com pino consumível pode ser dividido em duas etapas:

- a. abertura de um furo cego (não passante), com geometrias tanto cônicas, quanto cilíndricas;
- b. preenchimento deste furo por meio de um pino (consumível), primeiramente rotacionado e posteriormente inserido coaxialmente ao furo para ser, então, submetido a um esforço normal de compressão (NICHOLAS 1995).

Devido às interações entre as superfícies de atrito é gerado calor que provoca o aquecimento e conseqüente redução do limite de escoamento do material. Este efeito térmico forma um fluxo plástico que, mediante as forças existentes, propaga axialmente ao longo da seção do pino consumível, promovendo o completo preenchimento do orifício (THOMAS 1992). Um esquema do processo é apresentado na Figura 6.

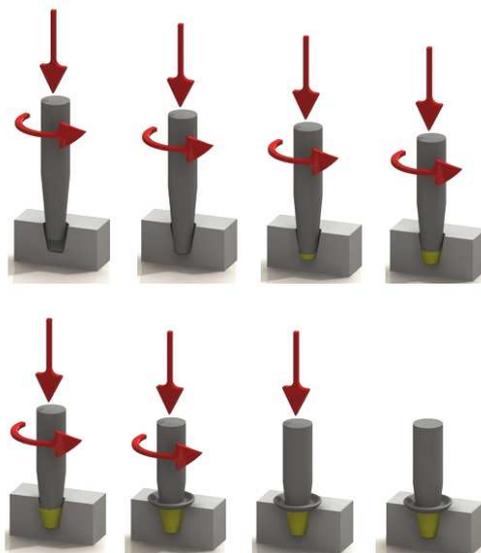


Figura 6 - Ilustração esquemática das diferentes etapas de soldagem pelo processo FHPP (ROSADO 2008).

A soldagem por atrito com pino consumível foi patenteada por Thomas e outros (1992), sendo certificada pelo TWI. É derivada da técnica chamada “Tapered Plug Welding”, ilustrada na Figura 7. Este processo foi apresentado por Andrews e Mitchell (1990), com o objetivo de realizar reparos de estruturas offshore, em condições subaquáticas. O “Tapered Plug Welding” difere do FHPP pelo fato de trabalhar com orifícios passantes, onde a maior concentração de deformação plástica encontra-se nas paredes laterais, e não ao longo de grande parte da seção transversal do pino.

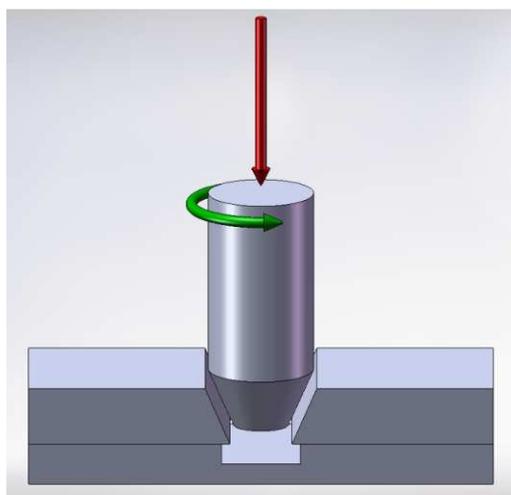


Figura 7 - Ilustração do processo “Tapered Plug Welding” (PIRES 2007).

As mesmas vantagens tecnológicas apresentadas para a soldagem por atrito também estão presentes no processo de soldagem por atrito com pino consumível. Como o processo é realizado

dentro da fase sólida, este não é influenciado pela pressão ambiente, o que evidencia a sua aplicação em locais subaquáticos, a elevadas profundidades (NIXON 1986).

Em vista do intenso trabalho mecânico a quente que o consumível (pino) está sujeito, suas propriedades mecânicas de limite de resistência e dureza finais tendem a ser mais elevadas que aquelas apresentadas pelo material de origem, podendo estas, ainda, ser alteradas mediante práticas de tratamento térmico (MEYER 2002).

### 3.1.7 Influência da geometria do corpo de prova na qualidade da solda

O processo de soldagem por atrito com pino consumível conta com duas configurações geométricas distintas, sendo uma geometria constituída por uma forma cilíndrica e outra por um perfil cônico (Figura 8).

A geometria cilíndrica é indicada para a realização de reparos em estruturas de parede grossa, e o perfil cônico, é utilizado tanto para as paredes grossas quanto para estruturas de paredes mais finas. No caso de estruturas de grande espessura, seria necessário um considerável aumento no diâmetro do pino cônico, tornando indispensável o uso de equipamentos mais robustos, o que é inconveniente para aplicações práticas (PINHEIRO et al. 2001).

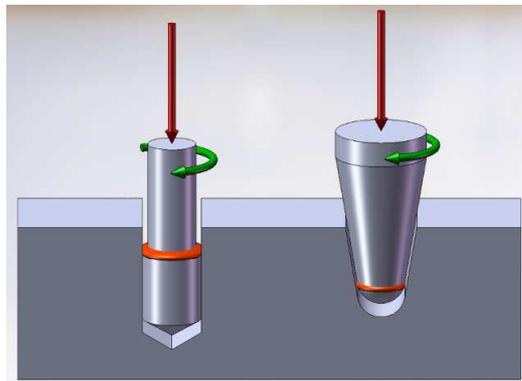


Figura 8 - Ilustração de diferentes geometrias do processo FHPP. Geometrias cilíndrica e cônica (PIRES 2007).

Devido à intensa deformação plástica na região de processamento do pino, um material suficientemente viscoso se forma, permitindo a distribuição das tensões no pino de forma hidrostática, ou seja, as pressões na ponta do consumível serão iguais às verificadas nas paredes laterais (THOMAS 1997). Dentro deste contexto, foi proposto que o perfil cônico favorece a decomposição da força axial em uma componente normal à interface pino/bloco, intensificando as condições de fluxo plástico e as uniões metalúrgicas (NICHOLAS 1995). Contudo, Meyer (2002) argumentou que as condições do material viscoplástico são insuficientes

para a existência de um comportamento hidrostático das forças, sendo verificado que as mesmas atuam diferentemente tanto nas paredes laterais quanto na ponta do pino.

Deste modo Meyer (2002) sugere que as diferenças nas condições das uniões metalúrgicas, bem como das propriedades mecânicas e microestruturas obtidas para a geometria cônica são melhores em relação às diferenças na duração do processo e no ciclo termomecânico. Foi admitido que o perfil cônico permite a realização de ensaios com cargas axiais mais elevadas, com o intuito de intensificar a qualidade da união sem, contudo, ocasionar taxas de comprimento de queima muito elevadas (PIRES 2007).

A geometria do pino e do furo são fatores de extrema importância na obtenção de completos preenchimentos sem a presença de falhas na região do reparo. É de conhecimento que a região de preenchimento, compreendida entre o fundo do furo e as paredes laterais é considerada um ponto de concentração de defeitos, decorrentes da falta de união metalúrgica e de estreitamento da ZTA (MEYER 2002).

Em seu trabalho, Meyer (2002) pesquisou detalhadamente os efeitos de modificações geométricas nas pontas dos pinos e no fundo dos furos buscando eliminar defeitos. A avaliação foi realizada utilizando tanto pinos cilíndricos, quanto cônicos, com pontas cegas, chanfradas e arredondadas, sendo também confeccionado o fundo dos furos com características semelhantes, com fundo chanfrado ou arredondado.

Foi constatada a presença de defeitos principalmente quando eram utilizados blocos chanfrados e pinos de ponta cega ou chanfrada. Quando da utilização de blocos com fundos arredondados, houve um grande incremento na qualidade da solda nas extremidades inferiores da região de preenchimento independentemente do tipo de geometria do pino empregada, indicando que a geometria do bloco é de grande importância no incremento da qualidade da solda, sendo a responsável pela eliminação de falhas de preenchimento na união (PIRES 2007).

Resumindo, Meyer (2002) mostrou que o uso de uma geometria que favoreça o melhor aporte térmico na superfície inferior bem como condições menos restritivas ao fluxo plástico, são essenciais na obtenção de uniões com qualidades superiores. Estes estudos compreendem a etapa inicial na busca de um melhor entendimento dos efeitos geométricos servindo como base para pesquisas futuras (PIRES 2007).

### **3.1.8 Influência dos parâmetros de processo na microestrutura e propriedades mecânicas**

Durante as análises feitas por Meyer (2002) a respeito da influência dos parâmetros força axial e velocidade de rotação foi demonstrado que a ZTA tende a ser maior com velocidades de

rotação mais elevadas, podendo estar relacionado às maiores energias de soldagem aportadas, quando do uso de altas rotações.

O parâmetro força axial é essencial nos tempos de processamento, apresentando redução considerável destes tempos com o aumento da força. Em consequência deste comportamento e das maiores taxas de comprimento de queima foi observado que a ZTA sofre um estreitamento com aumento de força axial, visto que os menores tempos conduzem a uma menor propagação de calor. (Lessa 2011).

Meyer (2002) observou que para aumentos da força axial, há uma propensão a atingir valores maiores de limite de resistência e de dureza, na região do reparo. O tempo de processamento serve como referência da qualidade final obtida na solda, onde a força axial assume um papel de maior destaque frente à velocidade de rotação (ELLIS 1972). Como base nos resultados apresentados por Meyer (2002), verificou-se que, dentro da região de reparo, bem como na ZTA, as propriedades mecânicas, avaliadas em termos de dureza, limite de escoamento e limite de resistência são relativamente aumentadas e uma queda na capacidade de alongamento é observada. Entretanto, a avaliação do efeito dos parâmetros do processo sob tais propriedades não é algo que se mostrou bem definido, o que ficou mais nítido nos perfis de microdureza (PIRES 2007).

Na soldagem FHPP de aços, a interface pino/bloco (Zona de ligação) é caracterizada pela formação de ferrita Acicular e martensita devido às altas taxas de resfriamento presentes no processo. A região localizada no centro da solda é composta por ferrita acicular e as regiões que sofrem maior aquecimento compostas por ferrita de Widmanstätten mais grosseira, com facilidade para formar plaquetas. As variações microestruturais na região da solda são consequência do curto ciclo térmico do processo, representado por altas taxas de geração de calor, que se propagam axialmente ao pino, combinado com taxas de resfriamento distintas para cada região do reparo (PIRES 2007).

## 3.2 PRINCÍPIOS DE METALURGIA FÍSICA DOS AÇOS

### 3.2.1 **Discordâncias e os fenômenos de escorregamento**

“Uma discordância num cristal é um defeito linear da estrutura cristalina, estando os átomos adjacentes às discordâncias deslocados de suas posições normais do reticulado.” (Reed-Hill 1994).

#### DISCORDÂNCIAS

Uma discordância é um defeito linear ou unidimensional ao redor de alguns átomos desalinhados, uma perturbação da estrutura cristalina. Dentro da região ao redor da discordância está alguma distorção localizada da rede. Conforme Hull e Bacon (2001) descrevem, se existisse um cristal perfeito, ou seja, com ausência de discordâncias, o escorregamento entre um plano e outro adjacente teria que ser um movimento rígido cooperativo de todos os átomos de uma posição de registro perfeito para o outro. Virtualmente todos os materiais cristalinos contêm algumas discordâncias (Figura 9) que são introduzidas durante a solidificação, durante a deformação plástica e como uma consequência de tensões térmicas que resultam do rápido resfriamento. Migrações atômicas podem também ocorrer ao longo de discordâncias, contornos de grão e superfícies externas. Em sólidos cristalinos a deformação plástica envolve o movimento de discordâncias, (Callister 2007)(Reed-Hill 1994).

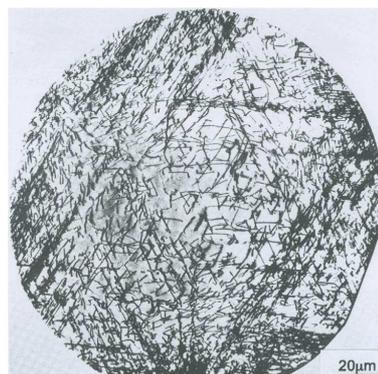


Figura 9 - Micrografia de difração de raios X, demonstrando discordâncias em um único cristal de silício. (Hull - adaptado de De Jenkinson e Lang (1962), observação direta das imperfeições em cristais, p. 471 Interscience).

### 3.2.2 **Conceitos básicos**

Discordâncias de cunha e helicoidal são os dois tipos principais de discordâncias. Numa discordância de cunha, existe uma distorção localizada da rede ao longo da extremidade de um plano vertical extra de átomos, que também define a linha de discordância (Figura 10).

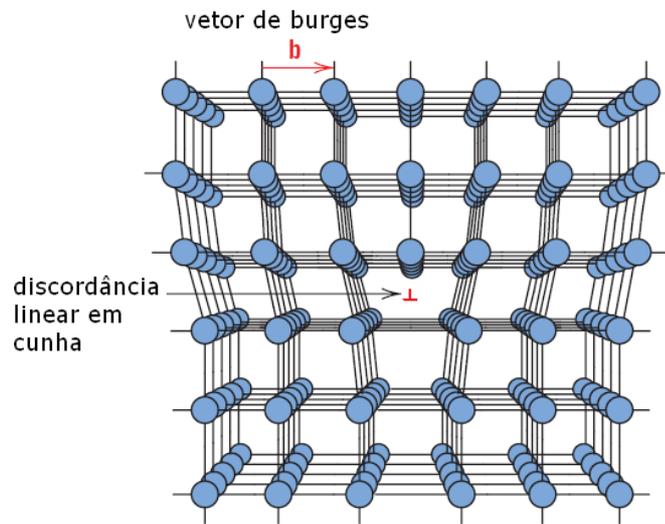


Figura 10 - Discordância em cunha numa rede cristalina (Callister 2007)

A discordância helicoidal ou em hélice tem esse nome devido ao fato de que os planos do reticulado do cristal formam uma espiral na linha da discordância (Figura 11 (a)) (Reed-Hill 1994 e Callister 2007). Callister também considera que ela resulte a partir de uma distorção cisalhante.

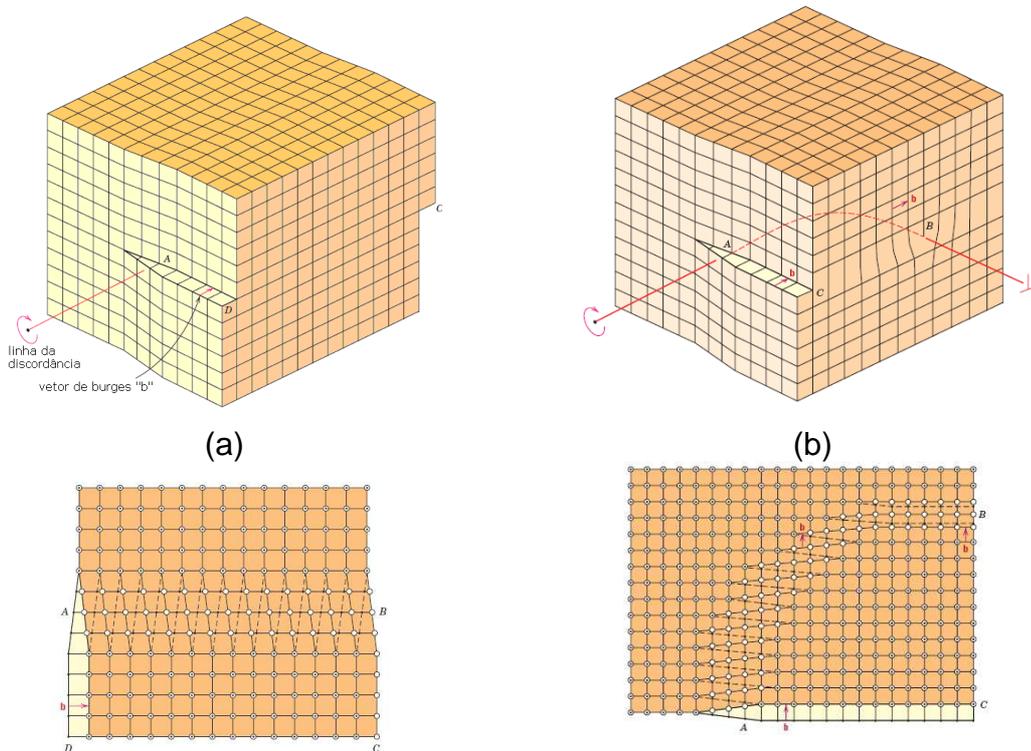


Figura 11 - (a) Discordância helicoidal numa rede cristalina e sua respectiva visão superior; (b) componentes de cunha e helicoidal determinando uma discordância mista e sua respectiva visão superior. (Callister 2007)

Muitas discordâncias em materiais cristalinos têm componentes tanto de cunha quanto da helicoidal; estas são discordâncias mistas (Figura 11 (b)). Migrações atômicas podem também ocorrer ao longo de discordâncias, contornos de grão e superfícies externas.

Uma deformação plástica corresponde ao movimento de um grande número de discordâncias. Uma discordância de cunha se move em resposta a uma tensão cisalhante aplicada numa direção perpendicular à sua linha.

O processo pelo qual a deformação é produzida por movimento de discordâncias é denominado escorregamento ("slip"); o plano ao longo do qual a linha de discordância percorre é o plano de escorregamento. Uma deformação plástica macroscópica simplesmente corresponde à deformação permanente que resulta a partir do movimento de discordâncias, ou escorregamento, em resposta a uma tensão cisalhante aplicada, como representada na Figura 12 a. Note-se que para uma discordância de cunha a linha de discordância se move na direção da tensão cisalhante aplicada  $\tau$ ; para uma discordância helicoidal, o movimento da linha de discordância é perpendicular à direção da tensão. Entretanto a deformação plástica para o movimento de ambos os tipos de discordância é a mesma.

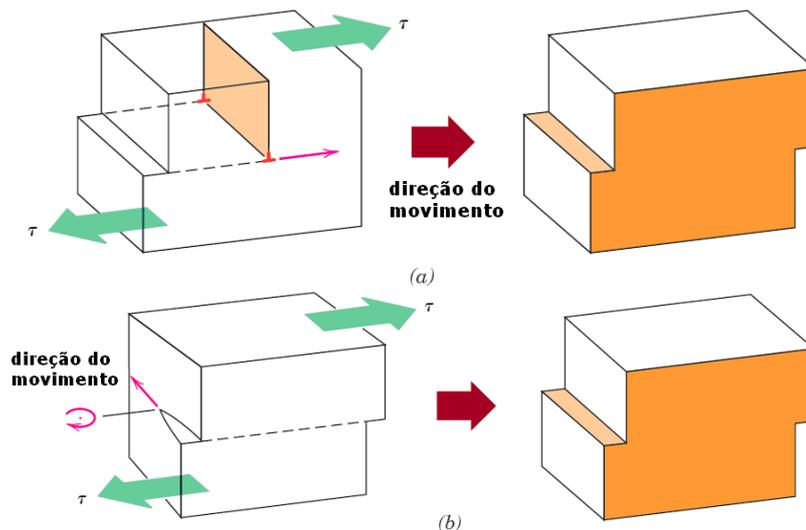


Figura 12 - Formação de degrau na superfície de um cristal pelo movimento de (a) discordância de cunha e (b) discordância helicoidal. (Callister 2007)

A direção do movimento da linha de discordância mista nem é perpendicular nem é paralela à tensão aplicada, mas sim se situa em algum lugar entre as mesmas. O número de discordâncias ou “densidade de discordâncias” num material é expresso como o comprimento total das discordâncias por unidade de volume ou, equivalentemente, o número de discordâncias que intersectam a unidade de área de uma seção aleatória. As unidades de densidade de discordâncias são milímetros de discordância por milímetro cúbico ou por milímetro quadrado. Densidades de discordância tão baixas quanto  $10^3 \text{ mm}^{-2}$  são tipicamente encontradas em cristais metálicos cuidadosamente preparados. Para metais intensamente deformados, a densidade de discordâncias pode chegar a valores altos, entre  $10^9$  e  $10^{16} \text{ mm}^{-2}$ . Isso significa que, com a

deformação, o número de discordâncias num metal aumenta. O tratamento térmico conseguirá reduzir a densidade de discordâncias de uma amostra de metal deformado até  $\sim 10^6 \text{ mm}^{-2}$ .

### 3.2.3 Características de discordâncias

Várias características de discordâncias são importantes no que se refere às propriedades mecânicas de metais. Estas incluem campos de deformação que existem ao redor de discordâncias, que influenciam na determinação da mobilidade das discordâncias, bem como sua capacidade de se multiplicar. Quando metais são plasticamente deformados, alguma fração da energia de deformação (aproximadamente 5%) é retida internamente e a parte remanescente é dissipada como calor. A porção maior desta energia armazenada está como energia de deformação associada com discordâncias. Durante a deformação plástica, o número de discordâncias aumenta drasticamente. Sabe-se que a densidade de discordâncias num metal que tenha sido altamente deformado pode ser tão alto quanto  $10^{16} \text{ mm}^{-2}$ . Contornos de grão, bem como defeitos internos e irregularidades de superfície tais como arranhões e pequenos entalhes, que agem como concentrações de tensão podem servir como sítios de formação de discordâncias durante a deformação. Sob algumas circunstâncias, discordâncias existentes podem também se multiplicar.

Uma discordância é uma descontinuidade na qual o reticulado muda de um estado não cisalhado para um estado cisalhado. Embora uma discordância possa variar de orientação num plano de escorregamento (ver item seguinte – Sistemas de escorregamento), a variação de cisalhamento é em qualquer lugar a mesma, e o vetor de escorregamento  $\mathbf{b}$  é, portanto, uma propriedade característica da discordância. Por definição este vetor é chamado de *vetor de Burges* da discordância.

O vetor de Burges de uma discordância é uma propriedade importante porque, se o vetor de Burges e a orientação da linha da discordância são conhecidos, a discordância está completamente descrita. (Dieter 2005)(Callister 2007)(Reed-Hill 1994).

## SISTEMAS DE ESCORREGAMENTO

Discordâncias não se movem com o mesmo grau de facilidade em todos os planos cristalográficos de átomos e em todas as direções cristalográficas. Ordinariamente existe um plano preferido e naquele plano existem direções específicas ao longo das quais os movimentos de discordâncias ocorrem. Este plano é chamado o *plano de escorregamento* – é o plano que contém o vetor de Burges e a discordância - segue-se que a direção de movimento é chamada a *direção de*

*escorregamento*. Esta combinação de plano de escorregamento e direção de escorregamento é denominada o *sistema de escorregamento*. O sistema de escorregamento depende da estrutura cristalina do metal e é tal que a distorção atômica que acompanha o movimento de uma discordância é um mínimo. Para uma estrutura cristalina particular, o plano de escorregamento é aquele plano tendo o mais denso empilhamento atômico, isto é, tem a mais alta densidade planar. A direção de escorregamento corresponde à direção, neste plano, que é a mais estreitamente compactada com átomos, isto é, tem a mais alta densidade linear.

Metais com estruturas cristalinas CFC (Figura 13) ou CCC têm relativamente grande número de sistemas de escorregamento (pelo menos 12). Estes metais são bastante dúteis porque a deformação plástica extensiva é normalmente possível ao longo de vários sistemas. Ao contrário, metais HC tendo uns poucos sistemas de escorregamento ativos são normalmente bastante frágeis.

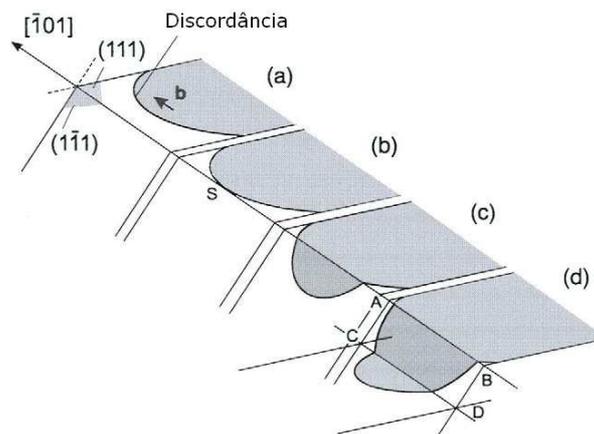


Figura 13 - Sequência de eventos do escorregamento cruzado de metal CFC. A direção  $[101]$  é comum aos planos de  $(111)$  e  $(\bar{1}\bar{1}1)$ . Uma discordância helicoidal S desliza livremente em um desses planos. (Hull 2001)

Reed-Hill cita que os átomos de impurezas tendem a reunir-se ao redor das discordâncias já formadas. Essa segregação de átomos de impurezas não pode normalmente ocorrer num período de tempo razoável em baixas temperaturas porque os átomos do sólido não se difundem ou se movimentam rapidamente para poderem agrupar-se ao redor das discordâncias. Entretanto, em temperaturas mais altas, o movimento dos átomos de impurezas para as discordâncias pode ocorrer muito rapidamente. Assim, as discordâncias formadas em altas temperaturas provavelmente podem ter átomos de impurezas segregados em seu redor.

As mais importantes fontes heterogêneas, onde nucleiam a maioria das discordâncias, são provavelmente pequenas partículas de impurezas, existindo evidências experimentais da formação de discordâncias em inclusões presentes nos cristais de LiF. (Reed-Hill 1994)

### 3.2.4 Deformação plástica de materiais policristalinos

Deformação e escorregamento em materiais policristalinos são mais complexos. Por causa das orientações cristalográficas randômicas dos numerosos grãos, a direção de escorregamento varia de um grão para outro. Para cada um, o movimento de discordância ocorre ao longo do sistema de escorregamento que tem a orientação mais favorável, como definido acima. Isto é exemplificado por uma fotografia de uma amostra de cobre policristalina que foi deformada plasticamente (Figura 14). Antes da deformação a superfície foi polida. Linhas de escorregamento são visíveis e parece que para a maioria dos grãos dois sistemas de escorregamento operaram como evidenciado pelos dois conjuntos de linhas paralelas que também se intersectam. Além disso, a variação na orientação de grão está indicada pela diferença em alinhamento das linhas de escorregamento para vários grãos.

A deformação plástica bruta de uma amostra policristalina corresponde à distorção dos grãos individuais por meio de escorregamento. Durante a deformação, a integridade mecânica e coerência são mantidas ao longo dos contornos de grão; isto é, os contornos de grão não se abrem. Como uma consequência, cada grão individual é estrangulado, num certo grau de deformação, na forma em que ele pode assumir em conjunto com os grãos vizinhos. As maneiras nas quais grãos se distorcem como um resultado de deformação plástica bruta são indicadas na Figura 15. Antes da deformação os grãos são equiaxiais, ou têm aproximadamente a mesma dimensão em todas as direções. Para esta deformação particular, os grãos se tornaram alongados ao longo da direção na qual a amostra foi estendida.

Metais policristalinos são mais fortes do que seus monocristais equivalentes, o que significa que maiores tensões são requeridas para iniciar escorregamento e o decorrente escoamento. Isto é, até num grande grau, também um resultado de estrangulamentos geométricos que são impostos sobre os grãos durante a deformação. Embora um grão pode ser favoravelmente orientado com a tensão aplicada para escorregar, ele não pode se deformar até que grãos adjacentes e menos favoravelmente orientados sejam capazes de se escorregar também; isto requer um maior nível de tensão aplicada.

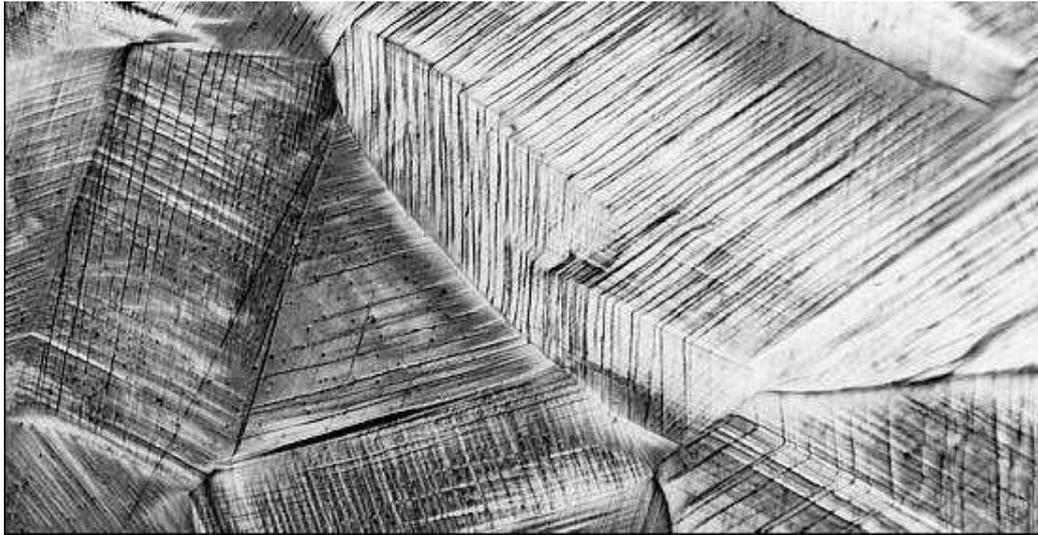


Figura 14 - Linhas de escorregamento na superfície de uma amostra policristalina de cobre que foi polida e subsequentemente deformada. 173x. (Adaptação do Callister 2007).

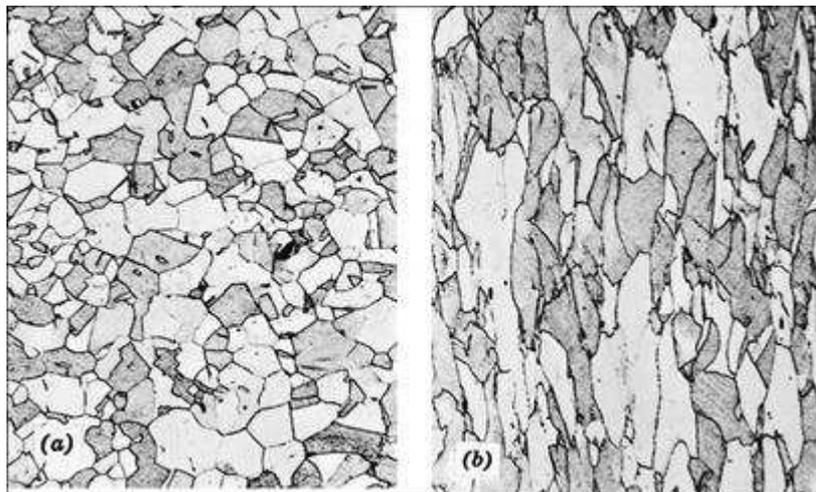


Figura 15 - Alteração da estrutura do grão de um metal policristalino como um resultado de deformação plástica. (a) Antes da deformação os grãos eram equiaxiais. (b) A deformação produziu grãos alongados 170x. (Callister 2007).

### 3.2.5 Contorno de grão

Os contornos de grão desempenham um importante papel na determinação das propriedades de um metal. Em 1940, Bragg e Burgers introduziram a idéia de que os contornos entre cristais da mesma estrutura podiam ser considerados como um arranjo de discordâncias. Se dois grãos diferem ligeiramente em suas orientações relativas, é possível esquematizar sem dificuldade um modelo para o contorno. A Figura 16 mostra um exemplo de um contorno elementar em um reticulado cúbico simples, no qual o cristal da direita girou, com relação ao da esquerda, em torno da direção  $[100]$  (a direção perpendicular ao plano da página). Uma linha imaginária entre os pontos “a” e “b” corresponde ao contorno. Vale ressaltar que a situação da Figura 16 não representa o caso geral de um contorno de grão. Contornos de grão são mais

complicados e com grandes ângulos de desajuste que devem envolver arranjos de discordâncias muito complexos e, assim, nenhum modelo simples satisfatório de sua estrutura foi ainda desenvolvido.

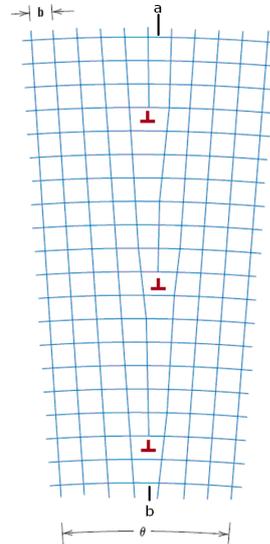


Figura 16 - Contorno elementar em um reticulado cúbico simples no qual o cristal da direita girou num ângulo  $\Theta$ , com relação ao da esquerda, em torno da direção [100]. (callister 2007)

Em resultados experimentais feitos por Shockley-Read (adaptado Reed-Hill 1994), mostrou-se que a tensão superficial do contorno de grão é uma função crescente do ângulo de desajuste, até um valor aproximadamente de  $20^\circ$ , passando então a ser essencialmente constante para valores maiores. Foi determinado que as tensões superficiais de contornos de grão de grande ângulo são aproximadamente da ordem de 0,3 a 0,5 N/m.

Como os contornos são regiões de desajuste ou desarranjo entre cristais, deve-se esperar que o movimento de átomos através ou ao longo dos contornos ocorra com bastante facilidade. Contornos de grão de metais sólidos podem se mover e não devem ser imaginados como sendo fixos no espaço. A temperatura é um fator que contribui para a movimentação do contorno de grão. Uma maneira pela qual a energia de uma amostra pode diminuir pelo movimento de um contorno de grão ocorre quando o contorno se move em um cristal deformado, deixando atrás de si um cristal isento de deformação. Outra força motriz para o movimento é a própria energia dos contornos, pois um metal pode atingir uma situação mais estável pela redução da área de seus contornos de grão. Existem duas maneiras pelas quais isto pode ser conseguido:

- i – os contornos podem mover-se endireitando regiões curvas ou de forma que alguns cristais desapareçam, enquanto outros cresçam;
- ii – fenômeno que resulta num decréscimo do número total de grãos é chamado *crescimento de grãos*.

### **3.3 MICROCONSTITUINTES DOS ACOS**

A soldagem é geralmente realizada com a aplicação de calor e/ou deformação plástica. Como resultado dos diferentes processos ocorrem alterações das propriedades do material na região da junta, que na maioria das vezes são indesejáveis. Há pouco tempo atrás achava-se que a maioria das alterações microestruturais dependiam basicamente das reações ocorridas durante a solidificação e resfriamento do cordão de solda, mas uma consideração interessante que pode-se ter desse trabalho é que não precisa exatamente de fusão para que ocorram transformações microestruturais e que o resfriamento com suas diferentes taxas é que merecem maior destaque.

O desenvolvimento de microestrutura em ligas ordinariamente envolve algum tipo de transformação de fase - uma alteração no número e/ou caráter das fases. A maioria das transformações de fase não ocorrem instantaneamente. Existe a dependência do progresso da reação em relação ao tempo, ou da taxa de transformação. Serão abordados os diferentes microconstituintes e fases metaestáveis para explicar as suas formações no processamento FHPP. A seguir serão discutidas as microestruturas que podem ser formadas nos aços baixo carbono.

Por exemplo, a transformação ocorrida em temperaturas bem próximas a  $Ar_3$  conduz a formação de ferrita pró eutetóide do tipo alotriomorfa de contorno de grão. Porém, se esta transformação dá-se abaixo da temperatura  $W_s$ , referente ao início da morfologia Widmanstätten, ocorre à formação principalmente de placas de ferrita desenvolvidas a partir dos alotriomorfos de contorno de grão previamente originados. Em temperaturas ainda mais baixas, há também a formação de placas ou ripas intragranulares quando o tamanho dos grãos austeníticos é suficientemente grande (ASTM 0 - 1 ou maior). A precipitação de carbonetos ocorre quando a temperatura de transformação é menor que a temperatura eutetóide e dá-se nas interfaces entre o filme remanescente da austenita e as placas (ripas) de ferrita pró eutetóide, formando a bainita superior. (Domingos 2009)

Devido à quantidade de microconstituintes que podem formar-se e suas diferentes características mecânicas, cinéticas e morfológicas, se faz necessária uma revisão destes.

#### **3.3.1 Ferrita de contorno de grão (alotriomórfica)**

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 (abaixo da  $A_3$ ). Nucleiam nos contornos colunares da austenita. Isto ocorre porque o contorno de grão é um caminho de fácil difusão, então, estes contornos de grão formam finas

ferritas ao longo destes, em camadas contínuas. As camadas então engrossam a uma taxa que é controlada pela difusão do carbono na austenita à frente da interface de transformação. Sob condições isotérmicas, a espessura “S” da ferrita muda parabolicamente com o tempo.

$$S = \alpha_1 t^{1/2} \quad \text{equação 3}$$

onde  $\alpha_1$  é chamada de constante de taxa parabólica. Isto é ilustrado na Figura 17, para ligas com diferentes concentrações de carbono.

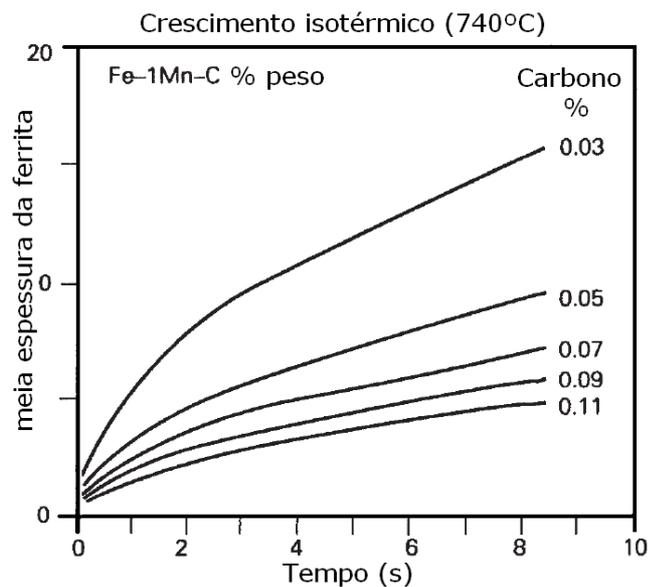


Figura 17 - Uma ilustração na espessura parabólica da ferrita durante transformação isotérmica (Bhadeshia 1992).

A cinética do crescimento se torna sensível à concentração do carbono tal como a solubilidade do carbono na ferrita. A magnitude da constante de taxa parabólica depende do equilíbrio da composição da austenita e ferrita, e na difusividade do carbono na austenita segundo Bhadeshia (1992). A ferrita alotriomórfica nucleada tem relação de orientação reprodutível, tais como aproximação da orientação Kurdjumov-Sachs com um grão austenítico ( $\gamma_1$ ):

$$\begin{aligned} \{111\}\gamma_1 // \{110\}\alpha, \\ \langle 1\bar{1}0 \rangle \gamma_1 // \langle 1\bar{1}1 \rangle \alpha. \end{aligned}$$

Segundo Aaronson (1960), alotriomórfico é um cristal que nucleia no contorno de grão e cresce suavemente, não propagando muito ao longo desse contorno de grão.

A ferrita alotriomórfica apresenta uma forma geralmente (em duas dimensões) lenticular ou equiaxial (Figura 18), porém estudos recentes em três dimensões mostram que a ferrita

alotriomórfica pode apresentar morfologias complexas. Esta morfologia mais simplória da ferrita apresenta um tamanho de grão relativamente grande e, como citado anteriormente, tende 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 soldas que devem apresentar uma elevada resistência à fratura por clivagem (fratura frágil).

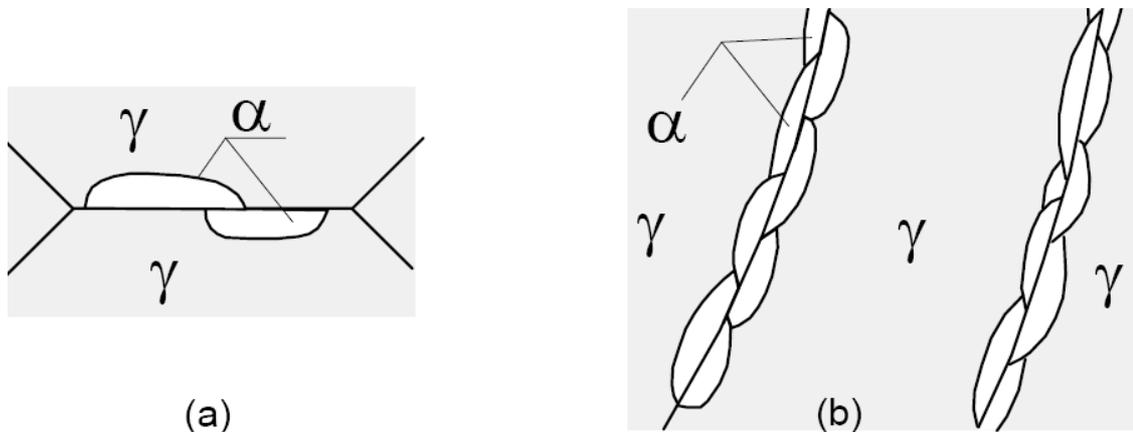


Figura 18 - (a) Desenho esquemático mostrando a ferrita de contorno de grão. (b) Formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita da ZF. (Pinheiro 2001)

As formas da maioria das ferritas alotriomórficas nucleadas nas faces do contorno de grão da austenita apresentam morfologias complexas, mesmo se tratando da face deste grão. A maioria delas é um elipsóide achatado nos pólos ou elipsóides espalhado. Algumas delas apresentam forma de placas ou pirâmides (Figura 19). (Cheng 2010).

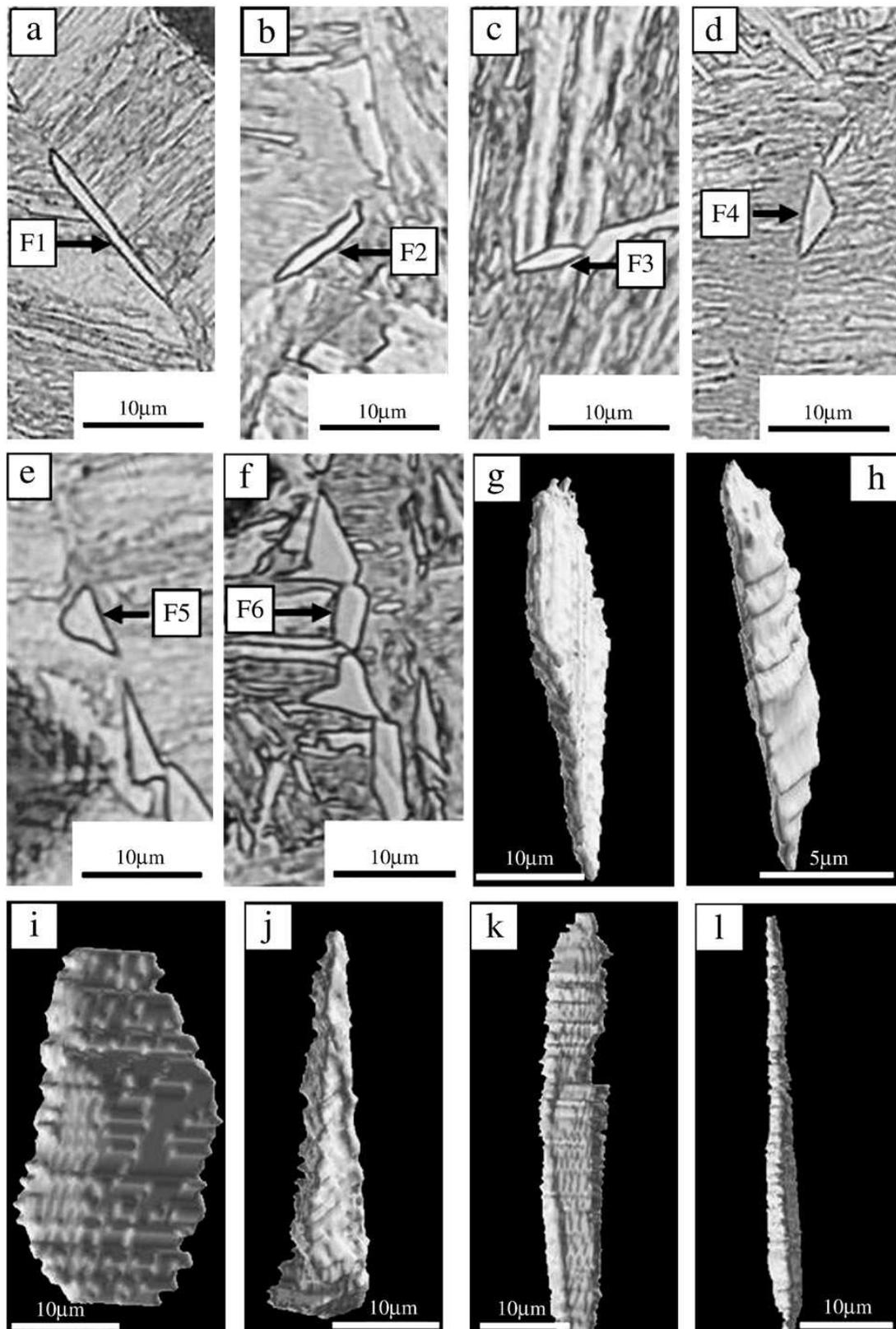


Figura 19 - Micrografias e imagens reconstruídas em 3-D de ferrita alotriomórfica nucleadas no contorno de grão numa amostra que reagiu isotermicamente a 690°C para (a) e (d) por 7s, e (b) (c), (e) e (f) por 10s. De (g) até (l), reconstruções 3-D de ferrita alotriomórfica das micrografias 2-D da F1 até F6 de (a) até (f). (a), (b), (d) e (e) com uma ampliação de 500 ×, (c) e (f), com uma ampliação de 200x. (Cheng 2010).

Ferrita alotriomórfica nucleada nas arestas ou cantos do contorno de grão da austenita apresentam formatos irregulares de pirâmide triangular ou pirâmide bitriangular. Ferrita alotriomórfica nucleada nos cantos da austenita retida exibem formas complexas formadas por contornos de grãos adjacentes. (Figura 20 e Figura 21) (Cheng 2010).

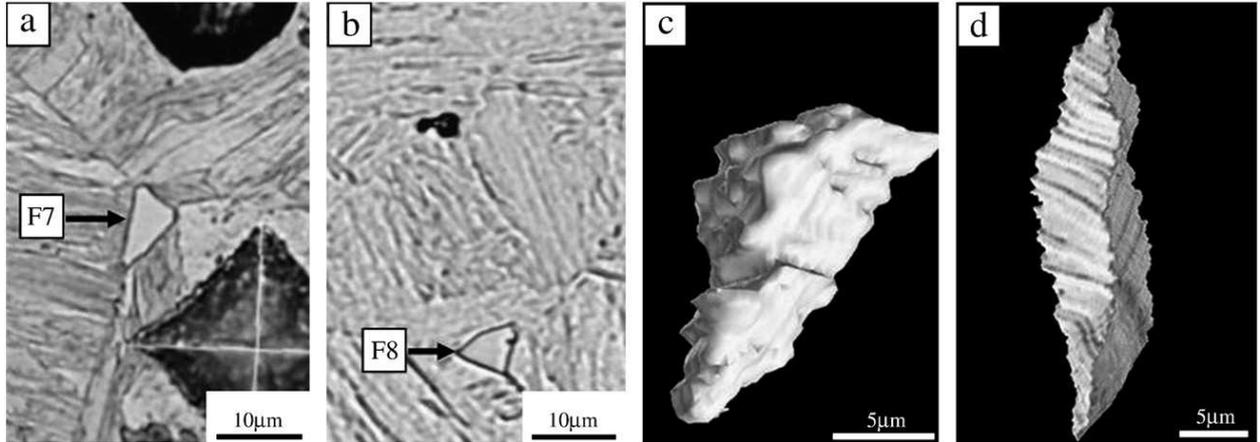


Figura 20 - Micrografia óptica e imagens 3-D reconstruídas de ferrita alotriomórfica nucleadas nas bordas do contorno de grão da austenita na amostra preparada isotermicamente em 690°C (a) por 7s, com uma ampliação de 500x e (b) por 10s, com uma ampliação de 200x; e (c) e (d) imagens reconstruídas 3-D de ferrita alotriomórfica mostrando a F7 e F8 em (a) e (b). (Cheng 2010).

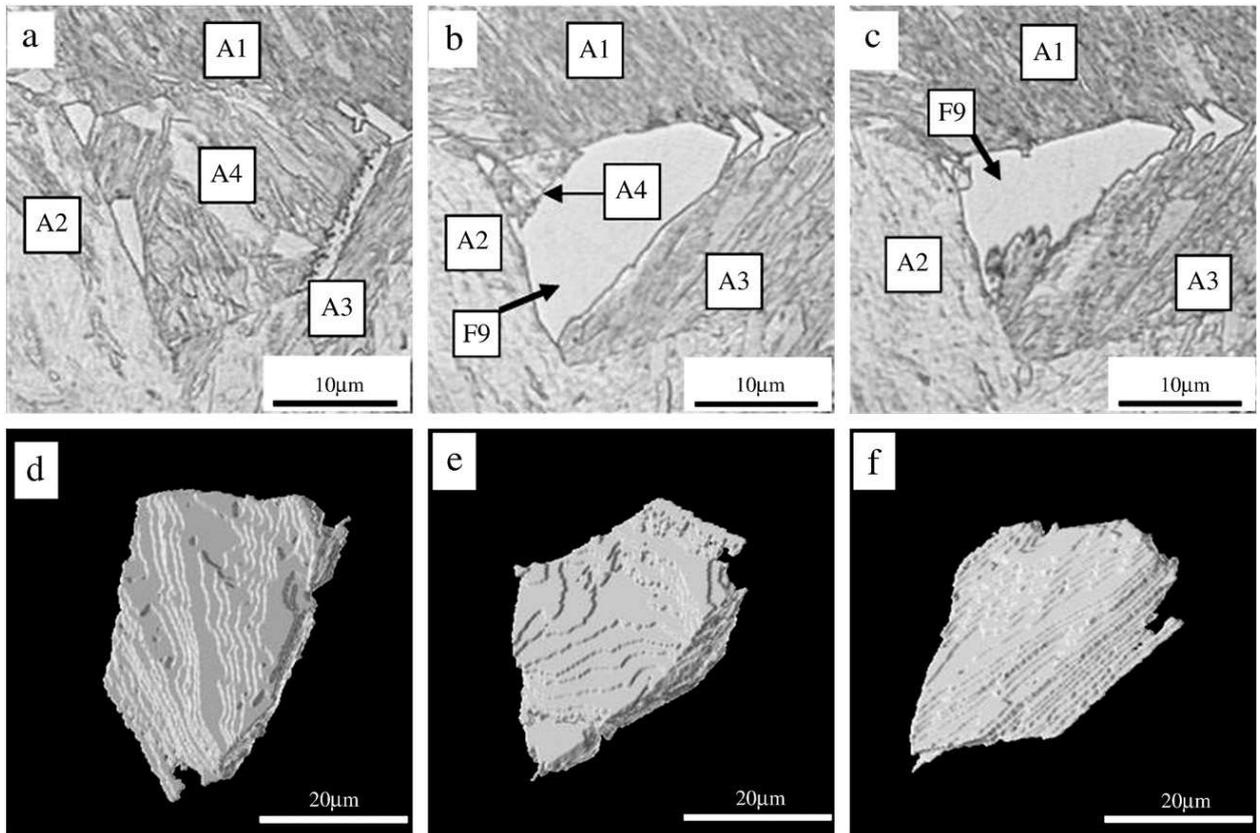


Figura 21 - (a), (b) e (c) micrografia óptica com uma ampliação de 500 × e (d), (e) e (f). Reconstrução 3-D da imagem vista de diferentes perspectivas, de uma ferrita alotriomórfica nucleada em um canto do contorno de grão numa amostra preparada isotermicamente a 690°C por 7s. (Cheng 2010).

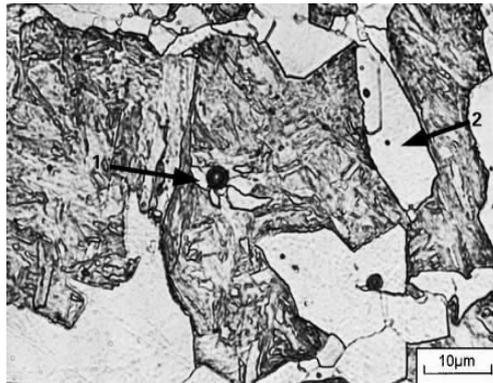


Figura 22 - (1) Ferrita intragranular; (2) ferrita alotriomórfica. (Thewlis 2004).

### 3.3.2 Ferrita poligonal intragranular

Se 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 23 e Figura 24), em materiais de baixa temperabilidade (Bhadeshia 1992). Quando se forma a temperaturas elevadas, a ferrita apresenta grãos equiaxiais que são facilmente identificados com o microscópio ótico. Segundo Aaronson (1960), podem ser idiomórficas, ou seja, cuja forma cristalina original não sofreu alteração. A maioria se forma dentro do grão austenítico. Também são observadas no contorno de grão e podem crescer a partir de inclusões (Figura 22 e Figura 24).

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

- i) A transformação da austenita para ferrita de contorno de grão antecede a formação de ferrita poligonal intragranular.
- ii) Essas duas morfologias de ferrita são características de soldas com baixa velocidade de resfriamento e/ou baixo teor de elementos de liga.
- iii) Microconstituintes como perlita e outros são observados nos contornos da ferrita de contorno de grão e da ferrita poligonal intragranular.

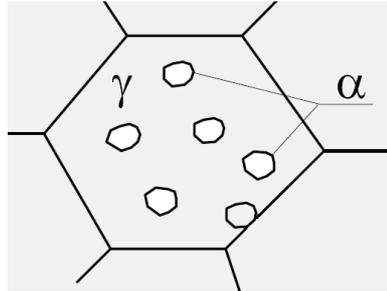


Figura 23 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal (idiomórfica) intragranular e no contorno do grão. (Pinheiro 2001).

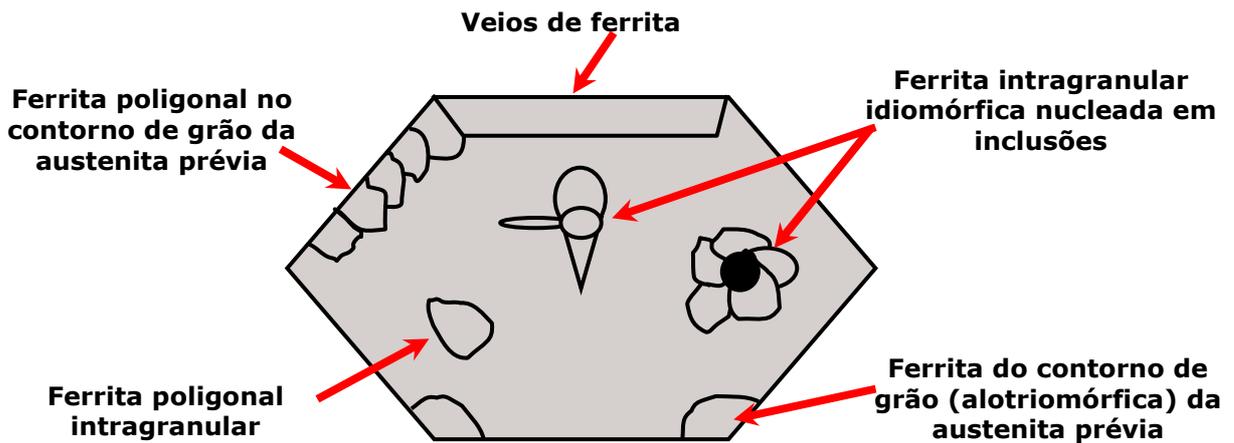


Figura 24 - Ferritas primárias alotriomórficas e idiomórficas. (Adaptado de Thewlis 2004).

### 3.3.3 A Perlita

Como pode ser observado no diagrama da Figura 25, as fases estáveis abaixo da temperatura eutetóide são a ferrita e a cementita, e a estrutura eutetóide é uma mistura dessas fases. Esse constituinte, denominado Perlita, consiste de plaquetas alternadas de  $Fe_3C$  e ferrita, sendo a ferrita a fase contínua. A perlita não é uma fase, mas uma mistura de duas fases, no entanto, ela é um constituinte, porque tem um aspecto definido ao microscópio e pode ser claramente identificada em uma estrutura composta de diversos constituintes (Reed-Hill 1994 e Bhadeshia 1992).

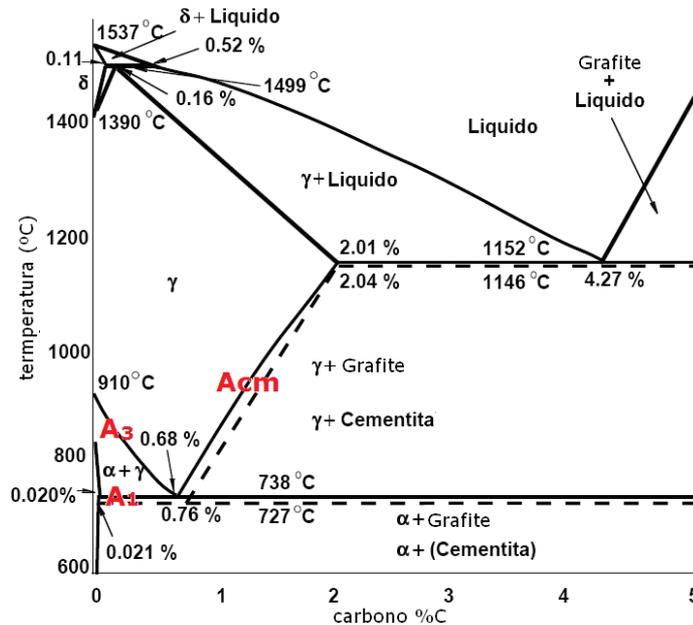


Figura 25 - Diagrama Fe-C.

A decomposição da austenita, originando a perlita, ocorre por nucleação heterogênea e crescimento. Classicamente, a nucleação perlítica pode ocorrer nos contornos de grão da austenita ou em uma falta de homogeneidade como uma inclusão. A nucleação pode iniciar com a de ferrita ou cementita na transformação perlítica dependendo se o aço é de composição hipo- ou hiper-eutetóide. Supondo que o núcleo ativo é uma pequena lamela de cementita, formada em um contorno de grão e que cresce em um dos grãos da austenita. Como esta plaqueta (Figura 26 (a) (i)) cresce em comprimento e largura, ela remove átomos de carbono da austenita que a envolve.

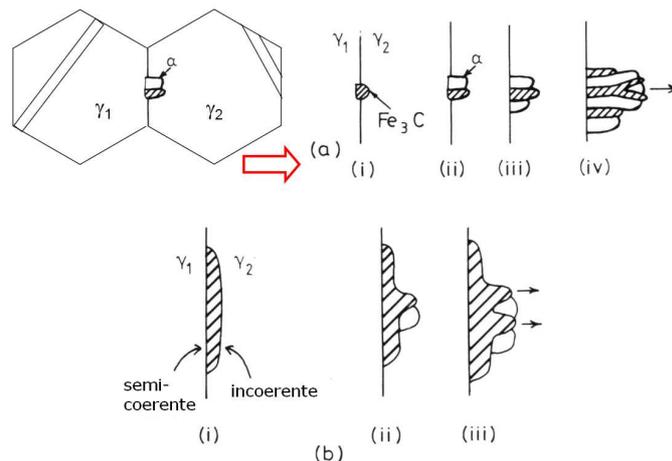


Figura 26 - (a) uma pequena lamela de cementita, formada em um contorno de grão e que cresce em um dos grãos da austenita (b) Se relações de orientação se estabelecem entre  $\gamma_1$  e  $\alpha$  ou  $\text{Fe}_3\text{C}$  e a interface entre as fases formadas e  $\gamma_1$  serem semi-coerentes, ou seja, de mais baixa mobilidade que as interfaces incoerentes entre  $\gamma_2$  e  $\alpha$  ou  $\text{Fe}_3\text{C}$ , a colônia de perlita crescerá sobre  $\gamma_2$ .

Em consequência, a concentração de carbono da austenita em contato decresce. Quando a composição da austenita nas vizinhanças da cementita atinge um valor mais ou menos fixo, a

ferrita nucleia e cresce (Figura 26 (a)-(ii) e (a)-(iii)) na superfície da plaqueta de cementita. Como essa lamela de ferrita praticamente não contém carbono, o seu crescimento é acompanhado de um acúmulo de carbono na interface ferrita-austenita. O acúmulo de carbono continua até nuclear uma nova camada de cementita. O crescimento dessa nova lamela de cementita, por sua vez, induz a formação de uma nova camada de ferrita ((a)-(iv)) e, com a continuação do processo, formam-se as camadas alternadas da colônia de perlita. O crescimento das colônias de perlita ocorre também pela nucleação e avanço de lamelas frontais e laterais (Reed-Hill 1994). Um único núcleo de perlita situado em um contorno de grão de austenita pode crescer originando um grande grupo de colônias contíguas. A estrutura resultante se denomina *nódulo de perlita* (Figura 27). O nódulo tem um formato usualmente esférico. (Kral 2000).

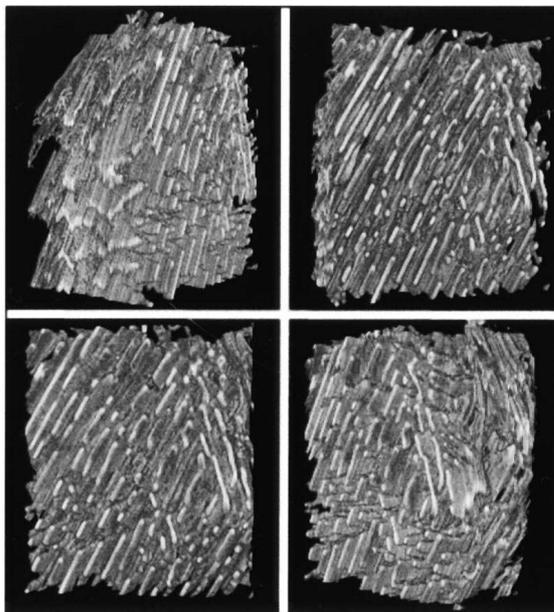


Figura 27 - Um nódulo de Perlita em diferentes perspectivas. (Kral 2000).

Em observações de uma colônia de perlita em 3D comprovam-se as formas de lamelas individuais dentro da colônia. Hillert e Lange mostraram que as lamelas dentro de uma colônia de perlita têm ramificações extensas, e estão todas interligadas. Também foi observado que parece haver muitos precipitados de cementita isolados (Kral 2000).

Tanto a cementita como a ferrita possuem orientações cristalográficas únicas dentro do nódulo de perlita. O processo que controla a taxa de crescimento da perlita é a difusão de carbono. À medida que a temperatura de transformação é diminuída, a força motriz para a reação é aumentada, porém a difusividade do carbono diminui e assim o espaçamento interlamelar da perlita é menor (Thewlis 2004)

Nas transformações em altas temperaturas, a perlita é geralmente observada em nódulos com lamelas de ferrita e cementita que podem tender a coalescer e degenerar. Quando visto na seção transversal, as lamelas se tornam agregados de ferrita e carbonetos. À medida que a temperatura de transformação é diminuída, as lamelas tornam-se progressivamente mais finas até que a estrutura fica com pouquíssima resolução no microscópio ótico (Figura 28). A perlita pode refletir a luz e ficar clara (branca) ao ataque químico. Alternativamente, as lamelas podem tornar-se sujeitas a distorção, aparecendo escuras com o ataque, agregados de ferrita e carbonetos com baixa resolução, algo como uma perlita não-lamelar, pode ser descrita como troostita primária em uma nomenclatura mais antiga.

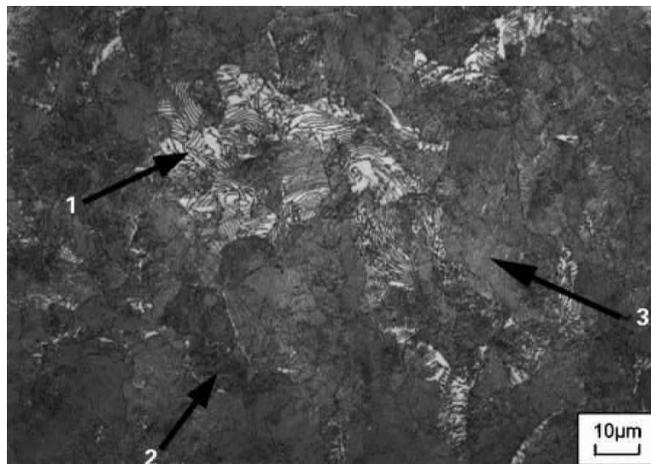


Figura 28 - (1) lamelas alternadas de ferrita/cementita; (2) Agregados finos de ferrita e carbonetos; (3) Perlita sem resolução (troostita). (Thewlis 2004).

Na classificação microestrutural do IIW (1988), FC(P) é usado para descrever a perlita lamelar, perlita coalescida ou degenerada e colônias finas ou sem resolução de perlita. O termo FC é usado para descrever agregados de ferrita e carbonetos. Em temperaturas de transformação reconstrutiva, ilhas grandes de perlita e agregados de ferrita e carbonetos podem estar intercalados com as ferritas primárias de contorno de grão austenítico prévio PF(G). Uma situação similar pode ocorrer com a ferrita primária idiomórfica I(PF) (Figura 29).



Figura 29 - (1) ferrita idiomórfica; (2) agregados de ferrita e carbonetos; (3) perlita degenerada. (Thewlis 2004).

A Cementita é muito mais dura, mas mais frágil do que a ferrita. Assim, com o aumento do percentual de  $\text{Fe}_3\text{C}$  num aço enquanto mantêm-se outros elementos microestruturais constantes resultará num material mais duro e de maior resistência. Isto é demonstrado na Figura 30, na qual as resistências à tração e ao escoamento bem como o número de dureza Brinell são graficados em função da porcentagem de carbono em peso (ou equivalentemente como a porcentagem de  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) para aços que são compostos de perlita fina. Todos os três parâmetros crescem com o aumento da concentração de carbono. Portanto a cementita é mais frágil, o aumento do seu teor resultará num decréscimo tanto da ductilidade quanto da tenacidade.

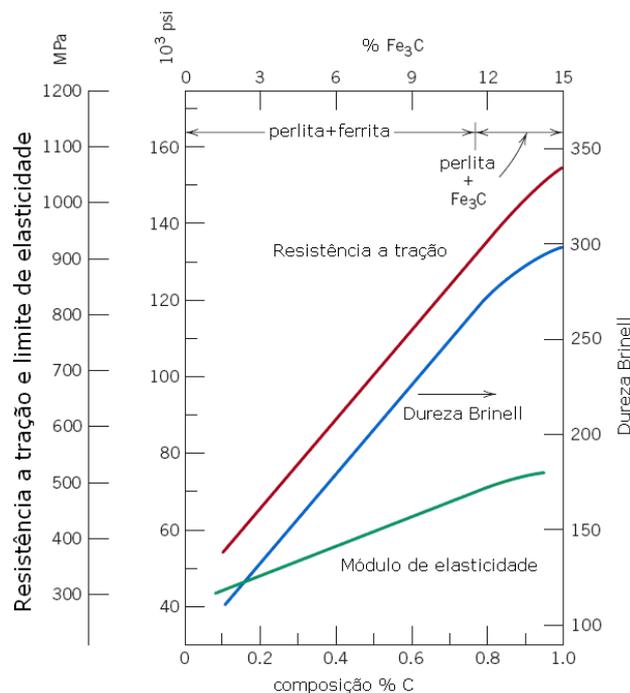


Figura 30 - Gráfico variação de dureza Brinell, módulo de E e resistência a tração com o %C. (Callister 2007).

A espessura da camada de cada uma das fases ferrita e cementita na microestrutura também influencia o comportamento mecânico do material. A Perlita fina é mais dura e mais resistente do que a perlita grosseira. As razões para este comportamento se relacionam a

fenômenos que ocorrem nos contornos de fases  $\alpha$ -Fe<sub>3</sub>C. Primeiro existe um grande grau de aderência entre as duas fases através de um contorno. Portanto, a forte e rígida fase cementita restringe a deformação da fase ferrita mais macia na região adjacente ao contorno; assim, pode-se dizer que a cementita reforça a ferrita. O grau deste reforço é substancialmente maior em perlita mais fina porque maior será a área de interface por unidade de volume de material. Em adição, contornos de grão servem como barreiras para o movimento de discordâncias. Desta forma, existe maior reforço e restrição ao movimento de discordâncias e a perlita mais fina implica em maiores dureza e resistência mecânica. A Perlita grosseira é mais dútil do que a perlita fina. (Callister 2007)(Bhadeshia 1992)(Thewlis 2004).

### 3.3.4 Regime de transformações displaciva

Transformação displaciva é uma mudança na forma com movimento coordenado dos átomos. A mudança de forma induz deformação, gera discordâncias na interface austenita/produto. Essas discordâncias limitam o tamanho dos produtos, pois restringem o seu crescimento. (Larn 2000)(Mazzaferro 2008).

No regime de transformação displaciva em baixas temperaturas, ocorre uma troca da austenita para a estrutura cristalina da ferrita por uma mudança invariável da forma do plano de tensão com um componente de cisalhamento grande. Difusão de átomos de carbono pode acompanhar a transformação por cisalhamento. Para uma transformação puramente displaciva não há movimentação de átomos através da interface  $\gamma/\alpha$ . Reações em regime de transformações displacivas tendem a ser rápidas. As principais fases de transformações displacivas são ferrita Widmanstätten, bainita e martensita. (Thewlis 2004).

### 3.3.5 A Ferrita Widmanstätten

Os Grãos de ferrita Widmanstätten são placas laterais de ferrita que precipitam e crescem diretamente de um contorno de grão da austenita (Figura 31) prévia e/ou da ferrita alotriomórfica nos contornos de grão ou de inclusões. Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores de carbono intermediários (entre 0,2 e 0,4%) e, principalmente, por um super-resfriamento relativamente baixo, em relação à temperatura A<sub>3</sub>, maior do que o associado com a formação dos constituintes anteriores. Formam-se 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 em soldas que devam apresentar uma elevada tenacidade. São facilmente observadas pelo microscópio ótico.

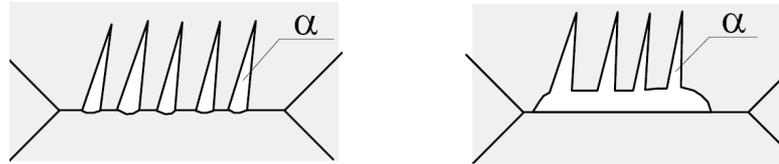


Figura 31 - Desenho esquemático mostrando a morfologia das placas laterais de ferrita. (Pinheiro 2001).

A característica clássica da formação da ferrita de Widmanstätten é que ela pode ocorrer em superesfriamento relativamente baixo. O mecanismo de crescimento considerado envolve a formação simultânea de pares de placas que se acomodam mutuamente para que uma menor força motriz seja necessária para a transformação em comparação com a transformação para bainita ou martensita (Bhadeshia 1981). As placas de ferrita crescem rapidamente em uma proporção de aproximadamente 10:1, resultando em um ordenamento paralelo. A ferrita de Widmanstätten não é o resultado de uma transformação puramente displaciva, mas por mecanismo de paraequilíbrio envolvendo a rápida difusão de átomos de carbono intersticiais através da interface de avanço para a austenita restante durante a transformação de cisalhamento. Devido ao superesfriamento necessário para a formação de Widmanstätten ser baixo, a formação de microfases de austenita retida, martensita ou agregados de ferrita e carboneto (perlita) podem ocorrer entre as placas da ferrita em crescimento.

A ferrita de Widmanstätten pode ser facilmente confundida com bainita. O documento do IIW (1988) descreve tanto a ferrita de Widmanstätten proveniente do contorno de grão austenítico prévio e a bainita como sendo *ferrita em placas* ou *Ferrita com segunda fase (FS)*, mas esta referência também é feita para placas intragranulares (IP). O esquema de classificação do IIW se refere a todas as formas de ferrita de Widmanstätten e bainita como ferrita com segunda fase FS, entretanto pode ser feita uma distinção na terminologia quando a ferrita de Widmanstätten pode ser identificada positivamente, FS(SP) (Thewlis 2004). Por característica, placas de ferrita de Windmanstätten primária crescem diretamente do contorno de grão prévio da austenita, enquanto que placas de ferrita de Windmanstätten secundária crescem a partir de ferrita alotriomórfica encontradas nos contornos de grão, como mostrado, esquematicamente, na Figura 32. Placas de ferrita de Widmanstätten primária também podem crescer a partir de inclusões, enquanto placas de ferrita de Widmanstätten secundárias podem crescer a partir de ferrita idiomórfica intragranular.

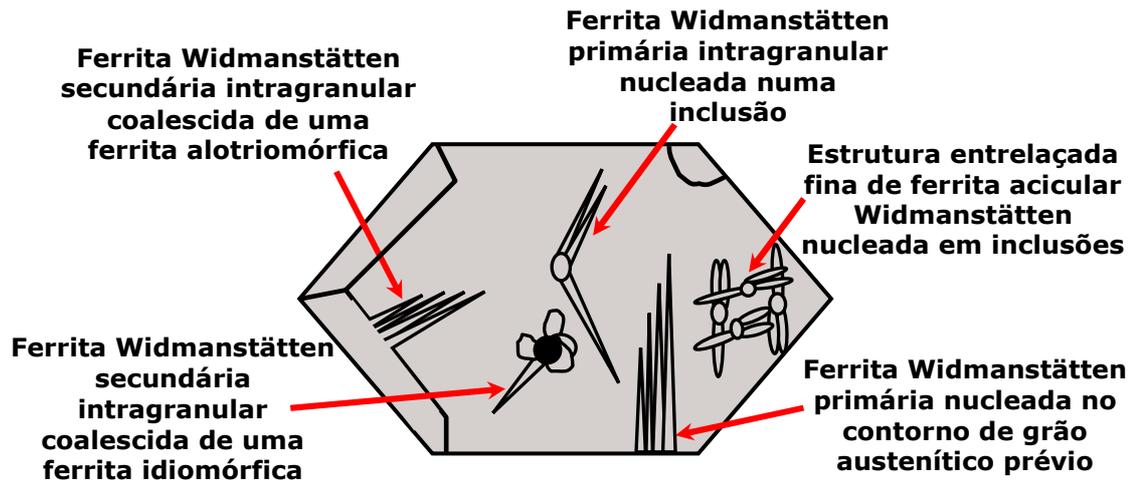


Figura 32 - Ferrita de Widmanstätten primária e secundária. (adaptado de Thewlis 2004).

A ferrita de Widmanstätten que cresce a partir de sítios do contorno de grão austenítico prévio é usualmente vista como colônias de placas paralelas coalescidas com microfase alinhada (Figura 33), que é denominada por *Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A) -*, na caracterização feita pelo IIW. As placas individuais de uma mesma orientação são separadas por contornos de baixo ângulo que são difíceis de resolver utilizando microscopia ótica, embora polimento e ataque com cuidado podem revelá-las. Dependendo do plano de observação, as microfases podem não aparecer alinhadas.

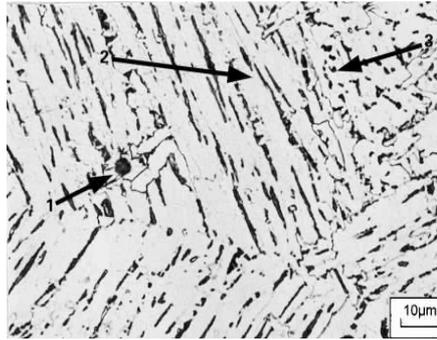


Figura 33 - Colônias interligadas de ferrita de Widmanstätten em aço HSLA 0,05%C e 1,25%Mn, na ZTA de processo de solda por arco submerso. (1) ferrita idiomórfica; (2) ferrita de Widmanstätten no CG do grão austenítico prévio com microfase alinhada; (3) ferrita de Widmanstätten no CG do grão austenítico prévio com microfase não alinhada. (Thewlis 2004).

Foram feitos estudos para desenvolver uma caracterização em três dimensões (3-D) das microestruturas de Widmanstätten. L. Cheng (2010), através destes estudos, percebeu que *placas laterais de Widmanstätten* cresceram diretamente da face do contorno do grão austenítico (Figura 34 a-1). Elas começam o crescimento com um formato de cunha e ao final se tornam pontiagudas.

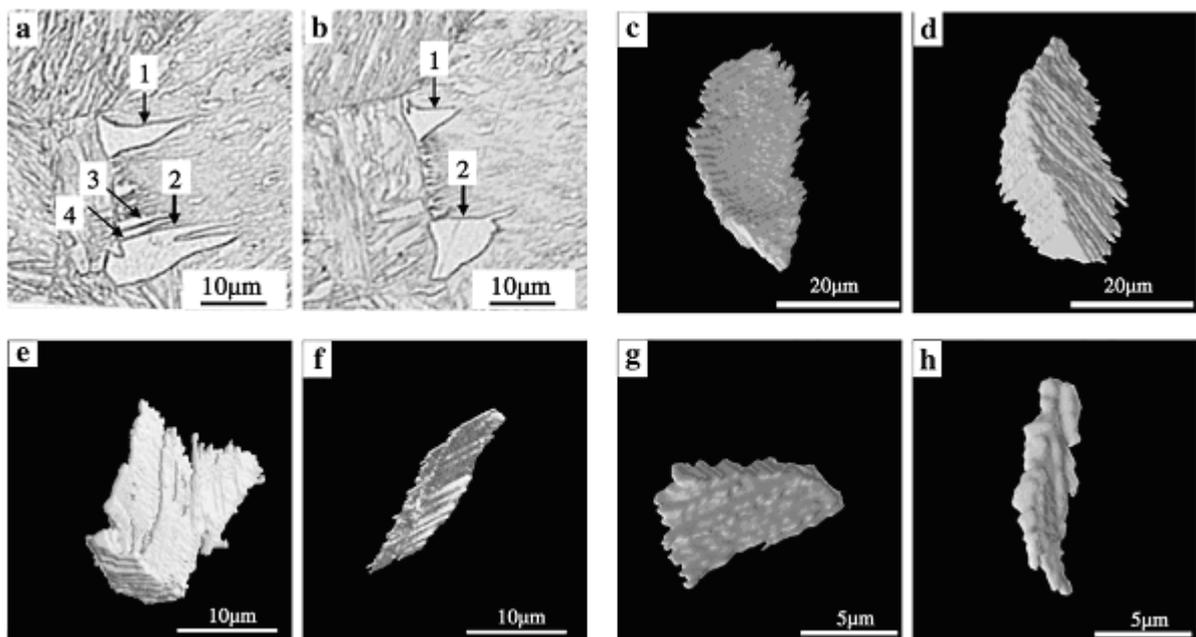


Figura 34 - (a) e (b) Micrografia óptica de Widmanstätten primária em placas laterais - em duas seções planares separadas a partir de uma imagem 2-D. (C) e (d) pontos de vista diferentes em imagens 3-D reconstruídas de Widmanstätten primária em placas laterais - 1. (E) e (f) pontos de vista diferentes de imagens 3-D reconstruídas de Widmanstätten primária em placas laterais - 2. (G) e (h) 3-D imagens reconstruídas de placa lateral recém formada na 3 e 4, respectivamente. (Cheng 2010).

Já com a reconstrução em 3-D de *placas laterais secundárias de Widmanstätten* pode-se confirmar que estas crescem a partir de ferrita alotriomórfica já presente na microestrutura (Figura 35).

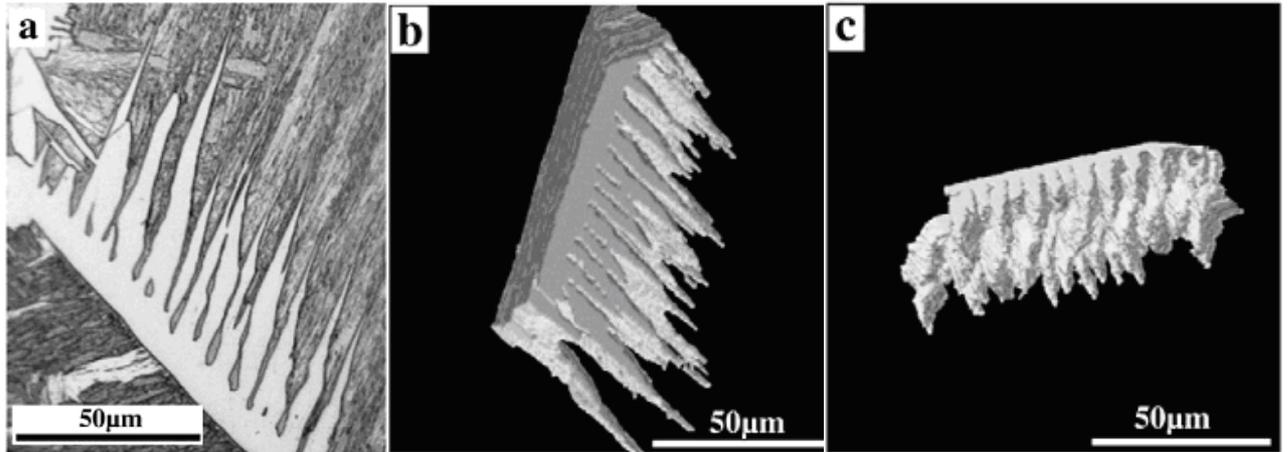


Figura 35 - (a) Micrografia óptica de Widmanstätten secundária em placas laterais. (b) e (c) reconstrução da imagem 3-D, vista de diferentes perspectivas, das Widmanstätten secundárias em placas laterais. (Cheng 2010).

Estas placas crescem ao longo de planos bem definidos dos grãos de austenita e não cruzando o contorno de grão da austenita. Estas imagens tridimensionais das placas laterais foram reconstruídas a partir de 58 seções (metalografias) em série. Resultados da reconstrução 3-D mostra que a *Widmanstätten secundária de placa lateral* é melhor descrita como uma cunha alongada, em vez de uma placa ou de uma agulha, uma vez que tem uma base ampla e é pontiaguda no topo.

No caso da *Widmanstätten primária serrilhada*, embora diferentes nos tamanhos, todas parecem ser pontiagudas ou cônicas triangulares. Uma visão rotacionada de duas *Widmanstätten serrilhadas* é mostrada na Figura 36 d, para observar suas morfologias em detalhes.

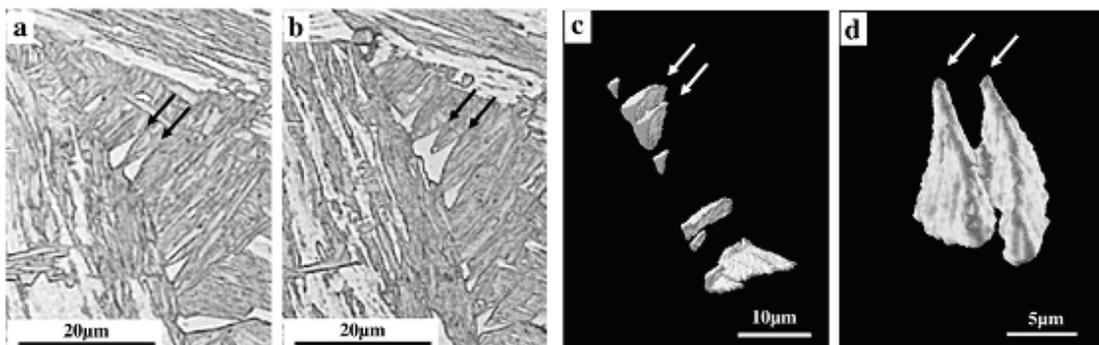


Figura 36 - (a) e (b) micrografia óptica de Widmanstätten primária serrilhada; (c) reconstrução da imagem 3-D da Widmanstätten serrilhada ; (d) imagem aumentada e rotacionada da Widmanstätten serrilhada. (Cheng 2010).

A *Widmanstätten secundária serrilhada* parece ser uma cunha (Figura 37 b). Muitas vezes se caracteriza a microestrutura como *ferrita idiomórfica*, mas ela pode ser outra (Figura 37 c). Isso mostra a relevância do estudo de imagens em 3-D. De fato é uma *Widmanstätten secundária serrilhada* (Figura 37 d), pois exhibe a conexão da microestrutura.

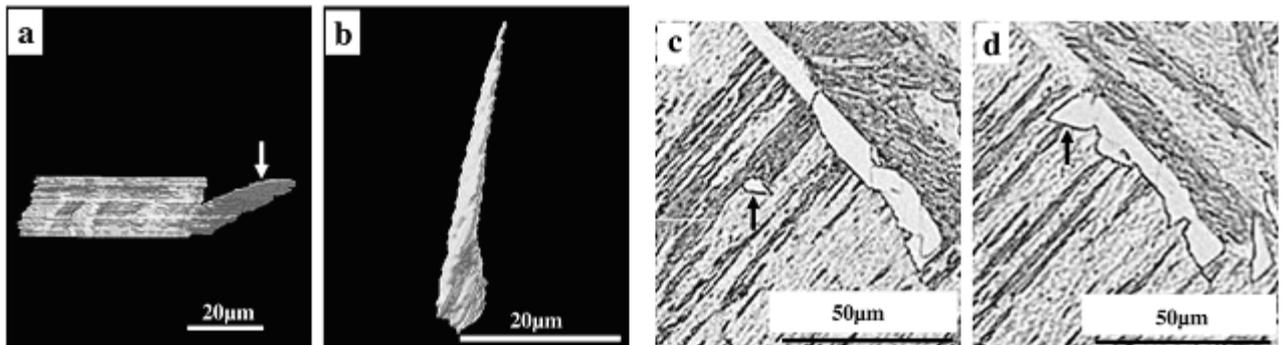


Figura 37 - (a) e (b) imagens 3-D reconstruídas, visto de diferentes perspectivas, de uma Widmanstätten secundária serrilhada. (C) e (d) micrografia óptica de uma Widmanstätten secundária serrilhada nucleada na face do contorno de grão. A amostra reagiu isotermicamente em 610°C por 30 s. (Cheng 2010).

A Widmanstätten primária em placas laterais ou a serrilhada cresce diretamente a partir do contorno de grão da austenita. Ela tende a alargar a sua base ao longo do contorno de grão devido à rápida difusão de carbono ao longo e perto do contorno de grão austenítico, como esquematicamente mostrado na Figura 38 a. A reconstrução 3-D revelou que Widmanstätten primária em placas laterais ou a serrilhada parecem ser pontiagudas ou em forma de cones triangulares.

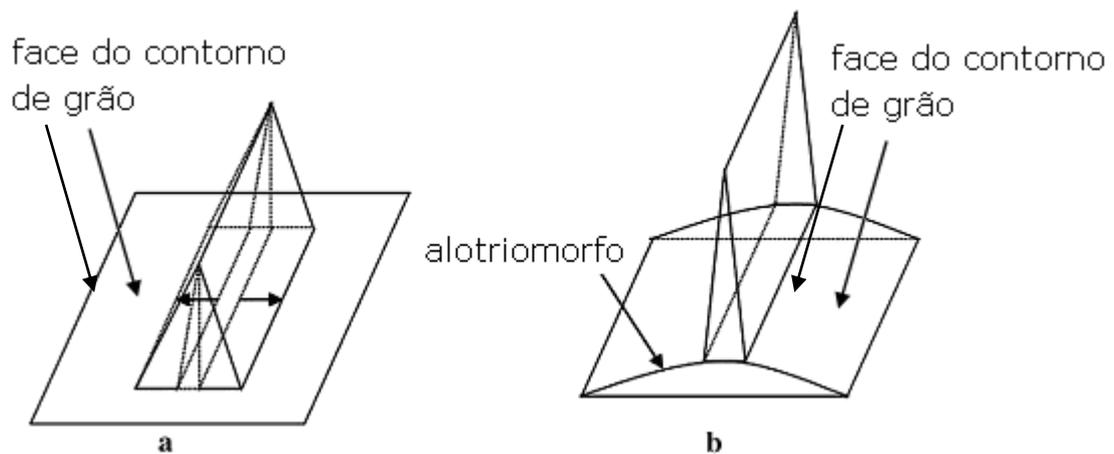


Figura 38 - Esquema mostrando a formação da ferrita Widmanstätten. (a) é um precipitado com uma base ampla, (b) é um precipitado com uma base estreita. (Cheng 2010).

As Características Microestruturais da *Widmanstätten secundária em placas laterais* ou a *serrilhada* se desenvolvem a partir de ferrita alotriomórfica já presente na microestrutura. O alargamento da base é limitado pelo impacto suave e rejeição de carbono devido à formação prévia de alotriomorfos no contorno de grão (Figura 38 b). Com base nas observações 3-D, a *Widmanstätten secundária em placas laterais* parece ser uma cunha alongada. Os mecanismos para a formação de placas laterais secundárias a partir do contorno de grão incluem instabilidade morfológica da interface  $\alpha/\gamma$ , que é uma nucleação complacente nessa interface e interação do campo de difusão entre as bordas que se deslocam lateralmente. Na nucleação complacente a área

de contato entre o contorno de grão e as placas laterais muitas vezes são consideravelmente estreitas (Cheng 2010, adaptado de Aaronson).

Com base em observações 2-D e 3-D, as análises de *placas laterais secundárias de Widmanstätten*, é possível verificar que os grupos de placas de ferrita são alinhadas paralelamente às direções das ripas/placas de martensita, o que indica que cada uma das placas cresce em uma direção paralela a  $\{111\}$  na austenita prévia e mantém uma orientação Kurdjumov-Sachs (CFC  $(111)$  e CCC  $(011)$ ) com a austenita. King e Bell (citado por Cheng 2010) indicam que o plano habitual das placas laterais Widmanstätten é quase invariavelmente entre de  $0-5^\circ$  na direção  $(111)\gamma$ , e a diferença entre a orientação cristalográfica - “misorientation” - de cada placa é geralmente inferior a aproximadamente  $1^\circ$ . Observações tridimensionais de placas laterais secundárias Widmanstätten revelam que as placas de ferrita são quase paralelas uma à outra durante o seu crescimento dentro de grãos de austenita adjacente.

A ferrita Widmanstätten de contorno de grão é classificada por Dubé e Aaronson por diferentes *morfologias*. Aaronson em 1960 propôs que essas classificações são geralmente aplicáveis para produtos de nucleação difusional e transformação por crescimento numa variedade de ligas. Placas de Widmanstätten primárias são nucleadas diretamente no contorno de grão e crescem para dentro dos grãos da austenita. *Placas de Widmanstätten secundárias* são diferentes das primárias, pois elas nucleiam em precipitados já formados nos contornos de grão. Elas são descritas na literatura como sendo em placas ou agulhas. Trabalhos recentes (Cheng 2010) em 3-D indicaram que essas placas parecem ser cunhas ou triângulos alongados ao longo de um ápice, ao invés de agulhas (Figura 39), porque elas têm base pontiaguda.

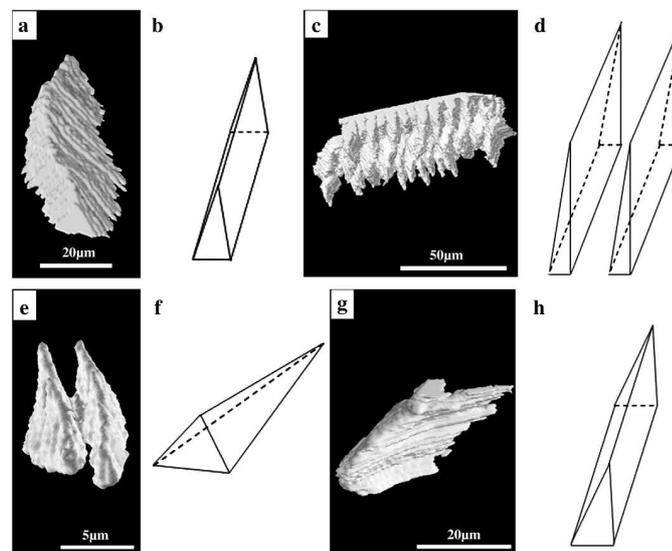


Figura 39 - Ilustrações esquemáticas de morfologias de grãos de ferrita Widmanstätten de contorno de grão. (Cheng 2010).

A base em forma de cunha da *Widmanstätten primária* é geralmente maior do que a de base cunha da *Widmanstätten secundária* enquanto que a altura da cunha da *Widmanstätten primária* é geralmente menor do que a de uma cunha de *Widmanstätten secundária*. Portanto, a *Widmanstätten de placa lateral primária* deve ser descrita como uma cunha e a *Widmanstätten de placa lateral secundária* a uma cunha alongada (Figura 39 (a)-(d))

A *Widmanstätten primária* e *secundária serrilhada* são descritas para serem semelhantes a placas laterais com um ângulo de vértice no sistema do IIW (1988) e Aaronson (1960). Estes precipitados nucleiam diretamente nos contornos de grão da austenita ou nos precipitados já formados nos contornos de grão da austenita e tem a forma serrilhada. Observações tridimensionais revelaram que a *Widmanstätten serrilhada primária* parecem ter a forma de cones pontiagudos ou triangulares, enquanto que a *Widmanstätten secundária serrilhada* é igual, porém mais alongada (Figura 39 (e)-(h)).

Quando se observa numa seção transversal as ripas de ferrita que cresceram a partir do contorno de grão austenítico abaixo do plano de observação, tudo que pode ser visto são ilhas de microfases em uma matriz ferrítica dentro dos grãos de austenita (Figura 40), que muitas vezes podem ser confundidos com outras microestruturas. Nesse caso, a ferrita de *Widmanstätten* é então classificada como *Ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA)*, que conforme caracterizado pelo IIW, a FS(NA) é formada por ferrita envolvendo completamente:

- (i) “microfases” (carbonetos ou o constituinte MA – martensita/austenita) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou;
- (ii) grãos de ferrita acicular.

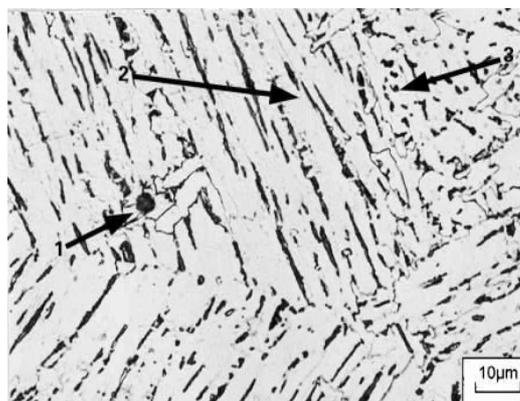


Figura 40 - Colônias interligadas de ferrita de *Widmanstätten* em aço HSLA 0,05%C e 1,25%Mn, na ZTA da solda por arco submerso: (1) ferrita idiomórfica; (2) ferrita de *Widmanstätten* no contorno do grão austenítico prévio com microfase alinhada; (3) ferrita de *Widmanstätten* no contorno do grão austenítico prévio com microfase não alinhada. (Thewlis 2004).

Este pode ser confundido com uma forma atípica de bainita, ou parecer 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). G. Thewlis se referiu as diferentes formas ferrita de Widmanstätten de contorno de grão austenítico prévio como GB(WF) assim esta distinção pode ser feita com ferrita Widmanstätten intragranular como descrita abaixo. Nas regiões intragranulares de metais de solda e em alguns aços, múltiplas placas largas (razão > 4:1) de ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada, são observadas que tiveram seu crescimento a partir de inclusões (ferrita de Widmanstätten primária) ou de ferrita idiomórfica (ferrita de Widmanstätten secundária) como na Figura 41.

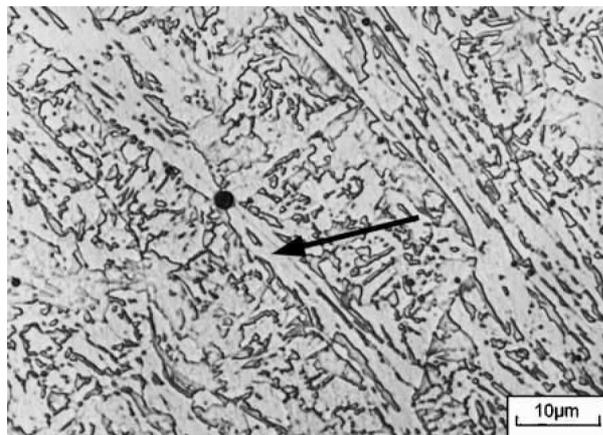


Figura 41 - Placas paralelas de Widmanstätten intragranular no metal de solda via arco submerso, 0,08%C, 2,87%Mn, 0,35%Mo, 0,0027%B, 0,019%Ti: a seta indica múltiplas placas de Widmanstätten com microfase alinhadas em inclusões intragranulares grandes. (Thewlis 2004).

O esquema de classificação do IIW (1988) não tem terminologia para esses tipos de placas. Entretanto, tem sido designado como placas paralelas de ferrita intragranular FS(I) em um trabalho de G. Thewlis (2004). Em muitos casos as placas individuais podem ser observadas que cresceram relativamente sem impedimentos de inclusões intragranulares (Figura 42). Essas placas não têm microfases alinhadas e podem ser intercaladas com bainita e martensita. As inclusões de onde as placas crescem podem não ser vistas, uma vez que podem estar abaixo do plano de observação. Essas placas foram designadas como *Widmanstätten sem microfase alinhada* (IFP) por Thewlis, que assume que FS(I) e IFP dá a quantidade total de ferrita de Widmanstätten intragranular total, referida com o I(WF). Onde há uma grande densidade de inclusões, placas de ferritas de Widmanstätten que crescem das inclusões colidem entre si formando uma estrutura entrelaçada refinada. O esquema de classificação do IIW se refere geralmente a esse tipo de estrutura como ferrita acicular AF.

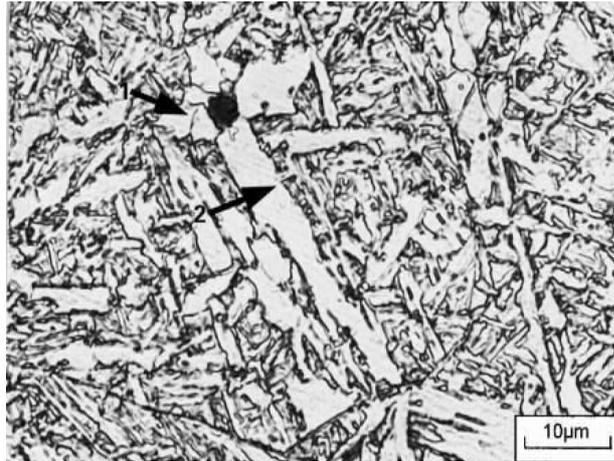


Figura 42 - (1) ferrita idiomórfica; (2) placa individual de ferrita Widmanstätten nucleada numa grande inclusão intragranular. (Thewlis 2004).

### 3.3.5.1 A cinética do crescimento da Ferrita de Widmanstätten

Zener e, mais tarde Hillert, investigaram teoricamente o crescimento lateral de um alotriomorfo com as extremidades curvadas (Fig. 3.11b), assumindo que a taxa é controlada pela difusão do carbono na austenita. A forma da placa assegura que o carbono rejeitado pelo crescimento da ferrita é distribuído para os lados das placas (Bhadeshia 1992).

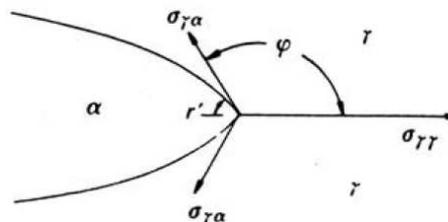


Figura 43 - Energias Interfaciais na frente de avanço de uma ferrita alotriomórfica. (Bhadeshia 1992).

O perfil de concentração de carbono à frente da ponta da placa, portanto, permanece constante enquanto a placa aumenta. Conseqüentemente, ao contrário do processo de alargamento, a ferrita alotriomórfica aumenta a uma taxa constante  $G_L$ :

$$G_L = D_C^\gamma \left( \frac{(C^{\gamma\alpha} - \bar{C})}{(4r'(\bar{C} - C^{\gamma\alpha}) \sin \Phi)} \right) \quad \text{equação 4}$$

onde:

$r'$ : raio de curvatura do alotriomorfo adjacentes à junção de grãos (Figura 43);

$\Phi$ : o ângulo de equilíbrio determinado pelo crescimento relativo das energias de interface e contornos de grão (Figura 43).

O termo  $\sin\Phi$  está presente, pois cada lado do alotriomorfo faz um ângulo  $\Phi - \pi / 2$  com o contorno de grão  $\gamma / \gamma$  (Figura 43).

Para aplicar a equação 4, para o crescimento das placas de ferrita Widmanstätten é simplesmente necessário substituir o termo  $r \sin \Phi$  por  $r$ , o raio de curvatura da borda da placa. Na verdade, para ferrita Widmanstätten, a taxa de alongamento passa por um raio máximo de curvatura do crescimento da placa. Isso ocorre porque uma ponta com menor raio permite que o excesso de carbono se difunda mais rapidamente, mas um raio fino também leva a um aumento da superfície de relação de volume, de modo que uma maior proporção de energia tem de ser gasta na criação da superfície. Zener argumentou que a placa assumiria um raio de acordo com a taxa máxima de crescimento e isso é geralmente observado como sendo o caso na prática.

Estudos sobre o alargamento de placas de ferrita Widmanstätten com microscopia de emissão termiônica revelaram que o processo é irregular (Figura 44).

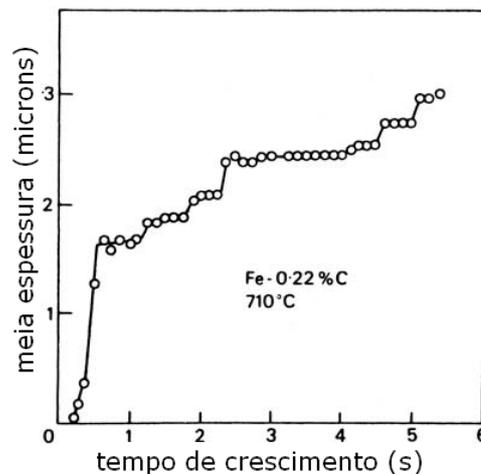


Figura 44 - Espessura das placas de ferrita em uma liga Fe-0.22%C a 710°C (Aaronson et al., in Phase Transformations, ASM, USA, 1970)

Estas irregularidades têm sido interpretadas implicando que o alargamento ocorre pela migração repetida de etapas. Uma interpretação alternativa do crescimento irregular é que as observações refletem simplesmente a formação de novas placas ao lado do original.

Vale ressaltar que o crescimento da ferrita Widmanstätten é acompanhado por uma forma de deformação, que é uma tensão de plano invariável, frequentemente envolvendo o crescimento *back-to-back* de auto-acomodação de pares de placas. Isto dá uma morfologia geral, que tem a aparência de placas em forma de cunha emanados da superfície dos grãos da austenita (Bhadeshia

1992). Portanto, ferrita Widmanstätten em ligas de aço cresce sempre por um mecanismo de para-equilíbrio, sem qualquer separação de solutos substitucionais.

### **3.3.5.2 Ferrita Widmanstätten e ferrita acicular**

Os solutos substitucionais e átomos de ferro não se difundem durante o crescimento da ferrita Widmanstätten. Devido à sua forma de placa, a maior parte do carbono pode ser acomodado nas laterais da placa de crescimento, de modo que a ponta da placa sempre encontra austenita pura. Isso é diferente do caso da ferrita alotriomórfica, onde o carbono particionado se acumula à frente da interface e diminui progressivamente a taxa de crescimento. Placas de ferrita Widmanstätten, por conseguinte, aumentam a uma taxa constante. As taxas de crescimento são estabelecidas para ser tão grande para composições típicas de solda, que a formação de ferrita Widmanstätten geralmente é concluída em uma fração de segundo. Assim, para todos os efeitos práticos, a transformação pode ser considerada como sendo isotérmica. A fração de ferrita Widmanstätten depositada em solda sofre variação na taxa de alongamento da placa. A formação de ferrita Widmanstätten e ferrita acicular é competitiva, quando formadas no mesmo depósito de solda. Tudo o que aumenta a densidade de sítios relativos de nucleação de inclusões no contorno de grão da austenita, favorece a formação de ferrita acicular em detrimento da ferrita Widmanstätten. Fora o refinamento ou aumento limite do tamanho de grão austenítico, ou uma redução do teor de óxido de solda abaixo de um valor-limite, pois ambos levam a uma diminuição no teor de ferrita acicular. Até o momento em que o depósito de solda esfria a cerca de 500°C, a maioria da austenita foi consumida. A pequena quantidade de austenita restante (cerca de 5%) é rica em carbono e quer transformar-se em martensita, ou em perlita e/ou agregados de ferrita e carbonetos, pois não têm a oportunidade de estabelecer uma estrutura lamelar (Bhadeshia 1992).

Taxas mais baixas de resfriamento favorecem a formação de perlita em relação à martensita. Alguma austenita também pode ficar retida à temperatura ambiente. Devido à sua pequena fração volumétrica na microestrutura geral, essas fases são, na terminologia de soldagem, chamadas "microfases". As microfases são relativamente duras e comportam-se em muitos aspectos, como inclusões frágeis. Elas são, portanto, importantes na determinação da dureza dos depósitos de solda.

### **3.3.6 A Bainita**

Examinando o diagrama de transformação-tempo-temperatura (TTT) de um aço carbono eutetóide (

Figura 45), tendo em mente o fato de que a reação perlítica é essencialmente em altas temperaturas, entre 550°C e 720°C e que a formação da martensita é uma reação a baixa temperatura, nota-se que existe uma ampla faixa entre ~250-550°C no diagrama onde nenhuma destas fases se forma. Esta é a região onde os agregados finos de placas de ferrita (ou ripas) e partículas de cementita são formadas. O termo genérico para esta estrutura intermediária é *bainita*, depois que Edgar Bain que, juntamente com Davenport observaram pela primeira vez estas estruturas durante o seu estudo sistemático pioneiro da decomposição isotérmica da austenita. A bainita também ocorre durante os tratamentos atérmicos (sem desprendimento ou absorção de calor) em taxas de resfriamento muito altas (mas não altas o suficiente) da austenita para formar a martensita.

Uma vez que aços bainíticos têm uma estrutura mais fina (isto é, menores partículas de  $\text{Fe}_3\text{C}$  na matriz de ferrita), geralmente apresentam maior dureza e resistência mecânica do que os aços perlíticos (Figura 46) e ainda exibem uma desejável combinação de resistência e ductilidade.

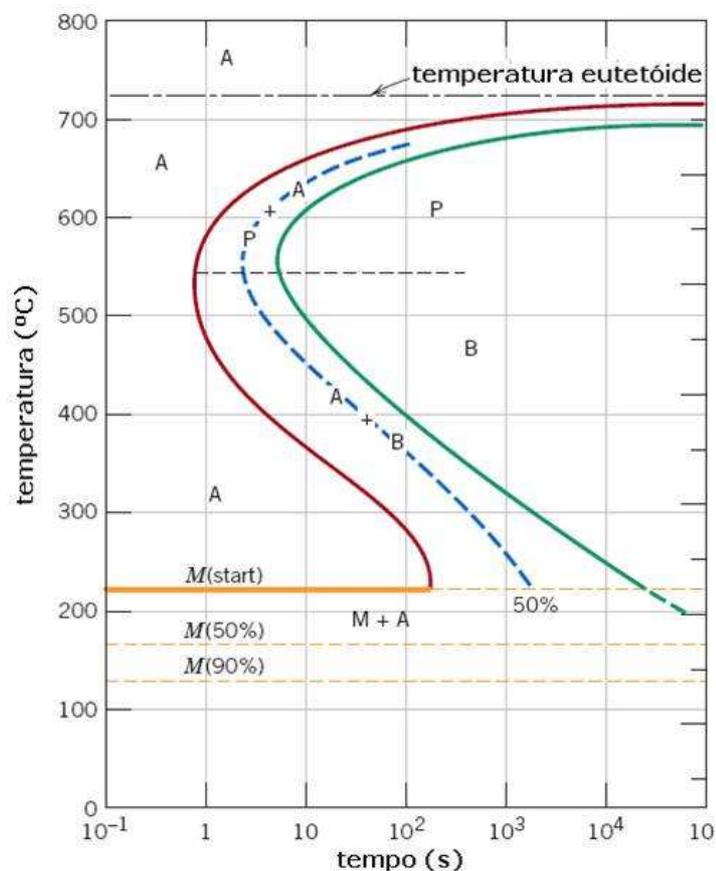


Figura 45 - Diagrama tempo-temperatura-transformação (T-T-T). As curvas correspondentes ao início e ao final da transformação estão prolongadas para o intervalo de temperaturas onde a austenita se transforma em bainita. Como as

transformações perlítica e bainítica se superpõem em uma liga ferro-carbono simples eutetóide, a transição da reação perlítica para a bainítica se dá de forma suave e contínua. (Callister 2007).

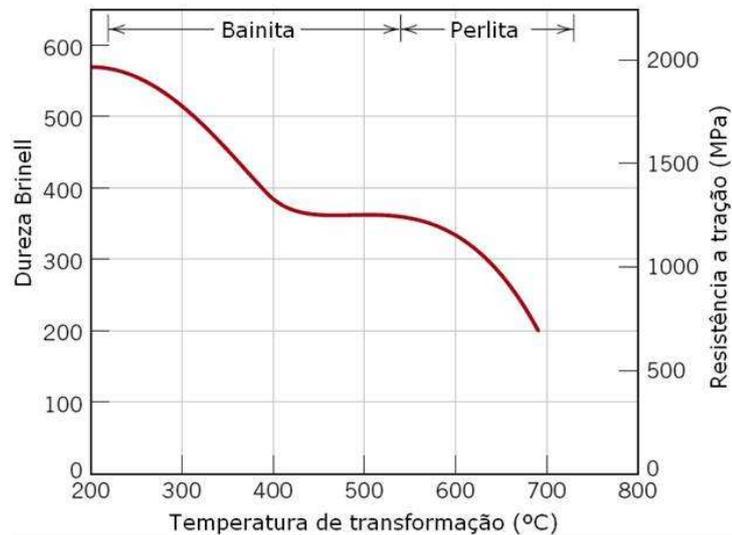


Figura 46 - Dureza Brinell e resistência à tração (em temperatura ambiente), em função da temperatura de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide, assumindo uma faixa de temperatura em que formam-se microestruturas bainíticas e perlítica. (Adaptado de ES Davenport, "Transformação Isotérmica de Aços," Trans. ASM, 27, 1939, p. 847).

A bainita não é uma fase, mas sim uma mistura de ferrita e carbonetos. Na transformação bainítica o carbono, que estava homogeneamente distribuído na austenita, se concentra em locais de alto teor de carbono (as partículas de carboneto), originando uma matriz isenta de carbono (a ferrita). A reação bainítica envolve mudanças de composição e implica assim em difusão de carbono (Reed-Hill 1994). Nisso ela se diferencia da transformação martensítica típica. Por outro lado, as mudanças de composição que ocorrem na transformação bainítica não envolvem elementos de liga substitucionais (Thewlis 2004). A formação da bainita requer tempo e quando a austenita reage isotermicamente formando bainita, obtém-se uma curva de reação em forma de S, como mostrado na Figura 47.

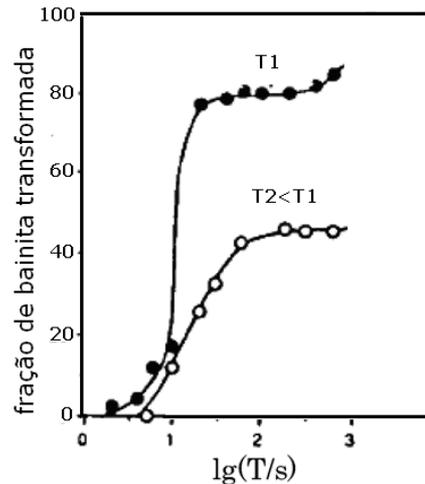


Figura 47 - Efeito da temperatura sobre a quantidade de bainita formada em uma transformação isotérmica. (Bhadeshia 1992).

A bainita, diferentemente da perlita (que cresce em lamelas) cresce como plaquetas individuais ou em sub-unidades para formar matrizes paralelas ou feixes, (Figura 48 e Figura 49) (Pires 2007 e Reed-Hill 1994), onde o crescimento em forma de plaquetas é uma característica típica da martensita. Entretanto, uma diferença básica entre as plaquetas de bainita e martensita é a velocidade de sua formação. As plaquetas de martensita, na maioria dos casos, se formam sob condições de elevada força motriz e crescem, até o seu tamanho final, em uma fração de segundo, enquanto as plaquetas de bainita crescem lenta e continuamente. Esse crescimento é controlado pelo tempo requerido pelos processos de difusão associados à reação.

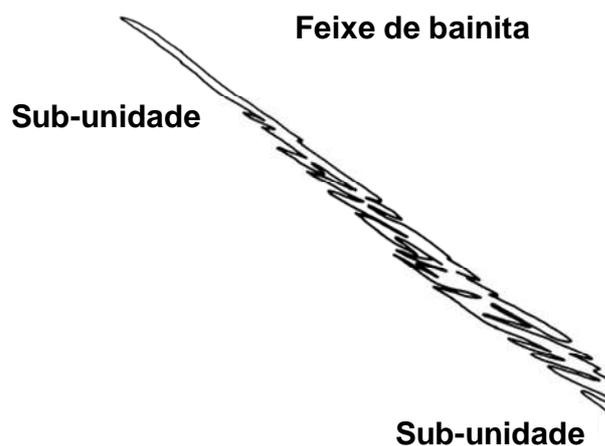


Figura 48 - Desenho mostrando a formação de um feixe de bainita e suas sub-unidades. (Bhadeshia 1992).

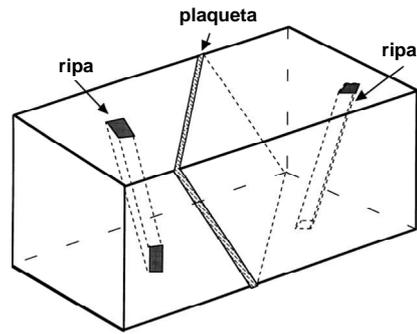


Figura 49 - Desenho esquemático mostrando plaqueta e ripas distribuídas no espaço. (Bhadeshia 1992).

Em uma amostra metalográfica, a bainita tem uma aparência acicular. Segundo Reed-Hill, a formação das plaquetas de bainita é também acompanhada de distorções superficiais (inclinações superficiais). O crescimento de cada sub-unidade é acompanhada por mudança do plano invariável de tensão com uma grande componente de cisalhamento (Thewlis 2004).

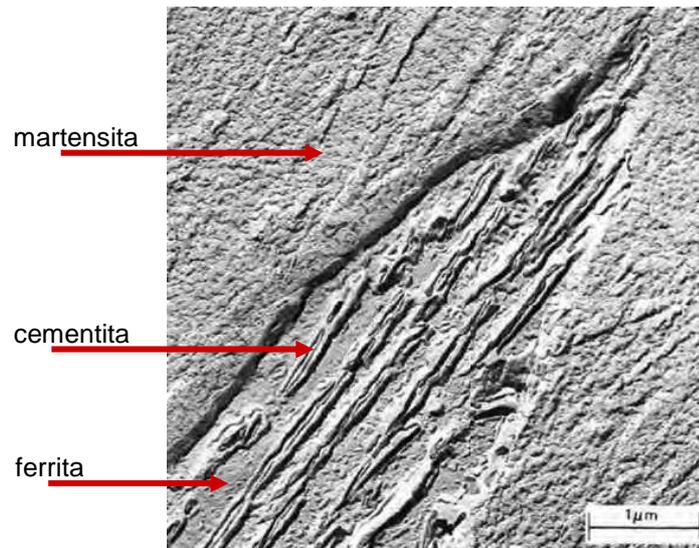


Figura 50 - Micrografia eletrônica de transmissão com a estrutura bainita. Um grão de bainita passa do lado inferior esquerdo para canto superior direito, que consiste de partículas alongadas e em forma de agulha de  $Fe_3C$  dentro de uma ferrita. A fase em torno da bainita é martensita. (Metals Handbook, 8ª edição, vol. 8, Metalografia, Estruturas e diagramas de fase, a American Society for Metals, Materials Park, OH, 1973).

Cada plaqueta de bainita é composta por um volume de ferrita e nestas ferritas estão inseridas as partículas de carboneto. Dada a estrutura extremamente fina das partículas de bainita, é necessário o uso de microscópio eletrônico para a resolução dos seus componentes.

A bainita tem sido classificada em duas estruturas de componentes, a bainita superior e inferior, dependendo da temperatura de transformação. Ocorrem partições (separação) de carbono dentro da austenita residual na bainita superior, e precipitados como cementita entre placas de ferrita bainítica. Na bainita inferior, a ferrita torna-se supersaturada com carbono e algumas precipitações de carbonetos ocorrem nas sub-unidades de ferrita, bem como entre elas.

### 3.3.6.1 A Bainita Superior (faixa de temperatura 550-400°C)

A bainita superior consiste de feixes ou grupos de cristais ferríticos paralelos, na forma de ripas, com partículas de cementita descontínuas entre estes cristais, tendo o plano de hábito austenita/ferrita próximo de  $\{111\}\gamma/\{110\}\alpha$ .

A microestrutura da bainita superior consiste em placas finas de ferrita, tendo cada uma delas cerca de  $0,2\ \mu\text{m}$  de espessura e  $10\ \mu\text{m}$  de comprimento. As placas crescem em aglomerados chamados feixes. Dentro de cada feixe as placas são paralelas e de orientação cristalográfica idêntica, cada um com um hábito bem definidos de cristalografia. As placas individuais em um feixe são frequentemente chamados de "sub-unidades da bainita" (Figura 48). Eles são geralmente separados por contornos de baixa "misorientation" que é a diferença de orientação cristalográfica entre dois cristais em um material policristalino, ou por partículas de cementita.

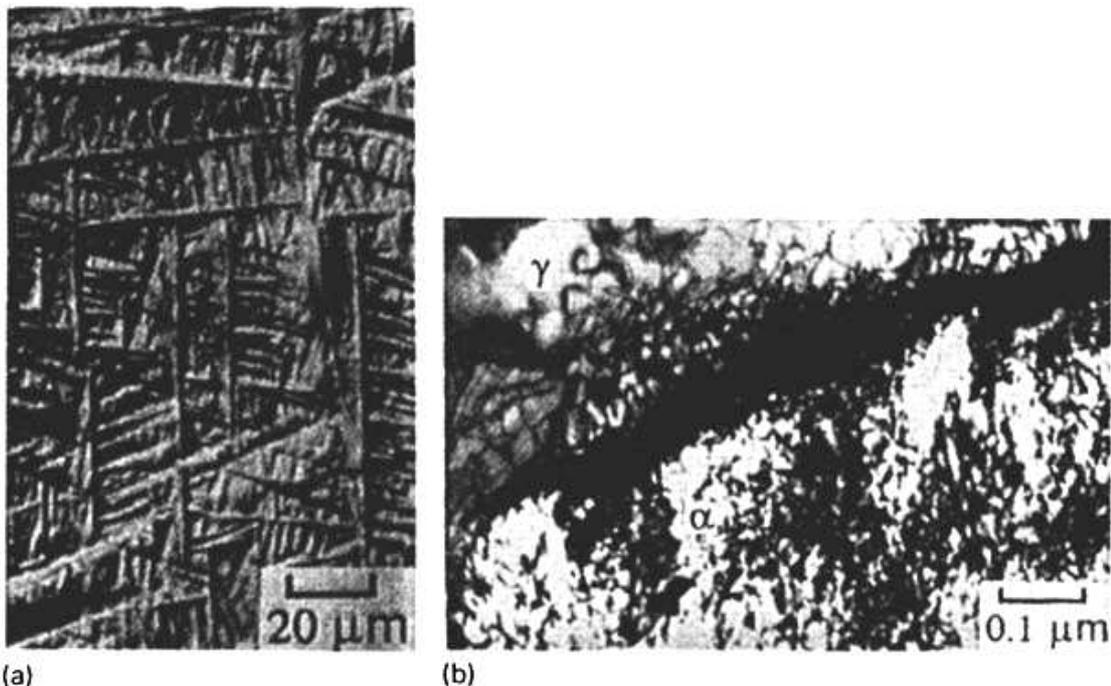


Figura 51 - Aço 0.43C - 3.0Mn - 2.0Si percentual em peso de liga transformada em bainita. (a) o relevo da superfície causado pela formação de bainita em uma amostra que primeiramente foi polida e depois transformada. (b) intensidade de discordâncias na interface bainita/austenita. (Bhadeshia 1992).

Foi realizado um experimento topográfico durante a transformação da austenita com amostras pré-polidas (Ko e Cottrell 1952) e notou-se diferenças entre a perlita e a bainita (Figura 52) (Thomas 1992).

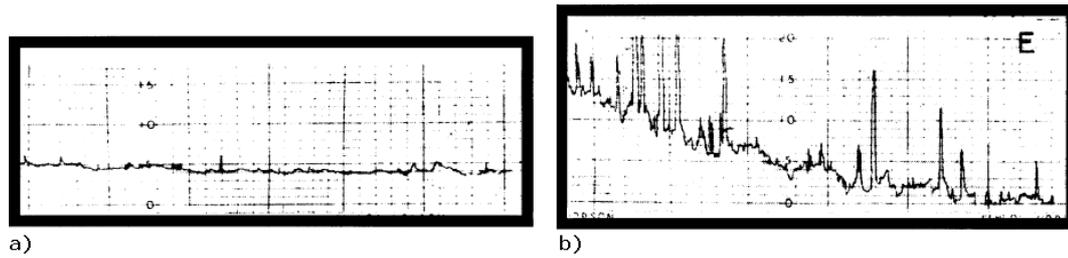


Figura 52 - (a) topografia da perlita, (b) topografia da bainita. (Bhadeshia 1992).

Mais tarde, Bhadeshia (1992) e Swallow realizaram experimento com microscópio de força atômica (Figura 53).

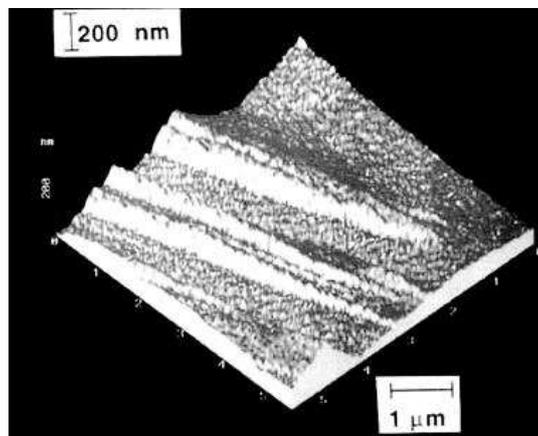


Figura 53 - Imagem do microscópio de força atômica de alta resolução mostrando deslocamentos causados pela formação de uma sub-unidade única de bainita. A superfície era lisa antes da transformação. Note deformação plástica causada na austenita adjacente. (Bhadeshia 1992).

A bainita superior evolui em estágios distintos que começam com a nucleação das placas de ferrita nos contornos de grão da austenita. O crescimento de cada placa é acompanhado por uma mudança na forma de região transformada (Figura 51), uma mudança que pode ser descrita precisamente como um plano invariante de tensão (*invariant-plane-strain-IPS*), com uma componente de grande porte de cisalhamento, praticamente idêntico ao observado durante a transformação martensítica.

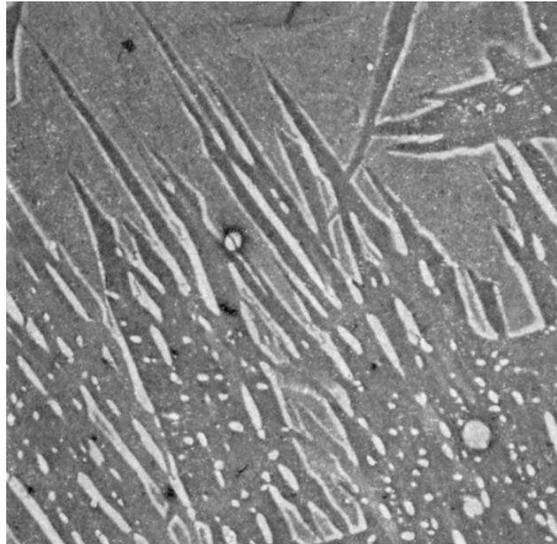


Figura 54 - Bainita superior - 0,18%C 1s em 450°C, 5000x. (Pinheiro 2001).

No entanto, a bainita cresce a temperaturas relativamente elevadas quando comparadas com a martensita. As grandes deformações associadas com a mudança de forma não podem ser sustentadas pela austenita, a força que diminui à medida que a temperatura sobe. Estas tensões são relaxadas pela deformação plástica da austenita adjacente. O aumento local na densidade de discordâncias é causado pelo fato dos blocos austeníticos cederem espaço, seguido do movimento da interface de transformação (Figura 51 b). Esta deformação plástica localizada, portanto, interrompe o crescimento da placa de ferrita de modo que cada sub-unidade só atinge um dimensão limitada, que é muito menor que o tamanho de um grão austenítico.

Tal como acontece com a martensita, mudar a forma implica que o mecanismo de crescimento da ferrita bainítica é displacivo, ou seja, há um movimento coordenado dos átomos de carbono em curta distância. É a minimização da energia de deformação associada ao deslocamento que garante que a bainita cresça sob a forma de placas finas. A mudança de forma que acompanha as transformações displacivas induz deformação, gerando discordâncias na interface  $\gamma$ /produto. Estas discordâncias limitam o tamanho dos produtos, pois restringem seu crescimento(40).

Uma vez que a estrutura cristalina da bainita é gerada por um movimento coordenado de átomos deve existir uma relação de orientação entre a austenita e a bainita. Esta relação é encontrada experimentalmente onde um par de planos mais densos de dois reticulados são aproximadamente paralelos, assim como um par correspondente de direções de pacotes fechados dentro desses planos (Bhadeshia 1992). Esta é vagamente descrita por uma relação de orientação tipo Kurdjumov-Sachs.

A bainita se forma em planos cristalográficos particulares, porém os índices do plano habitual mostram dispersão considerável (Figura 55). Isto porque a maioria das medições são feitas utilizando microscópio ótico, caso em que o plano habitual determinado não é a de uma sub-unidade individual. E isto depende do número, tamanho e distribuição das sub-unidades dentro do feixe. Todos estes fatores podem variar com a temperatura de transformação, tempo e composição química.

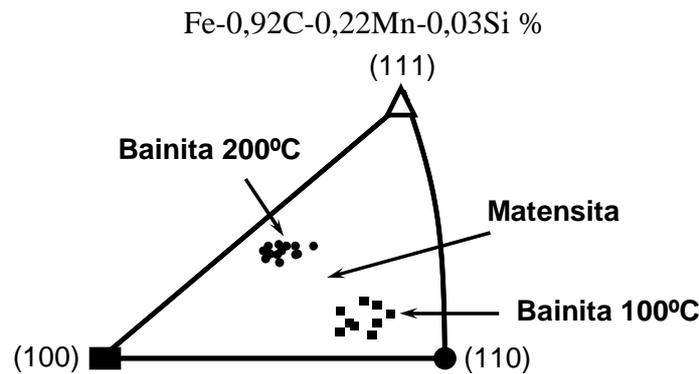
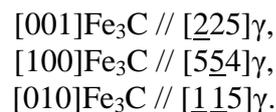


Figura 55 - Triângulo estereográfico mostrando o plano de habitual da bainita comparada com a da martensita no mesmo aço. (Bhadeshia 1992).

Foi ressaltado anteriormente, que a bainita superior se forma em duas fases distintas, a primeira envolve a formação de ferrita bainítica que tem uma solubilidade muito baixa do carbono (<0,02% em peso). O crescimento da ferrita, portanto, enriquece com carbono a austenita remanescente. Eventualmente, levando a formação de precipitados de cementita das camadas austenita residual entre as sub-unidades de ferrita. A quantidade de cementita depende da concentração de carbono da liga. Altas concentrações levam a microestruturas em que as plaquetas de ferrita são separadas por camadas contínuas de cementita. Pequenas partículas discretas, de cementita se formam quando a concentração de carbono é baixa (Bhadeshia 1992). As partículas de cementita têm uma relação de orientação "Pitsch" com a matriz austenítica a partir da qual elas precipitaram:



Muitas variantes de carboneto podem precipitar a partir da austenita, cada partícula sendo indiretamente relacionada com a ferrita através da relação de orientação ferrita/austenita. Se quantidades suficientes de elementos de liga (como Si ou Al), que retardam a formação de cementita são adicionados ao aço, então é possível suprimir a formação de cementita. Assim, uma

microestrutura composta por bainita superior apenas de ferrita bainítica e carbono enriquecido da austenita retida é obtida. A microestrutura também pode conter martensita caso a austenita residual se decomponha no resfriamento para a temperatura ambiente.

A bainita superior se forma a temperaturas menores 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 (IIW 1988).

### 3.3.6.2 A Bainita Inferior (faixa de temperatura 400-250°C)

Aaronson citou que na bainita inferior os cristais de ferrita têm morfologia do tipo plaquetas e estas contêm carbonetos finos alinhados em seu interior, formando ângulos de 55° a 60° com seu eixo maior. O carboneto épsilon pode ser encontrado na bainita inferior.

A bainita inferior tem uma microestrutura e características cristalográficas que são muito semelhantes aos da bainita superior. A maior similaridade é que as partículas de cementita também precipitam dentro das placas de ferrita (Figura 56). Há, portanto, dois tipos de precipitados de cementita: aqueles que crescem a partir da austenita enriquecida em carbono, que separa as plaquetas de ferrita bainítica, e outros que parecem precipitarem a partir da ferrita supersaturada. Estas últimas partículas apresentam a relação de orientação de "temperabilidade" que se encontra quando carbonetos precipitam durante o tratamento térmico de martensita, muitas vezes descrita como a relação de orientação Bagaryatski:

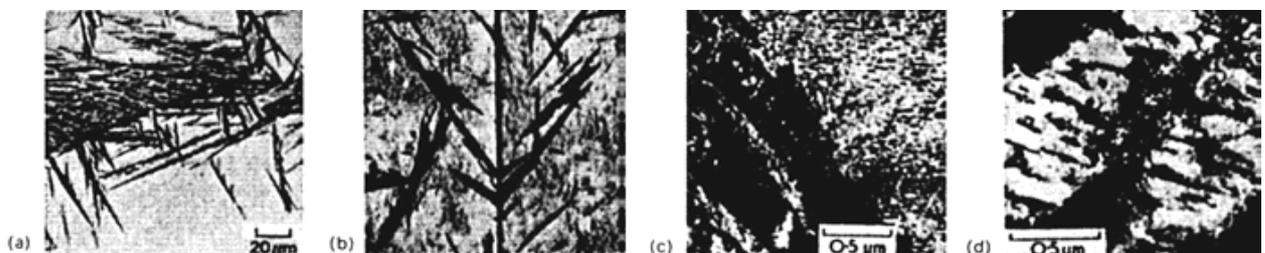
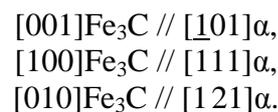


Figura 56 - Microestrutura de bainita inferior. (a) micrografia óptica de aço com 0,8%C, transformado à 300°C, mostrando feixes de bainita inferior. (b) micrografia de duas superfícies composta. (c) e (d) micrografia (MET) mostrando a precipitação de carbonetos nas sub-unidades de bainita inferior. (Bhadeshia 1992).

Os carbonetos na ferrita não precisam ser sempre cementita. Dependendo da composição química e da temperatura de transformação, outros carbonetos de transição podem precipitar primeiro. Por exemplo, em aços de alto carbono que contenham mais de 1% de silício (que retarda

a formação de cementita), o carboneto épsilon ( $\epsilon$ ) é comumente observado como precipitação na ferrita bainítica.

Na bainita formada a temperaturas mais baixas (inferiores a  $300^{\circ}\text{C}$ ), o carboneto  $\epsilon$  também pode aparecer (Reed-Hill 1994). Este possui uma estrutura cristalográfica hexagonal, ao invés da estrutura ortorrômbica da cementita. O teor de carbono do carboneto  $\epsilon$  também é diferente do da cementita, cerca de 8,4%, ao invés de 6,67%. Em contraste com a martensita revenida, as partículas de cementita na bainita inferior frequentemente precipitam em apenas uma variante da relação de orientação (Figura 57 a), de modo que eles formam matrizes paralelas em cerca de  $60^{\circ}$  ao eixo da placa de bainita. Na martensita revenida, os carbonetos tendem a se precipitar em matrizes Widmanstätten (Bhadeshia 1992).

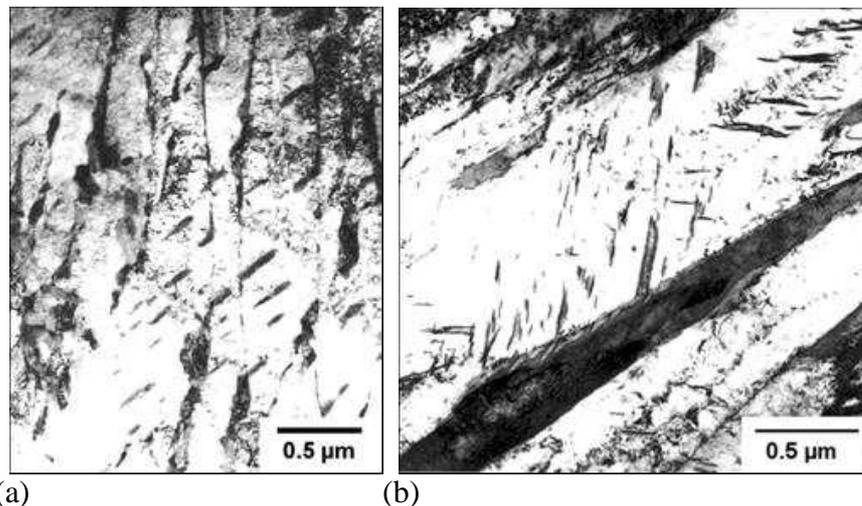


Figura 57 - (a) variante única de cementita na bainita inferior, de Fe-0,3C-4Cr percentual em peso, transformada isotermicamente à  $435^{\circ}\text{C}$ . (b) múltiplas variantes de cementita na bainita inferior, de 0,4C-2Si-3Mn, transformada isotermicamente à  $300^{\circ}\text{C}$ . (Bhadeshia 1992).

No entanto, estas observações gerais nem sempre são verdadeiras. Matrizes Widmanstätten de cementita também são encontradas em bainita inferior quando esta se forma em aços com alto teor de carbono ou quando a transformação ocorre em baixas temperaturas. Da mesma forma, martensita em aços de baixo teor de carbono apresentam apenas uma variante única do carboneto na têmpera. Isso ocorre porque a precipitação de carbonetos é influenciada pela tensão associada ao crescimento displacivo da bainita inferior ou martensita - as variantes da cementita que melhor interagem com a tensão são dominantes. Se a força motriz para a precipitação é grande (ou seja, a concentração de carbono advinda pela bainita é grande), então, múltiplas variantes, incluindo aquelas que não interagem com a tensão são capazes de precipitarem. Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos (Figura 58), apenas alguns nanômetros de espessura e cerca de

500nm de comprimento. Porque eles precipitam dentro da ferrita, onde uma menor quantidade de carbono é particionado na austenita residual. Isto, por sua vez, significa que menos e mais finas partículas de cementita precipitam entre as placas de ferrita, quando comparada com uma microestrutura bainítica superior. Uma consequência importante é que a bainita inferior é geralmente mais difícil de ser encontrada do que bainita superior, apesar do fato de que também tende a ter maior resistência mecânica. O crescimento de partículas de cementita na bainita superior é capaz de nuclear trincas de clivagem e vazios.

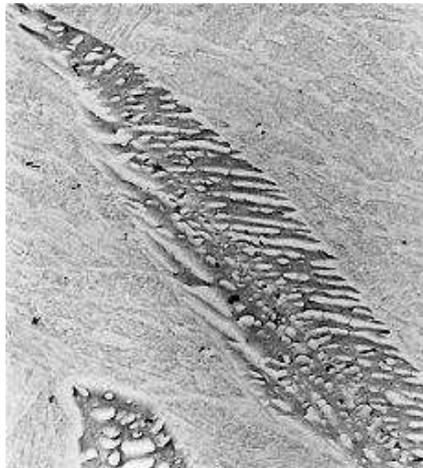


Figura 58 - Bainita inferior com partículas lamelares de carboneto. 0.48%C - 1.98%Mn - 0,28% s 80s a 325°C, 12.000x. (16). (Callister 2007)

### 3.3.6.3 Transição da bainita superior para a inferior

Uma transição de bainita superior para inferior é possível de ocorrer e pode ser explicada em termos dos processos de têmpera rápida que ocorrem após o crescimento de uma placa supersaturada de bainita (Figura 59). O excesso de carbono tende a se particionar na austenita residual por difusão, mas a supersaturação também pode ser reduzida por precipitação na ferrita.

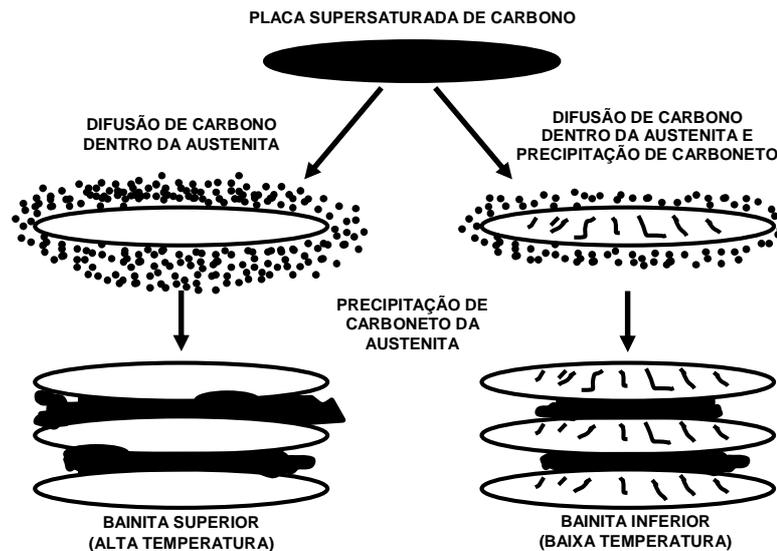


Figura 59 - Desenho esquemática da transição da bainita superior para inferior. (adaptado de Bhadeshia 1992).

Em temperaturas elevadas, a difusão é tão rápida que não há possibilidade de precipitação de carbonetos na ferrita, dando origem a uma microestrutura bainítica superior. A cementita eventualmente precipita a partir da austenita enriquecida por carbono residual.

À medida que a temperatura de transformação é reduzida e aumenta o tempo de difusão, parte do carbono tem a oportunidade para precipitar como finos carbonetos na ferrita, enquanto as partições do restante da austenita, eventualmente, servem para precipitar carbonetos entre as placas e se forma a bainita inferior. Como apenas uma fração das partições de carbono na austenita, os carbonetos entre as placas são muito menores do que aqueles associados com a bainita superior. Por este motivo a bainita inferior com alta quantidade de microestruturas refinadas é sempre muito mais tenaz do que bainita superior, apesar de, geralmente, ter maior resistência (Bhadeshia 1992).

Uma afirmação do mecanismo de transição de bainita superior para inferior é que, em aços contendo altas concentrações de carbono, apenas bainita inferior é obtida. A grande quantidade de carbono que está preso na ferrita pela transformação, simplesmente não pode escapar de forma suficientemente rápida para a austenita, então a precipitação a partir da ferrita é inevitável. Em contrapartida, em aço de muito baixo carbono, o tempo de difusão é tão curto que só bainita superior é obtida pela transformação em todas as temperaturas entre a temperatura de formação final da perlita e início da temperatura de formação da Martensita (MS).

Também é possível obter misturas de bainita superior e inferior por transformação isotérmica. A bainita superior se forma primeiro, a austenita residual se torna mais rica em carbono e a tendência para formar bainita inferior aumenta com o progresso da transformação.

### 3.3.6.4 O Crescimento da bainita

O mecanismo exato do crescimento da bainita ainda é o assunto de muito debate. Um mecanismo de paraequilíbrio na bainita superior envolve uma transformação de cisalhamento acompanhada pela rápida difusão de átomos de carbono intersticiais através da interface  $\gamma/\alpha$ , em que o crescimento bainítico seria em parte semelhante à ferrita Widmanstätten. No entanto, uma transformação puramente “displaciva”, não necessitaria de redistribuição de átomos em toda interface  $\gamma/\alpha$ . Precipitações de carbonetos ocorrem quando as condições de transformações são cineticamente favoráveis. Para uma transformação puramente displaciva, portanto, uma redistribuição rápida de átomos de carbono é prevista após o crescimento difusional de sub-unidades de ferrita bainítica.

A Bainita pode ser facilmente confundida com ferrita Widmanstätten. Ambas as estruturas são denominadas de ferrita com segunda fase, FS na classificação do IIW, embora uma distinção possa ser feita na terminologia quando a bainita é claramente identificado, por exemplo, FS (B). Outra distinção pode ser feita quando a bainita superior e inferior podem ser claramente identificadas, por exemplo, FS (UB) e FS (LB), respectivamente. A bainita pode crescer diretamente a partir do contorno de grão da austenita prévia ou uma inclusão intragranular, como mostrado esquematicamente na Figura 60.

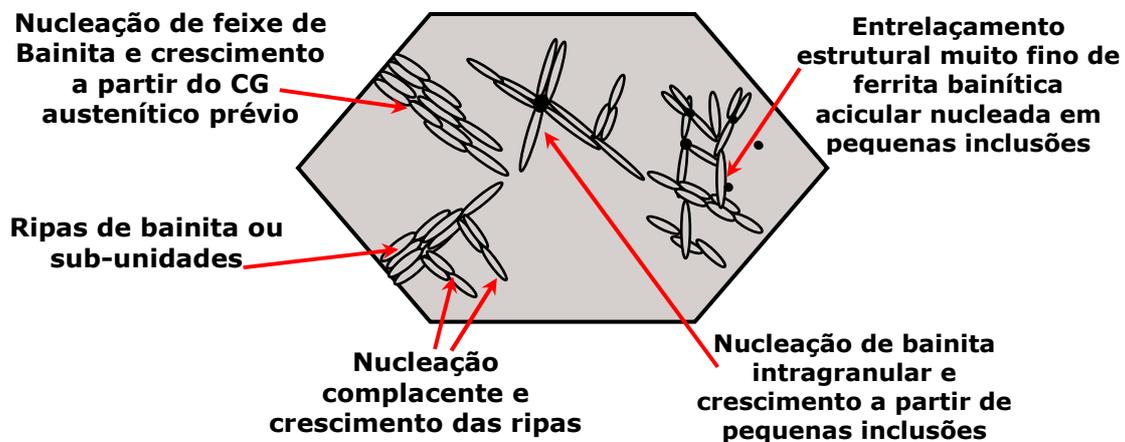


Figura 60 - Feixes de bainita e sub-unidades. (Adaptado de Thewlis 2004).

Uma nucleação das placas de bainita a partir de feixes existentes é uma característica comum. A bainita que cresce dos contornos de grão da austenita prévia é comumente observada na forma de entrelaçamento de feixes de placas muito finas com partículas de cementita alinhadas (Figura 61) que são designados FS(A) na classificação do IIW. Na bainita superior, FS(UB), partículas de carbonetos são observadas entre as placas, enquanto que na bainita inferior, FS (LB), os carbonetos estão tanto dentro como entre as placas e a estrutura tende a ter uma resposta mais escura ao ataque. As placas individuais contidas num feixe são separadas por contornos de baixo ângulo que são difíceis de serem vistas no microscópio ótico. Os feixes são mostrados no seu processo de crescimento na Figura 62.

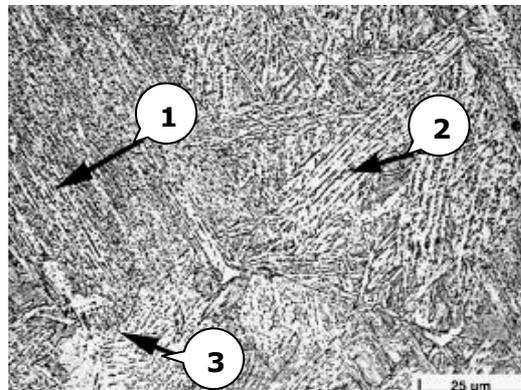


Figura 61 - Entrelaçamento de feixes de bainita superior e inferior num aço 0,17% C, 1,0% Mn , ZTA de solda a laser. (1) bainita inferior com partículas de carbonetos entres as sub-unidades; (2) bainita superior com carboneto alinhado; (3) ferrita bainítica com carboneto não alinhado. (Thewlis 2004).



Figura 62 - Crescimento de feixes de bainita (seta) e nucleação simpática de ripas num aço 0,38% C, 1,39% Mn, 0,039% S, 0,09% V, transformada isotermicamente, 45s à 400 ° C. (Thewlis 2004).

Dependendo do plano de observação, as partículas de cementita podem parecer não-alinhadas. Ao ver uma secção transversal de ripas de ferrita que cresceram a partir de contornos de grão da austenita prévia sob o plano de observação, tudo o que pode ser visto são partículas de carboneto numa matriz de ferrita dentro dos grãos da austenita prévia (Figura 61). A bainita é então classificada como FS (NA). Thewlis se refere às diferentes formas da ferrita bainítica de

contorno de grão da austenita prévia como GB (B) de modo que uma distinção pode ser feita com bainita intragranular como descrito abaixo. Em alguns aços e metais de solda, (Bhadeshia 1992 e Bhadeshia 1981) o crescimento de feixes de bainita pode ser visto a partir de inclusões intragranulares (Figura 63).

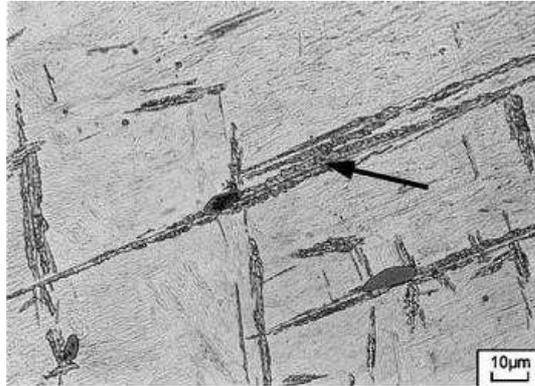


Figura 63 - Crescimento de feixes de bainita de inclusões intragranulares num aço 0,38% C, 1,39% Mn, 0,039% S, 0,09% V, 0,013% N, transformada isotermicamente, 38 s, a 450 ° C: seta indica várias ripas de bainita com partículas de carboneto contidas no interior das subunidades. (Thewlis 2004).

Placas finas e individuais de ferrita bainítica também podem crescer relativamente de inclusões intragranulares (Figura 64). As últimas placas não têm alinhadas as partículas de carboneto e pode ser difícil de distinguir de placas de ferrita Widmanstätten IFP (*Widmanstätten sem microfase alinhada*). As inclusões de onde as placas cresceram não podem ser observadas desde que estão abaixo do plano de observação.

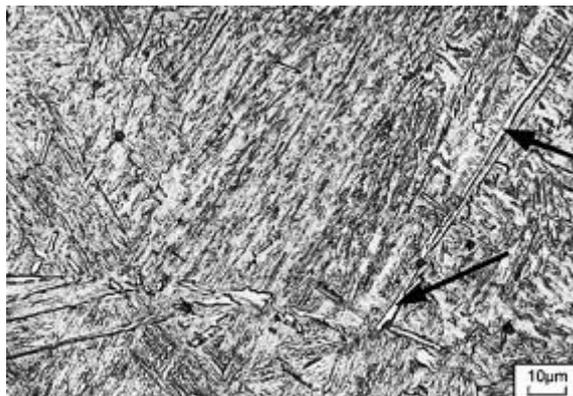


Figura 64 - Crescimento de placas de bainita intragranular num aço 0,38% C, 1,39% Mn, 0,039% S, 0,09% V, 0,013%N, transformada isotermicamente, 38s à 500°C: as setas indicam as placas individuais de ferrita bainítica nucleadas em pequenas inclusões intragranular. (Thewlis 2004).

O sistema de classificação IIW (1988) não tem uma terminologia para as diferentes formas de bainita intragranular, mas Thewlis tem chamado então I(B). Sempre que há uma alta densidade de inclusões, várias colisões de placas bainíticas individuais que crescem de inclusões podem resultar em uma estrutura entrelaçada muito fina (Figura 60). O sistema de classificação IIW

geralmente se refere a este tipo de estrutura como ferrita acicular (AF). A dureza da bainita é superior a da ferrita acicular (Tabela 1). Isso pode ser devido à diferença de densidade de discordâncias e teor de carbono entre as fases (Yang 2005).

Tabela 1 - Medida de nanodureza da ferrita acicular e ferrita bainítica numa amostra soldada. (Yang 2005).

Microestrutura	Nanodureza média	desvio
ferrita acicular	2,42 Gpa	0,16
ferrita bainítica	2,66 Gpa	0,12

### 3.3.7 A Martensita

Quando a temperatura de um metal capaz de sofrer uma reação martensítica é reduzida, ele passa por uma temperatura de equilíbrio que separa os intervalos de estabilidade das duas diferentes fases. Abaixo dessa temperatura a energia livre do metal diminui quando ele passa de uma fase estável em alta temperatura para outra estável em baixa temperatura. Essa variação de energia livre é a principal força motriz para a reação martensítica (Reed-Hill 1994).

A transformação martensítica não envolve difusão, de forma que a martensita tem exatamente a mesma composição da fase de origem, a austenita (2,11%C), dependendo da composição da liga. Os átomos de carbono ficam presos nos interstícios octaédricos de uma estrutura CCC. Portanto a solubilidade é excedida na formação da martensita, e isso faz com que ocorra distorção na formação da nova estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) mostrada na Figura 65. Mesmo tendo estrutura definida ela é metaestável, presente apenas porque a difusão foi suprimida (Kwietniewski 2009).

Existem evidências quanto à nucleação das plaquetas de martensita, que estas se formam heterogeneamente, como na maioria das transformações ou mudanças de fase. Existem também fortes evidências de que os locais onde os núcleos se formam são posições de alta deformação (configurações de discordâncias), chamadas de embriões de deformação (Reed-Hill 1994).

A cinética das transformações martensíticas são geralmente descritas como atérmicas, uma vez que começa a transformação numa temperatura bem definida  $M_s$ , mas para a transformação continuar a temperatura precisa diminuir até  $M_f$ , que quando alcançada a reação é considerada completa. No entanto, existem reações martensíticas que pode proceder a uma temperatura constante (Bhadeshia 1992).

A martensita é classicamente uma transformação extremamente rápida, pois resultados experimentais mostram que a velocidade de crescimento é da ordem de um terço da velocidade do

som na matriz (20). Ocorre sem difusão onde o carbono é retido em solução. Assim que a austenita muda o parâmetro de rede de CFC para martensita TCC (tetragonal de corpo centrado), as considerações de energia de deformação dominam e a martensita é forçada a ter forma de placas finas (Thewlis 2004).

Nos aços com carbono inferior a aproximadamente 0,2% (baixo carbono), ocorre a martensita em ripas com estrutura cristalina TCC, que é designado M ou M(L) na classificação do IIW. As unidades de martensita são em formas de ripas que estão agrupadas em feixes ou pacotes maiores (Figura 66).

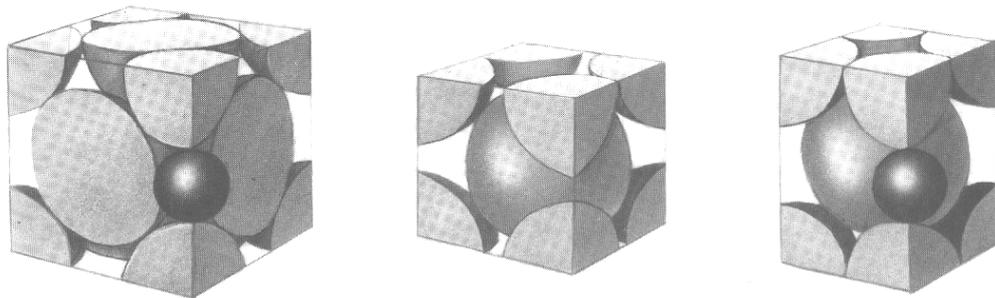


Figura 65 - Desenho esquemático da transformação martensítica. (Callister 2007).

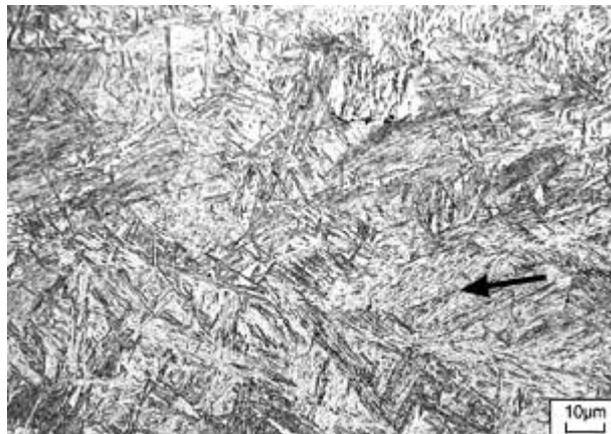


Figura 66 - Martensita em ripas (aço 0,13 %C) solda a laser: seta indica ripas de martensita com muitas discordâncias. (Thewlis 2004).

A subestrutura consiste de uma grande densidade de discordâncias arranjadas em células. Cada ripa de martensita é composta por várias células de discordâncias. À medida que a quantidade de carbono aumenta significativamente, acima de 0,2%C, as placas de martensita tendem a formar tanto uma estrutura cristalina TCC quanto CCC. Com teor em torno de 0,1%, os aços apresentam uma alta temperatura  $M_s$  ( $> 300^\circ\text{C}$ ). Neste caso, algum carboneto pode ser formado durante o resfriamento, diminuindo a super-saturação de carbono na martensita. Esta forma de constituinte (martensita autorevenida) tem uma estrutura semelhante à bainita inferior e é considerada como tendo uma boa resistência à fratura frágil (Callister 2007). As unidades de

martensita formam placas individuais lenticulares (Figura 67) com uma subestrutura consistindo de maclas muito finas. Essa forma de martensita é denominada como martensita maclada (twinned martensite) na classificação do IIW e é designada como M ou M(T). Martensita, seja na forma de placas ou em ripas, sob microscópio ótico tem-se baixa resolução, pois tende a ter uma resposta lenta ao ataque químico.

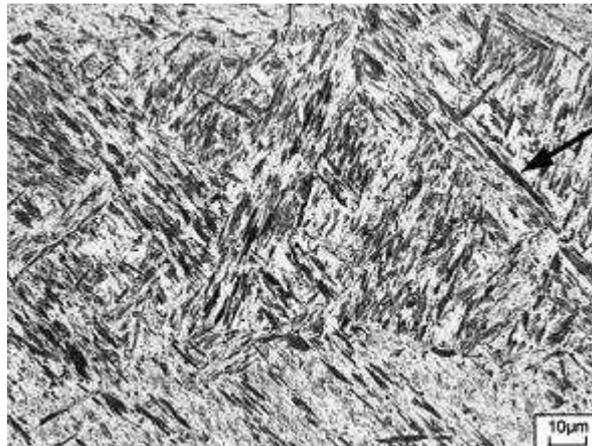


Figura 67 - Martensita em placas ou maclada em um metal soldado a laser 0,27%C: seta indica martensita lenticular com uma subestrutura maclada. (Thewlis 2004).

A deformação plástica da matriz também afeta a formação da martensita, principalmente no sentido de aumentar as deformações internas e de tornar mais fácil a nucleação da martensita. Desse modo, a martensita pode formar-se quando o metal é deformado plasticamente em temperaturas bem acima de  $M_s$ . No entanto, a quantidade de martensita assim formada diminui com o aumento da temperatura (Reed-Hill 1994).

Das várias microestruturas que podem ser produzidas para um dado aço, a martensita é a mais dura e a mais forte e a mais frágil. Ela tem, de fato, ductilidade desprezível. Mas a resistência mecânica e a dureza da martensita não estão relacionadas à microestrutura. A grande distorção na estrutura produzida com a grande quantidade de defeitos cristalinos, tais como discordâncias e supersaturação de átomos de carbono que dificultam o movimento das discordâncias, poucos sistemas de escorregamento para estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) são os fatores responsáveis por este ganho de propriedades mecânicas (Callister). Sua dureza é dependente do teor de carbono, até cerca de 0,6% em peso como demonstrado na Figura 68.

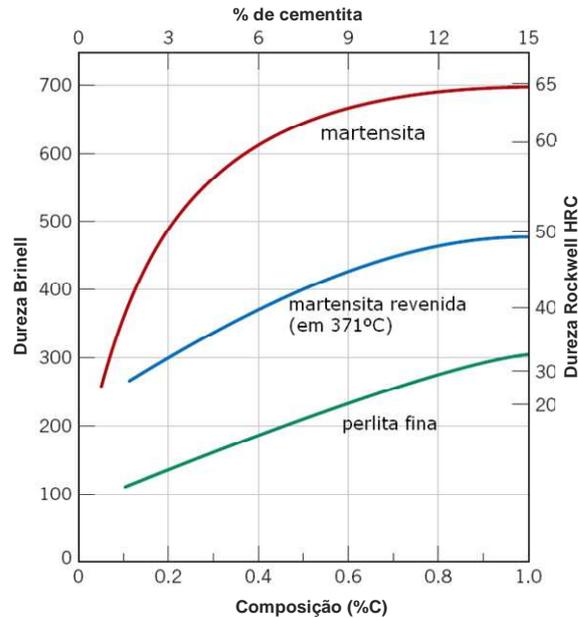


Figura 68 - Dureza da martensita e perlita fina como função da porcentagem em peso de carbono (Callister 2007)

A austenita é ligeiramente mais densa do que a martensita e, portanto, durante a transformação de fase no resfriamento, há um aumento de volume. Consequentemente, peças relativamente grandes que são rapidamente temperadas podem trincar como um resultado de tensões internas; isto se torna um problema especialmente quando o teor de carbono é maior do que cerca de 0,5% em peso.

### 3.3.7.1 A Martensita Revenida

No estado como temperado, a martensita, além de ter alta dureza, é tão frágil que ela não pode ser usada para a maioria das aplicações. Qualquer tensão interna que possam ter sido introduzidas durante a têmpera tem um efeito fragilizante (Callister 2007). A utilidade e a tenacidade da martensita podem ser aumentadas e estas tensões internas aliviadas pelo tratamento térmico conhecido como revenimento.

Se a martensita for aquecida para uma temperatura onde os átomos de carbono tenham mobilidade, estes irão difundir a partir dos interstícios octaédricos para formar carbonetos. Como resultado, a tetragonalidade é “aliviada”, sendo a martensita substituída por uma mistura de partículas de cementita uniformemente dispersas embutidas dentro de uma matriz contínua de ferrita, ficando de acordo com o diagrama Fe-C. Esta decomposição da martensita é chamada de revenido. Isto é similar à microestrutura de esferoidita exceto pelo fato de que as partículas de cementita são muito menores. Uma micrografia eletrônica mostrando a microestrutura da martensita revenida com grande ampliação está apresentada na Figura 69.

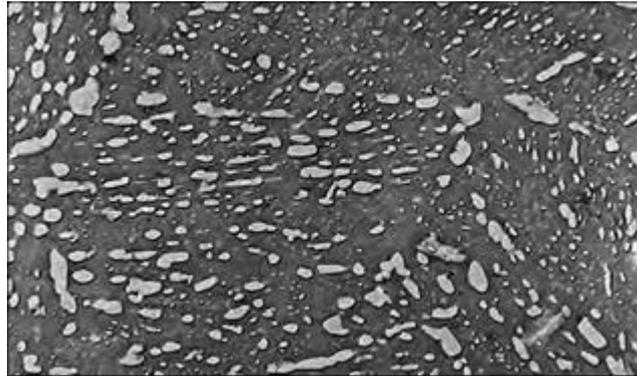


Figura 69 - Micrografia eletrônica de martensita revenida. O revenimento foi realizado a 594°C. As partículas pequenas são de fase cementita; a fase matriz é de ferrita- $\alpha$ . 9300x. (Callister 2007)

A martensita revenida pode ser aproximadamente tão resistente quanto à martensita, mas com a ductilidade e tenacidade aumentadas. A dureza e a resistência mecânica podem ser explicadas pela grande área de contorno de fases entre ferrita e cementita por unidade de volume que existe para partículas de cementita muito finas e numerosas. De novo, a cementita dura reforça a matriz de ferrita ao longo dos contornos de grão e estes contornos de grão também agem como barreiras para o movimento de discordâncias durante a deformação plástica. A fase contínua ferrita é também muito dútil e relativamente tenaz, o que explica a melhoria destas propriedades na martensita revenida. Além disso, o tratamento térmico de revenimento determina o tamanho das partículas de cementita. Variáveis de tratamento térmico são temperatura e tempo, e a maioria dos tratamentos são processos à temperatura constante. Uma vez que a difusão de carbono está envolvida na transformação de martensita para martensita revenida, o aumento da temperatura acelerará a difusão, a taxa de crescimento das partículas de cementita e, subsequentemente, a taxa de amolecimento (Callister 2007).

### 3.3.8 A Ferrita acicular

Convencionalmente, a ferrita acicular é reconhecida como uma morfologia de nucleação intragranular de ferrita que apresenta múltiplas colisões e encontros entre os grãos. A ferrita acicular nucleia em inclusões no interior do grão austenítico prévio durante a transformação da  $\gamma$  para a  $\alpha$ . Desde que haja uma grande densidade de inclusões, então uma estrutura finamente entrelaçada (geralmente  $<5\mu\text{m}$ ) pode ser produzida. Possui elevada razão entre o seu comprimento e largura (2:~10) e contornos de grão de grande ângulo. Entre os grãos, podem existir carbonetos ou outros microconstituintes ricos em carbono. Devido ao seu pequeno tamanho de grão e diferença de orientação cristalina entre os grãos, este constituinte é considerado o melhor para

garantir uma tenacidade elevada para o metal de solda de aço com limite de escoamento em torno de 500MPa.

A ferrita acicular se forma a temperaturas tão baixas quantas aquelas de formação da bainita em aços baixo carbono e baixa liga resfriados continuamente (IIW 1988). Porém, a ferrita acicular é formada antes da bainita, pois ela é mais estável que a bainita durante revenimento. Acredita-se que a propagação da fratura por clivagem é frequentemente defletida pela ferrita acicular de várias orientações, resultando em uma melhor propriedade mecânica, especialmente na tenacidade. Esta forma de ferrita possui granulação muito fina.

Na caracterização do IIW, a ferrita acicular é designada como AF. Por um longo tempo foi considerado como um produto de transformação única. Pesquisas mais atuais sugerem que trata-se de uma ferrita de Widmanstätten nucleada intragranularmente. Também existem evidências de ser bainita nucleada intragranularmente. Segundo Thewlis a natureza da ferrita acicular pode ser mostrada esquematicamente como na Figura 70.

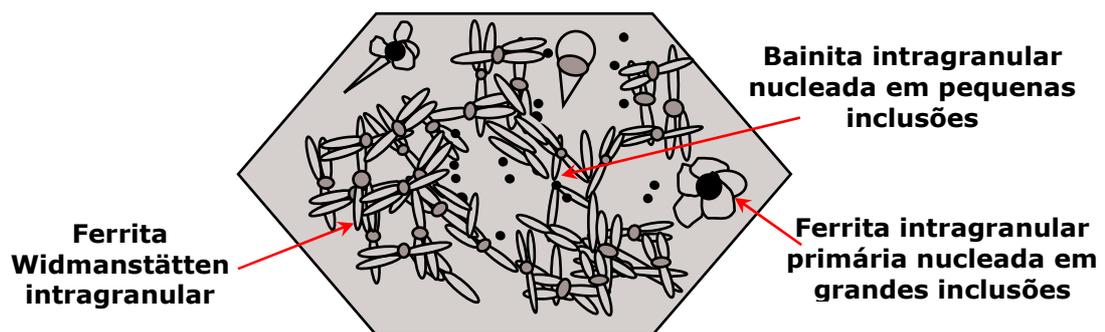


Figura 70 - Natureza da ferrita acicular. Adaptado de Thewlis 2004.

No entanto, os tamanhos, as distribuições espaciais, formas e principalmente as interconetividades do complexo de características microestruturais só podem ser caracterizada com análise 3D (Wu 2004). A Figura 71 mostra uma imagem 3D de placas de ferritas formadas numa amostra. Um total de treze placas são observadas nesta imagem. Apesar de não ser visto na Figura 71, uma inclusão foi observada na intersecção das placas (seta). Algumas dessas placas foram assim nucleadas na inclusão (muitas vezes representado como placas principais) e as outras placas, provavelmente na superfície de placas de ferrita preexistentes (placas secundárias).

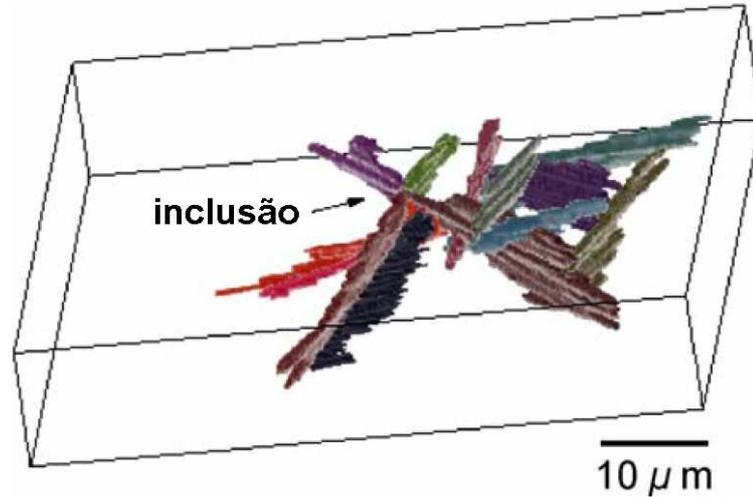


Figura 71 - Imagem 3D das placas de ferrita numa amostra transformada isotermicamente a 570°C por 1s. (Wu 2004).

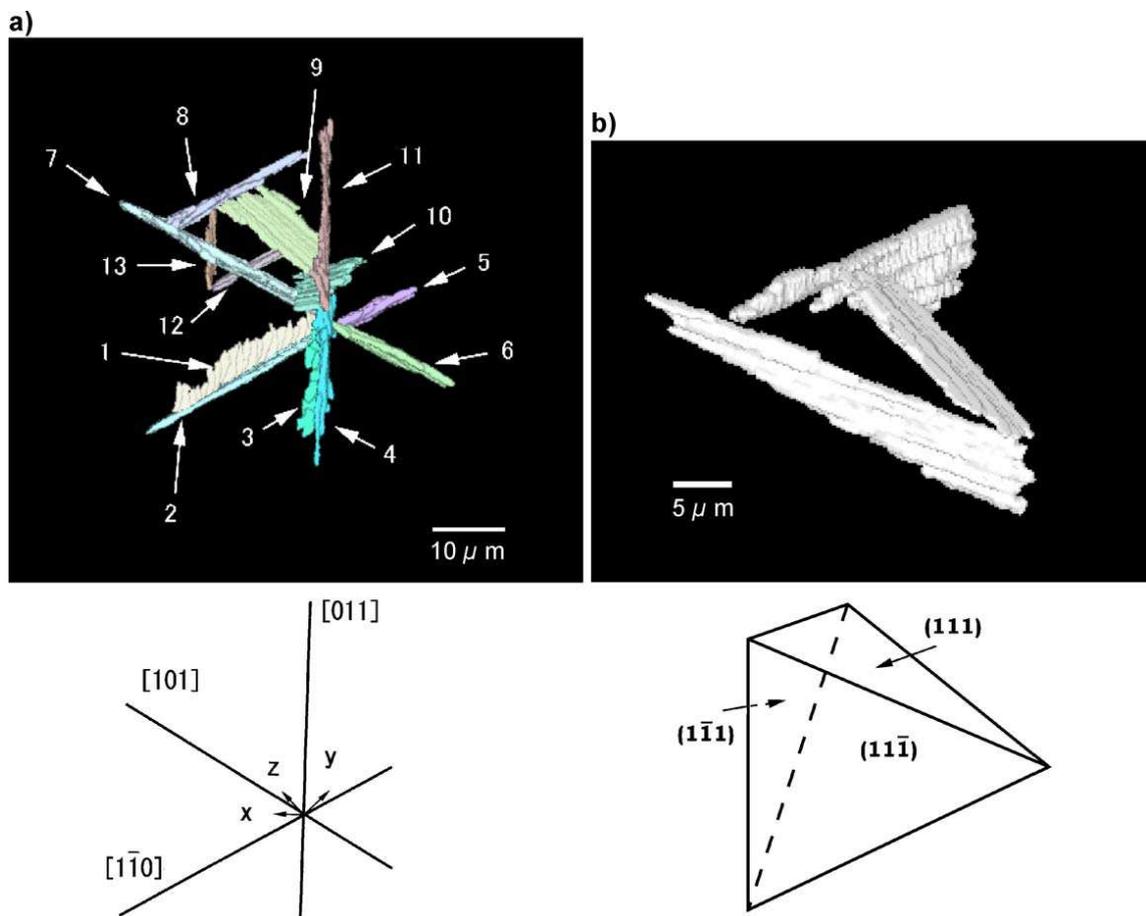


Figura 72 - (a) Vista da Figura 71 rotacionada, indicando que a direção do crescimento próxima de  $\langle 110 \rangle$  da austenita. (b) visão ampliada das placas 8, 9 e 11, indicando que a face ampla das placas está próxima  $\{111\}$  da austenita. (Wu 2004).

Adicionalmente, a microestrutura da ZF de um aço C-Mn apresenta, em geral, uma quantidade elevada de inclusões não metálicas. Estas são formadas basicamente por uma mistura de óxidos de Mn, Si e de outros desoxidantes mais fortes (Al e Ti), quando os mesmos estiverem

presentes. Elas são frequentemente heterogêneas, com regiões na sua superfície contendo sulfetos de Cu e Mn. O número de inclusões formadas por unidade de volume de solda é muito elevado, aproximadamente  $10^8 \text{mm}^{-3}$ , seu formato é geralmente esférico e seus diâmetros variam entre cerca 0,2 e  $1 \mu\text{m}$ . Estas inclusões podem atuar como sítios para a nucleação de ferrita acicular, sua ação sendo mais efetiva com a presença de Ti e Al nas inclusões. A razão da maior eficiência de inclusões com determinada composição química para facilitar a nucleação da ferrita não é bem conhecida.

Diferentes produtos de reação podem nuclear em inclusões intragranulares em temperaturas de transformação reconstrutiva e displaciva durante o resfriamento contínuo dependendo da natureza, tamanho e quantidade de inclusões resultantes da presença de oxigênio (Figura 73 e Figura 74). A ferrita acicular resulta de múltiplas colisões dos diferentes produtos de transformações. A sequência de transformações é consistente com a barreira de energia de ativação teórica para a nucleação de diferentes sítios. O desenvolvimento da ferrita acicular pode então ser definido em termos de produtos de transformação convencional em aço e diagramas CCT incorporando tanto transformações intragranulares e de contorno de grão.

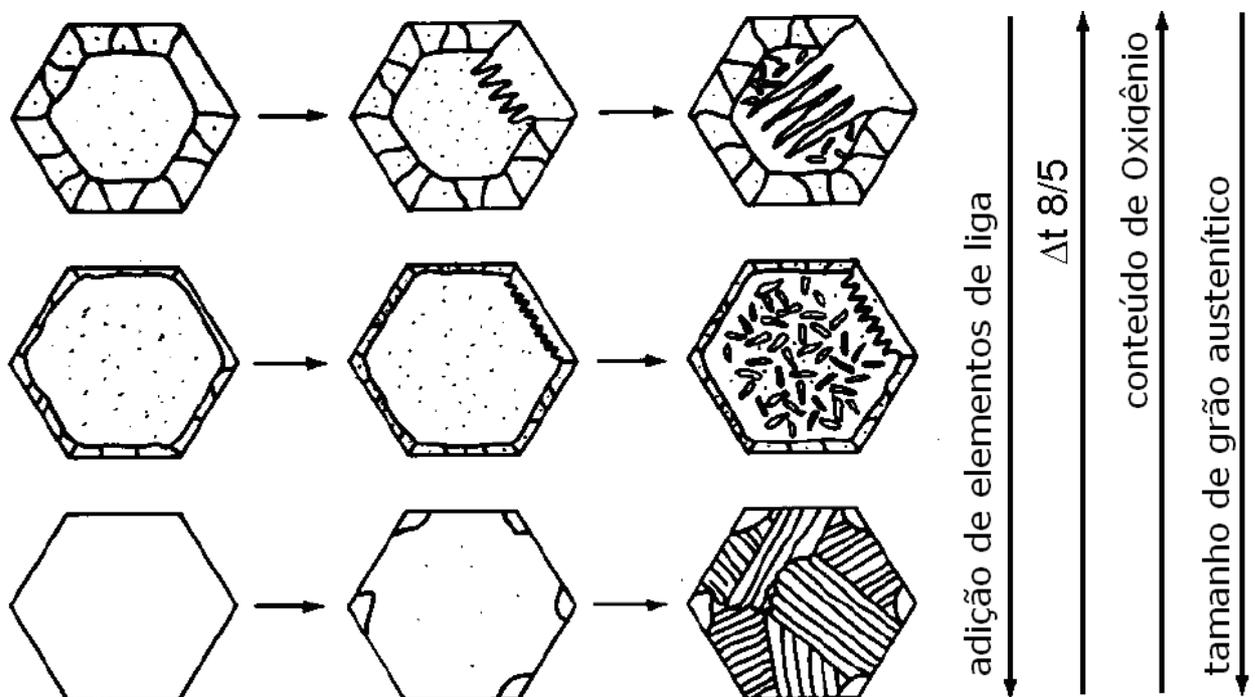


Figura 73 - Desenho esquemático mostrando a formação de diferentes microfases ou constituintes em relação a adição de elementos de liga, taxa de resfriamento entre  $800^{\circ}\text{C}$  e  $500^{\circ}\text{C}$  ( $\Delta t_{8/5}$ ), conteúdo de oxigênio e tamanho de grão austenítico. (Bhadeshia 1992)

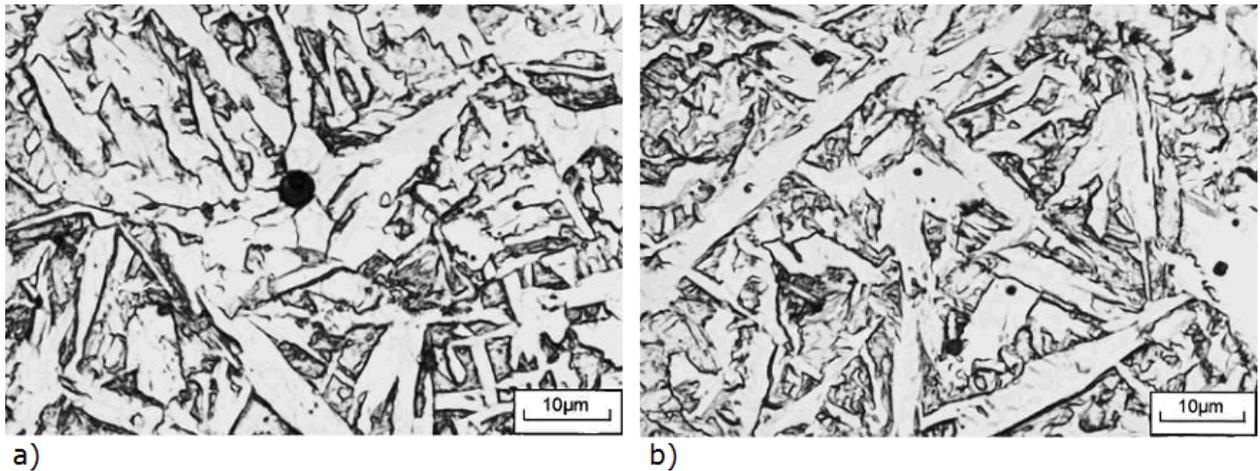


Figura 74 - Desenvolvimento da ferrita acicular em metal de solda por arco submerso, (a) ferrita idiomórfica nucleada em inclusões grande; (b) Placas de ferrita de Widmanstätten nucleada em inclusões pequenas. (Thewlis 2004).

Em condições de transformações sob resfriamento contínuo (CCT):

$$AF = I(PF) + I(WF) + I(B)$$

(Ferrita Acicular) = (Ferrita idiomórfica) + (Widmanstätten Intragranular) + (Bainita Intragranular)

Isto leva a ferrita acicular a apresentar uma variedade de formas que dependem da composição do aço, taxa de resfriamento e características das inclusões. A ferrita acicular pode consistir de uma mistura de diferentes produtos de transformação intragranular (Figura 75). Alternativamente, a ferrita acicular Widmanstätten ou ferrita acicular bainítica podem formar-se sem auxílio de produtos intragranulares. Entretanto, se as reações estiverem puramente em temperaturas de transformação reconstrutivas, pode ser preferível o uso do termo ferrita idiomórfica primária ao invés de ferrita acicular para descrever a microestrutura, uma vez que ferrita primária intragranular tem tendência de ser grosseira e uma morfologia não acicular (Figura 74) (Thewlis 2004).

Ocorre um aumento de sensibilidade da transformação  $\gamma/\alpha$  para carbono em baixas concentrações, que leva a uma correspondente diminuição de elementos de liga substitucionais. O carbono limita a cinética de transformação.

A ferrita acicular é usualmente observada como uma estrutura finamente entrelaçada e intercalada com microfases (Figura 75) e maior densidade de discordâncias que as formas anteriores. As formas das placas de ferrita podem não se parecerem com agulhas como uso do termo “acicular” implicaria. Isso porque as diferentes morfologias de ferrita não podem crescer muito antes de colidir. É evidente a partir da Figura 75 que o grau de refinamento da ferrita acicular depende da natureza dos produtos inerentes a sua transformação.

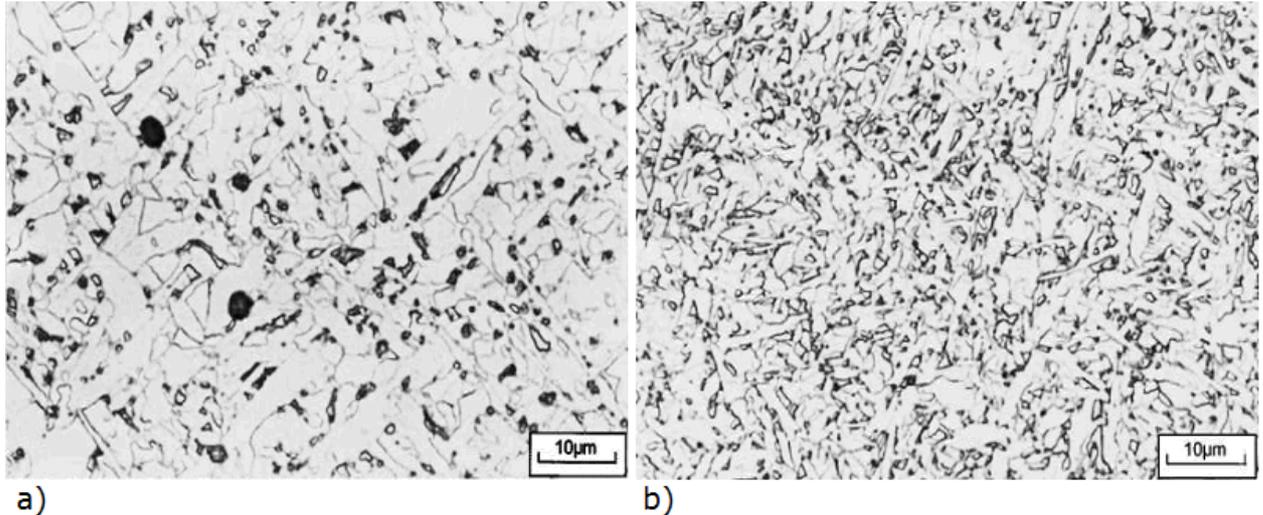


Figura 75 - Formas de ferrita acicular, (a) ferrita intragranular primária – Ferrita de Widmanstätten em um metal de solda C-Mn; (b) ferrita intragranular de Widmanstätten – bainita em um metal de solda ligado a Ti-Mo-B. (Thewlis 2004).

### 3.3.9 As Microfases

Os diferentes modos de crescimento da ferrita da estrutura principal resultam em um enriquecimento de carbono na austenita remanescente, levando segundas fases associadas como austenita retida, martensita, bainita e agregados de ferrita-carboneto (perlita), dependendo do grau de enriquecimento de austenita e prevalecendo as condições de resfriamento. Segundas fases associadas com ferrita de Widmanstätten e ferrita acicular são geralmente um tanto pequenas (2-5µm), e são denominadas microfases (Bhadeshia 1992).

### 3.3.10 O Constituinte MA (Martensita-Austenita)

Denomina-se constituinte ou microconstituinte MA ou ainda microfase MA, às regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços C-Mn e baixa liga, constituídas de células de austenita estabilizada. Da presença frequente, e em teores elevados, de martensita nestas "ilhas" de austenita, decorre sua denominação Austenita-Martensita

Bayraktar (2004) afirmou que a presença desses constituintes causa a queda de tenacidade devido a sua fragilidade. O constituinte MA toma frequentemente a forma poligonal. Além de ter sua formação frequentemente associada à da bainita, o constituinte MA pode se formar isoladamente em presença de outras fases, como a ferrita, segundo Ferry (2002) a formação de MA é facilitada pela maior quantidade de ferrita alotriomorfa. Nestes casos, a formação específica do constituinte MA, pode ser descrita pelo seguinte processo já correntemente aceito e citado por Ikawa (1980): no resfriamento a partir da região austenítica, forma-se a ferrita com segunda fase, tornando estável a austenita remanescente, devido ao seu enriquecimento em carbono provocado

pelo crescimento nas regiões adjacentes desta própria ferrita bainítica, que é inerentemente pobre em carbono. Este enriquecimento termina a temperaturas em torno de 400-350°C, momento em que o teor de carbono da austenita remanescente atinge 0,5-0,8%. No resfriamento que segue, parte desta austenita decompõe-se em ferrita e carbonetos, no intervalo 300-350°C. Caso o resfriamento seja rápido, esta decomposição pode não ocorrer, e então, a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada, a mais baixas temperaturas, e uma pequena quantidade de austenita permanecerá retida. Este é o processo aceito de formação do constituinte MA.

## 4.0 MATERIAIS E MÉTODOS

As soldas recebidas foram realizadas no centro de pesquisas TWI em Cambridge – Inglaterra, sob a supervisão do Eng. Marcelo Paes. Para o processamento das amostras foi utilizada uma máquina modificada de soldagem por atrito NEI – John Thompson modelo FW-13 com uma potência máxima de 43 kW e uma força axial limite de 480kN (Figura 76) e peso de 7 toneladas, o que confere resistência e rigidez suficiente para poder reagir a cargas aplicadas tão elevadas. Todas as amostras foram fabricadas utilizando uma velocidade rotacional de 1550 rpm. (Paes 2009)(Unfried 2008). Os ensaios foram realizados em diferentes cargas, variando a magnitude: 50kN, 200kN e 400kN. O objetivo foi avaliar as microestruturas formadas e a adesão entre a chapa e o pino através de micrografias.



Figura 76 - Máquina modificada de soldagem por atrito NEI. (Paes 2009)

O processo consiste na utilização um pino consumível em alta rotação e força axial aplicada que faz com que esse pino entre em contato com fundo do furo cônico para criar o calor a partir do atrito, plastificando o pino contra o metal base, preenchendo o furo.

Os ensaios de microdureza Vickers e análise metalográfica foram realizados nas diversas regiões da junta soldada por atrito. As medidas de dureza Vickers foram realizadas num equipamento da marca INSTRON modelo Tukon 2100 B, com capacidade de medição de 0,01 a 50 Kg e resolução de 3g.

A análise metalográfica servirá para a identificação das microestruturas das regiões desde o metal base através da região processada até o pino, utilizando microscopia ótica e eletrônica. Os equipamentos: microscópio ótico (MO) OLYMPUS (modelo BX51M, com câmera acoplada, reflexão de luz branca, luz negra e luz polarizada simplificada, com ampliações de 100X, 200X, 500X e 1000X) e microscópio eletrônico de varredura SHIMADSU (modelo SSX-550 SUPERSCAN com sistema de análise de imagens). As amostras, inicialmente, foram polidas progressivamente em lixas d'água de granulação grosseira até uma granulação mais fina,

finalizando o polimento com pasta de diamante. Após, as amostras analisadas foram atacadas quimicamente com as soluções: Nital 2% com o objetivo de revelar as regiões e microestruturas da junta soldada, Nital 10% para as macrografias, Picral com o objetivo de relevar o tamanho de grão austenítico e Le Pera com o objetivo de revelar constituinte MA. A quantificação do MA foi feita através do programa imageJ, que permitiu tratar as imagens para poder diferenciar as fases claras das escuras e posteriormente foi gerado uma planilha com percentual de área clara em relação a foto total .

A geometria e dimensões das juntas soldadas são apresentadas na Figura 77.

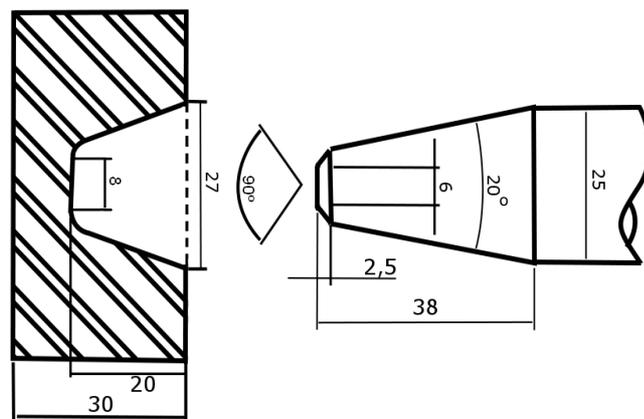


Figura 77 - Croqui: pino e junta.

Os materiais utilizados nesse trabalho, conforme Tabela 2.

Tabela 2 - Materiais e medidas utilizados.

	Medidas [mm]	Material	Observações
<b>Chapa</b>	200 x 140 x 30	Aço BS EN10025	Antigo BS4360 Gr50D
<b>Pinos</b>	25 (diâmetro)	Aço BS970-3 150M19	Originalmente classificado como EN14, obtidos a partir de barras laminadas a quente cilíndricas

As composições químicas foram obtidas no espectrômetro de marca SPECTRO, modelo Spectrolab. O resultado das análises químicas das chapas onde foram feitos os reparos por FHPP e dos pinos utilizados estão na Tabela 3 em peso percentual:

Tabela 3 – Composição química dos componentes.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V	Sn	B
Chapa	0,164	0,397	1,31	0,0123	0,0071	0,0182	<0,005	0,0218	0,0368	0,0206	0,0014	<0,0010	<0,0010	<0,0001
Pino	0,186	0,288	1,42	0,0168	0,0403	2,2000	0,0217	0,1240	0,0048	0,2750	0,0132	0,0048	0,0181	0,0005

A energia mecânica consumida para superar as forças de atrito é dissipada na forma de calor nas superfícies em contato, como também no corpo das projeções que são deformadas plasticamente. Na Tabela 4 estão listados o tempo de processamento e outros fatores do processo. Quanto maior o tempo em processo, mais energia está sendo despendida e, conseqüentemente, maior a quantidade de calor. A fonte de calor existe, então, na forma de uma fonte ativa geradora em uma camada do metal de baixa espessura e bem próxima da superfície de contato (Lebedev 1992). A Tabela 4 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados juntamente da penetração de queima, que é resultante do processo e não parâmetro.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem.

Força/Pressão axial [kN]	<b>50</b>	<b>200</b>	<b>400</b>
Rotação [rpm]	1550	1550	1550
Comprimento de queima [mm]	12	12	12
Pino consumido ( <i>burn off</i> ) [mm]	20	23	22
Tempo [s]	31,3	5,2	2,0

Foi realizada a quantificação e classificação conforme o IIW (1988) e Thewlis (2004), das fases presentes na ZTMA a 10 mm da superfície da chapa em relação as diferentes cargas aplicadas. A quantificação de fases foi realizada através da metodologia do IIW que utiliza linhas verticais e horizontais nas micrografias formando um total de 100 quadrados (10x10) e em cada quadrado, a fase que estiver exatamente no meio deste é a fase predominante. Ao final, se contabiliza as fases de cada quadrado tendo um percentual de fases.

## 5.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A concepção atualmente mais aceita dos mecanismos da soldagem por atrito baseia-se no fato de que durante o contato das superfícies metálicas, as micro projeções de um corpo penetram nas cavidades e depressões do outro corpo. Se utilizam forças maiores para ocorrer uma melhor penetração para formar a melhor adesão possível, após o final do processo. Dependendo da carga aplicada tem-se a ocorrência de um escoamento intenso sob condições simultâneas de compressão e deslocamento de massa, intensificando a ativação das superfícies em atrito (Lebedev 1992).

### 5.1 Terminologia e quantificação

No presente trabalho vai ser tratada a camada próxima à superfície de contato entre o PINO e o MB como “zona de ligação (ZL)”.

Segundo Ellis (1972), o parâmetro “força” controla de forma preponderante os tempos de soldagem e também atua no perfil e nas características da ZTA. As macrografias (Figura 78) obtidas confirmam essa observação.

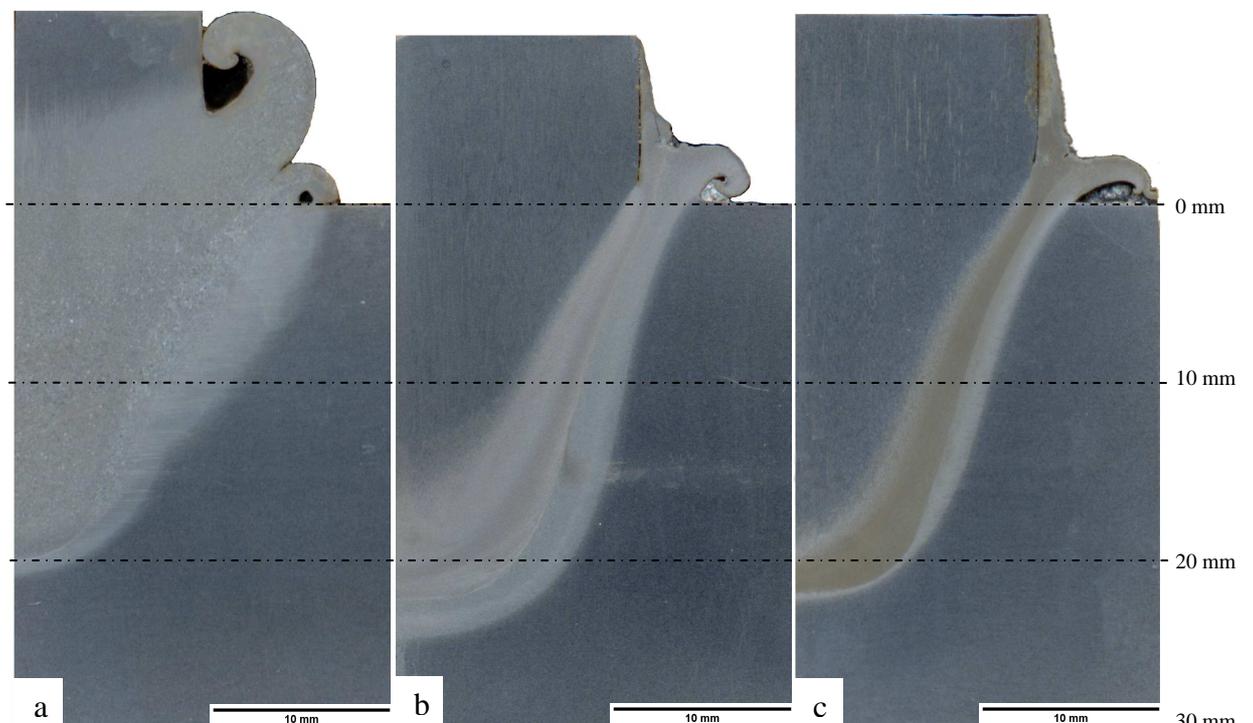


Figura 78 - Macrografias: (a) Carga de 50kN, (b) Carga de 200kN e (c) Carga de 400kN. Nital 10%.

As maiores forças levaram a um estreitamento da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA). Entende-se que a zona termo-mecanicamente

afetada é a parte em que houve uma modificação perceptível da microestrutura por meio do calor e da força aplicada, principalmente na etapa do forjamento. O forjamento neste processo é a etapa após o aquecimento que consiste em manter por um tempo adicional a força axial, entre as duas partes que estão sendo soldadas. A carga utilizada no forjamento é igual ou maior do que a carga utilizada durante o estágio de aquecimento.

O resultado da quantificação e classificação conforme o IIW (1988) e Thewlis (2004), está apresentado na Tabela 5. A penetração de queima da carga de 200kN em relação a de 400kN foi ligeiramente maior provavelmente pelo fato do tempo de processamento ser mais que o dobro que a de 400kN, que gera mais calor e facilita o forjamento.

Tabela 5 - Quantificação das fases para as diferentes cargas a 10 mm.

<b>carga</b>	<b>microestrutura</b>	<b>% médio</b>	<b>desvio padrão</b>
50 kN	ferrita acicular [AF]	2,13	0,18
	bainita [B]	39,00	10,61
	agregado de ferrita e carboneto [FC]	13,30	1,41
	ferrita com fase fase alinhada/Widmānsttaten [FS(A)]	45,58	10,43
200 kN	ferrita acicular	5,75	0,35
	bainita	37,50	4,95
	ferrita com segunda fase alinhada/Widmānsttaten	56,75	9,12
400 kN	martensita	91,00	2,51
	bainita	9,00	3,43

## 5.2 Análise microestrutural

### 5.2.1 Chapa e Pino

Observando a microestrutura do pino e da chapa, (Figura 79), foi constatada a ocorrência do fenômeno conhecido como bandeamento. O bandeamento é uma condição microestrutural, desenvolvida principalmente em aços ligados e de resfriamento lento, os quais apresentam bandas alternadas de ferrita e perlita, paralelas ao sentido de laminação/trefilação (Krauss 2003). Outro fato visível é o menor tamanho de grão ferrítico na microestrutura do pino.

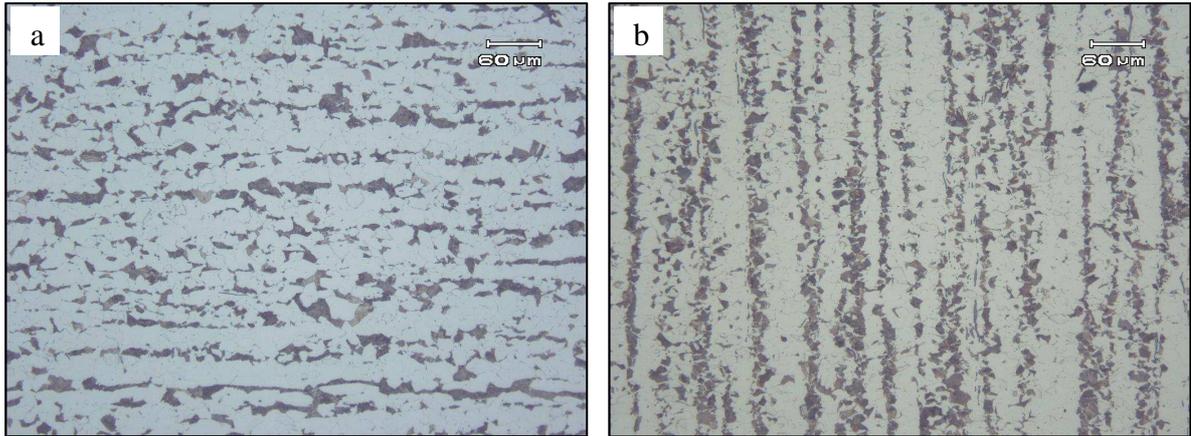


Figura 79 - (a) Microestrutura exclusiva da chapa, (b) Microestrutura exclusiva do pino. (MO 200x). Nital 2%.

### 5.2.2 Carga de 50kN

Na junta soldada com a carga de 50kN, formaram-se microestruturas altamente heterogêneas (Tabela 5) e percebeu-se que houve uma falta de adesão (setas) entre o pino e a chapa, visto na zona de ligação entre as partes soldadas na Figura 80 e Figura 81. Possivelmente isso ocorre porque na carga baixa o contato entre microprojeções das superfícies da chapa e do pino não são tão íntimos, portanto, quando se faz o forjamento, esse não tem carga suficiente para plastificar totalmente e assim permanecem os vazios na ZL.

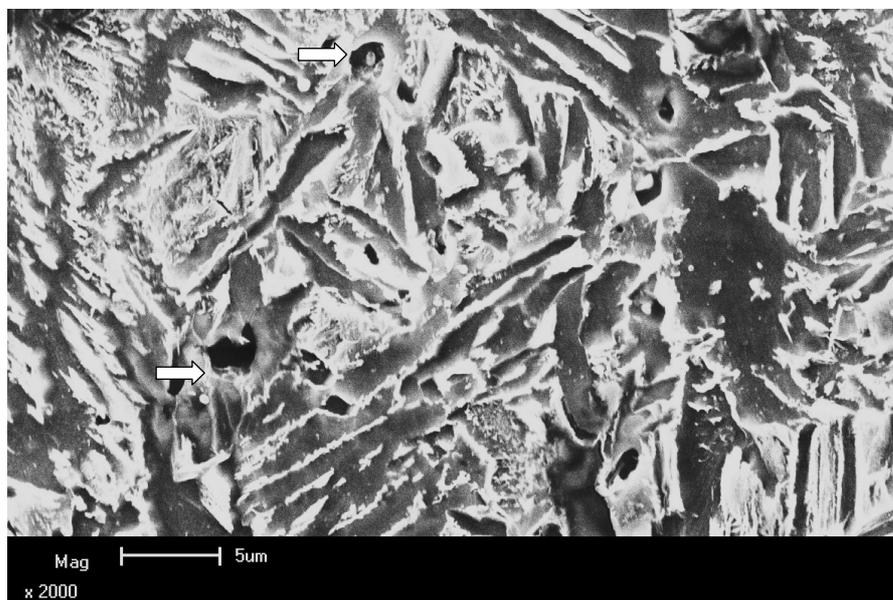


Figura 80 - Falta de adesão na ZL (MEV 2000x). Nital 2%.

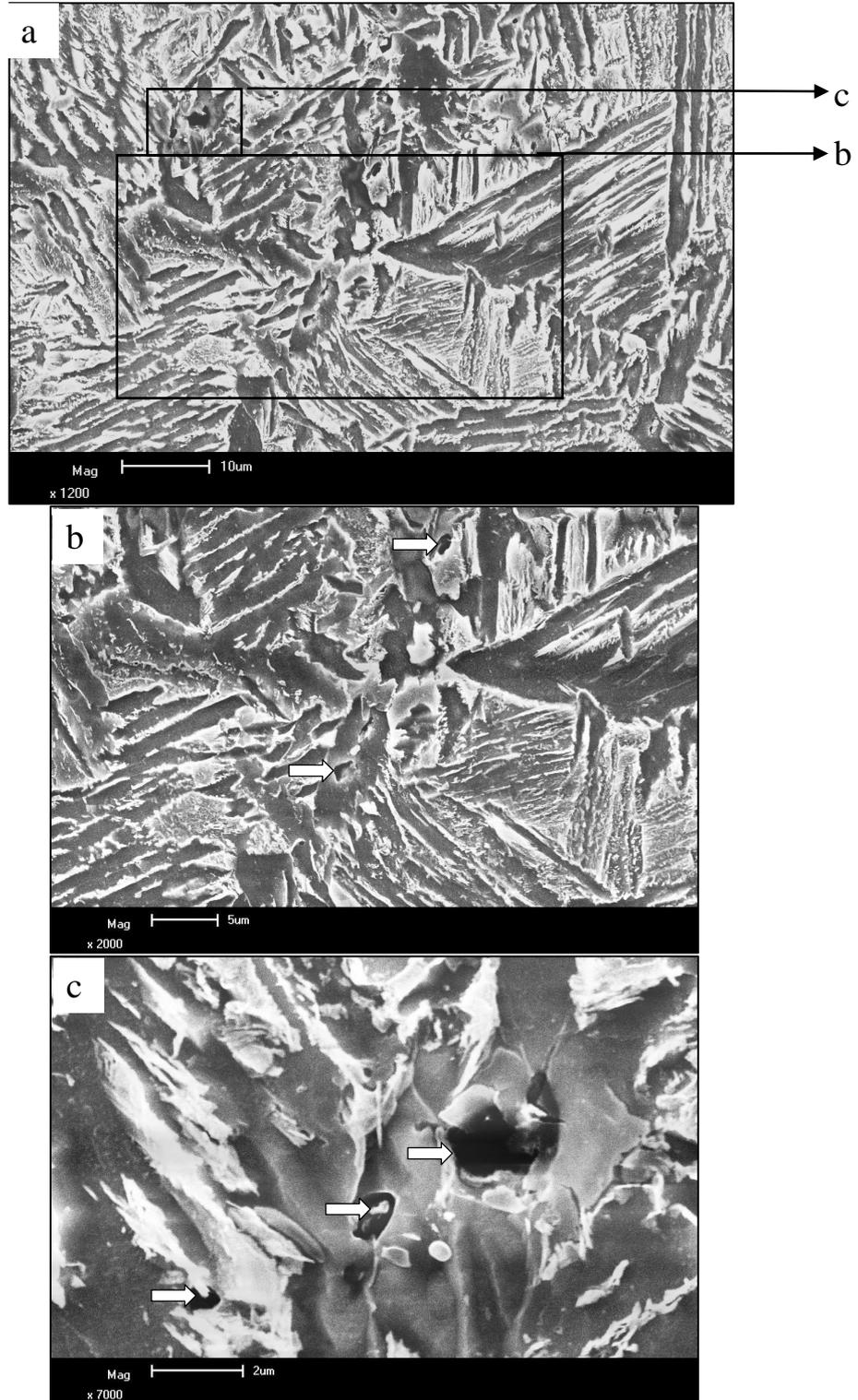


Figura 81 - Falta de adesão na interface (ZL) (MEV): (a) 1200x, (b) 2000x e (c) 7000x. Nital 2%.

Foram detectados os chamados planos de cisalhamento (setas - Figura 82 b e c), que ocorrem quando a resistência torcional a quente do material do pino é ultrapassada ao longo de seu processamento (devido às altas temperaturas, elevados tempos de solda e alto carregamento aplicado) (Meyer 2002). O tamanho de grão variou drasticamente a partir da ZL na ponta do pino

de carga de 50kN (Figura 82 c), provavelmente devido ao Plano de Cisalhamento, pois o pino ao cisalhar permanece em processamento e sobreaquece a outra parte que está fixa.

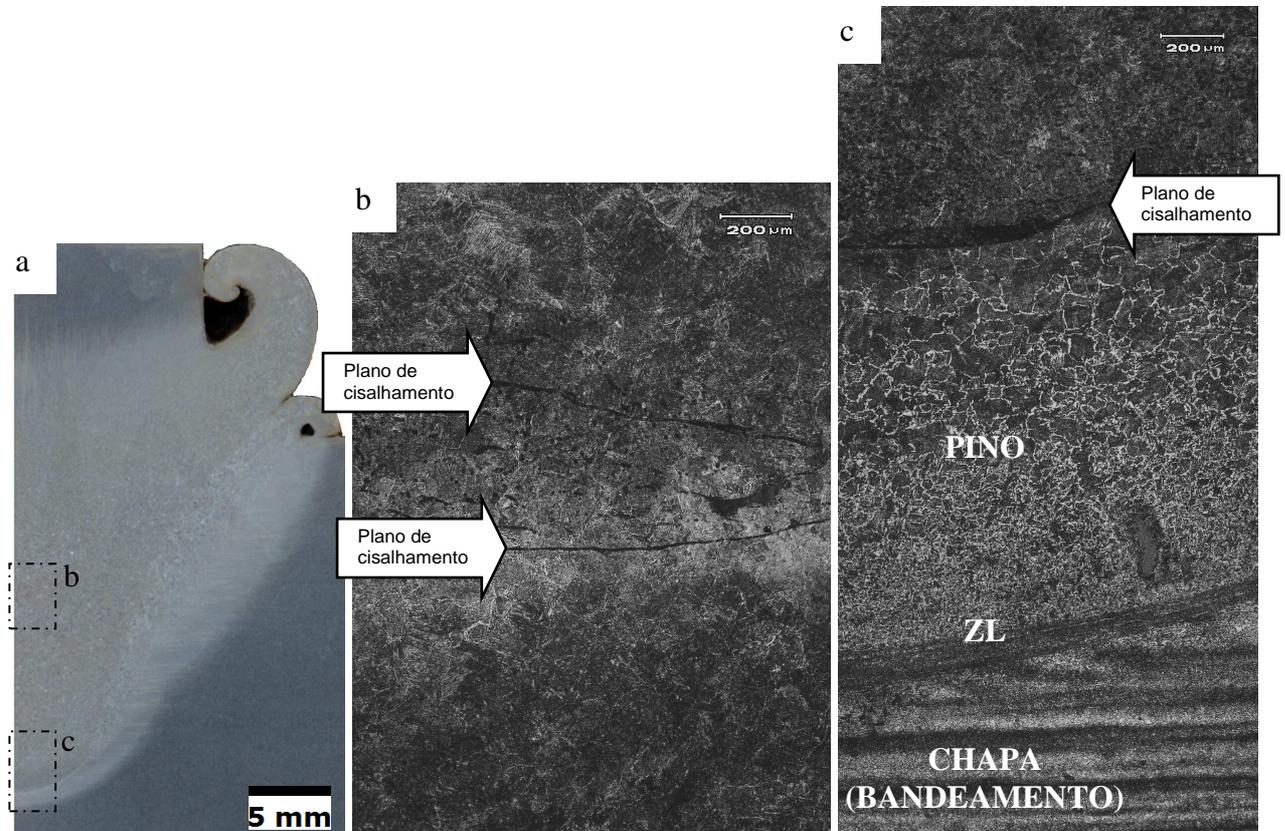


Figura 82 - Micrografias da amostra de 50kN: (a) macrografia que localiza as micrografias a e b (Nital 2%). (b) planos de cisalhamento, (c) micrografia mostrando a variação do TG austenítico a partir da ZL. Ataque Picral.

A micrografia da Figura 83 foi feita na zona de ligação a 10 mm da superfície da chapa. Ela mostra a heterogeneidade da microestrutura destaque nas diferentes microdurezas. Na Figura 83 é possível ver bainita com microdureza  $354 \pm 4$  HV, ferrita com segunda fase alinhada/Widmanstätten, “agregados de ferrita e carboneto” com  $248 \pm 7$  HV, que segundo o IIW (1988), seria também uma definição de perlita e ferrita com carbonetos na interface. Nota-se também ferrita acicular em menor proporção.

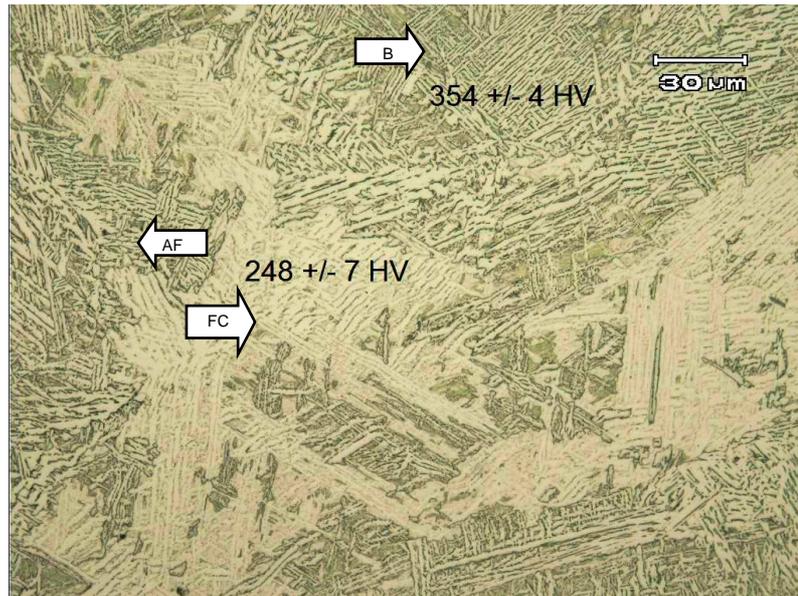


Figura 83 - ZL a 10 mm da superfície na carga de 50kN (MO 500x). Nital 2%.

A estrutura de Widmanstätten é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores de carbono intermediários (entre 0,2 e 0,4%) e, principalmente, por um super-resfriamento relativamente baixo, em relação à temperatura  $A_3$ . Em temperaturas de transformação reconstrutiva, ilhas grandes de perlita e agregados de ferrita e carbonetos podem estar intercalados com as ferritas primárias de contorno de grão austenítico prévio. Uma situação similar pode ocorrer com a ferrita primária idiomórfica (Figura 29). Devido ao superesfriamento necessário para a formação de Widmanstätten ser baixo, a formação de microfases de austenita retida, martensita ou agregados de ferrita e carboneto (perlita) podem se formar entre as placas da ferrita em crescimento (Thewlis 2004). Outro fato interessante é a quantidade de constituinte MA (alguns mostrados pelas setas), que é a fase branca na Figura 84 e Figura 85) encontrada entre as placas das microestruturas formadas e principalmente nas proximidades da zona de ligação. Notou-se que com o aumento da carga, o teor de constituinte MA diminui. Quantitativamente, tem-se: 50kN- 0,375% MA, 200kN- 0,0759% MA e 400kN o valor é tão baixo que é impossível mensurar.

Segundo Ferry a formação de MA é facilitada pela maior quantidade de ferrita alotriomorfa presente na microestrutura; como a solubilidade do carbono na ferrita é muito baixa, ocorre enriquecimento da austenita adjacente com este elemento e com posterior resfriamento há formação de MA

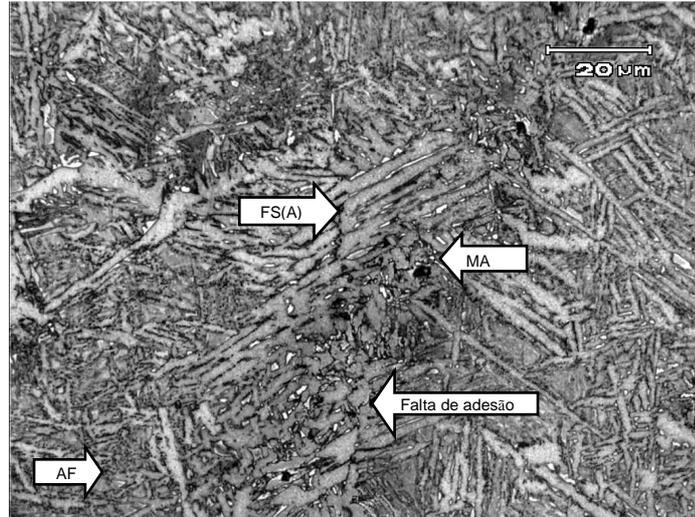


Figura 84 - Detalhe da ZL 50kN mostrando grande quantidade de constituinte MA (MO 1000x). Le Pera.

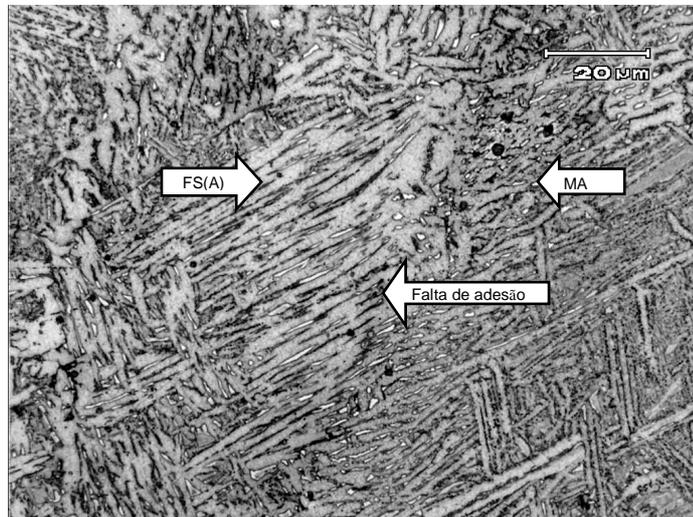


Figura 85 - ZL 50kN mostrando grande quantidade de constituinte MA e heterogeneidade microestrutural (MO 1000x). Le Pera.

Pode-se observar, também, que onde teoricamente existe falta de adesão, possivelmente ocorreu um ataque preferencial, e por isso pode-se encontrar alguns vazios alinhados com a zona de ligação (Figura 85).

### 5.2.3 Carga de 200kN

Como pode ser visto nas micrografias da Figura 86 onde as micro projeções do pino penetraram nas cavidades da chapa na carga de 200kN mostram que foi possível obter um melhor ancoramento entre as superfícies e conseqüentemente uma melhor adesão em relação a carga de 50kN. O tamanho da ZTA ficou visivelmente menor como pode ser visto na Figura 78.

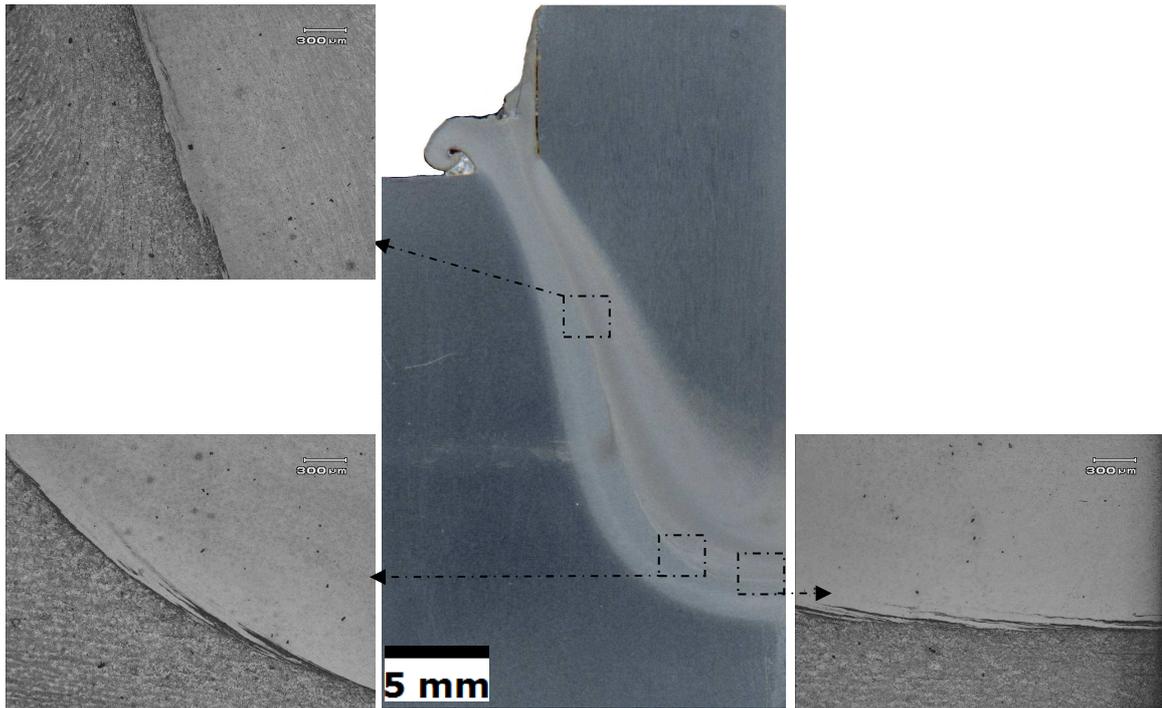


Figura 86 - Macrografia da junta soldada com carga 200kN no centro da figura e suas respectivas micrografias mostrando as micro projeções de um corpo que penetraram nas cavidades do outro. Nital 2%.

Evidenciou-se a formação de microestruturas frágeis, com maior teor a ferrita de Widmanstätten em relação à de 50kN (Tabela 5). O teor de ferrita acicular dobrou. Analisando a zona de ligação (200kN) nota-se o lado do pino com uma microestrutura mais refinada que a da chapa (Figura 88 a). Um fato observado foi a transformação do bandeamento da chapa próxima a ZL, pois onde seria a perlita, formou martensita (Figura 88 c). Então tem-se um bandeamento de ferritas muito refinadas e martensita com microdureza menor devido ao baixo percentual de carbono.

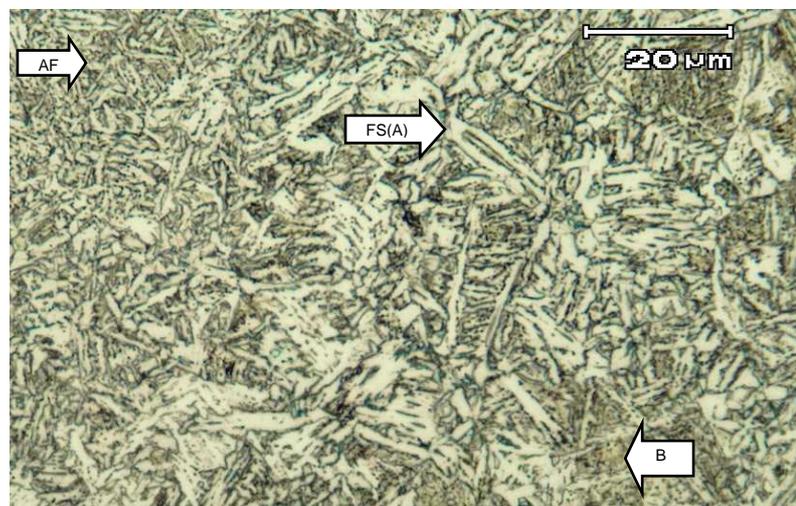


Figura 87 - Micrografia em ML da ZL na carga de 200 kN. ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten, Bainita. Nital 2%

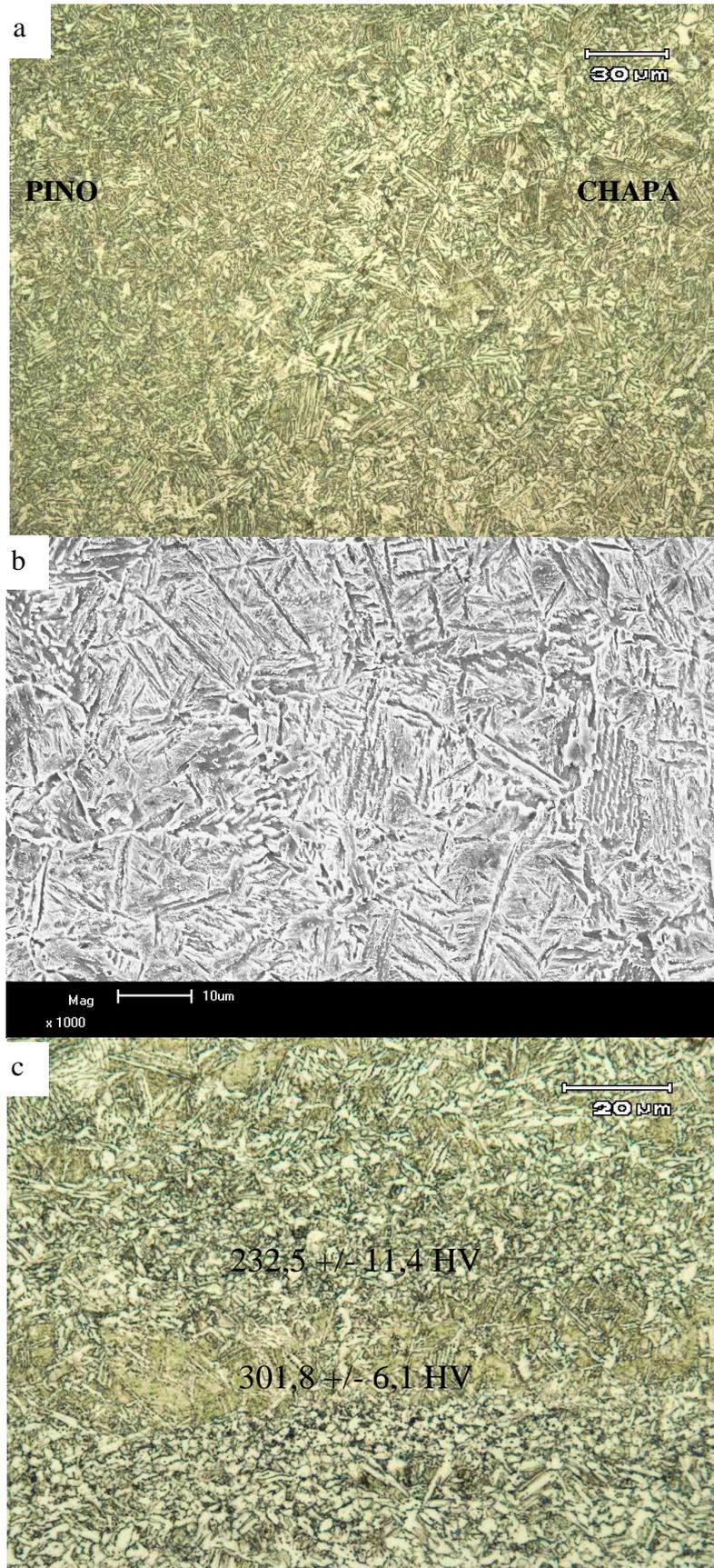


Figura 88 - (a) Zona de ligação da amostra de carga 200kN em 10 mm a partir da chapa (MO 500x). (b) Imagem MEV da zona de ligação. (c) Microestrutura da chapa próxima a ponta do pino mostrando o bandejamento transformado e suas diferentes microdurezas. Nital 2%.

Na junta soldada de 200kN, se destacam a ferrita com segunda fase alinhada, ferrita com carbonetos agregados (inclusive perlita) e bainita. Porém, essas microestruturas estão mais refinadas em comparação com as de 50kN. Segundo Bhadeshia, num aço baixo carbono, o tempo de descarbonetação é tão curto que só bainita superior é obtida pela transformação entre a temperatura de formação final da perlita e início de formação da Martensita.

#### 5.2.4 Carga de 400kN

Com a carga de 400kN foi possível reduzir a heterogeneidade das microestruturas formadas e praticamente extinguir a MA. Foi observada a formação de martensita e pequena fração de bainita (Figura 89).

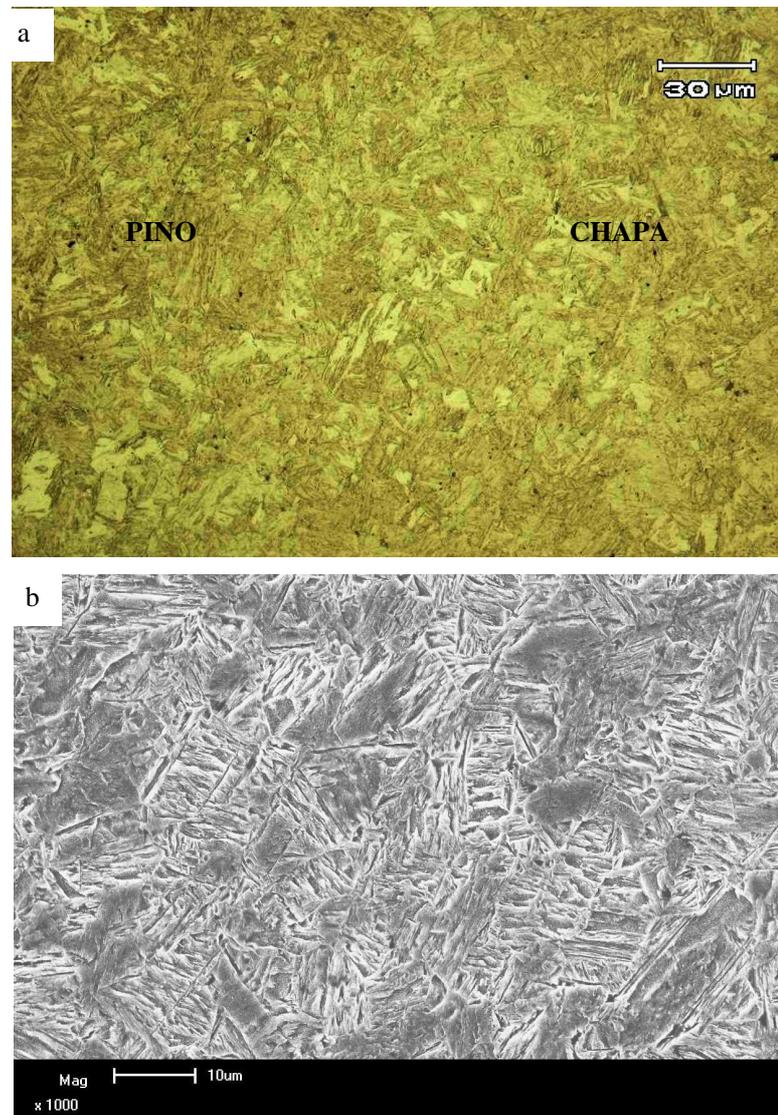


Figura 89 - (a) ZL da junta soldada com carga 400kN (MO 500x). (b) Imagen MEV da zona de ligação.

A transformação do bandejamento ferrita-martensita ocorreu mais homogêneamente. A banda que era perlita transformou-se em martensita e a ferrita permaneceu homogênea (Figura 91, Figura 91 e Figura 92). Provavelmente formou martensita devido à rápida extração de calor por parte do pino e MB, pois em 400 kN o processamento foi apenas de 2s.

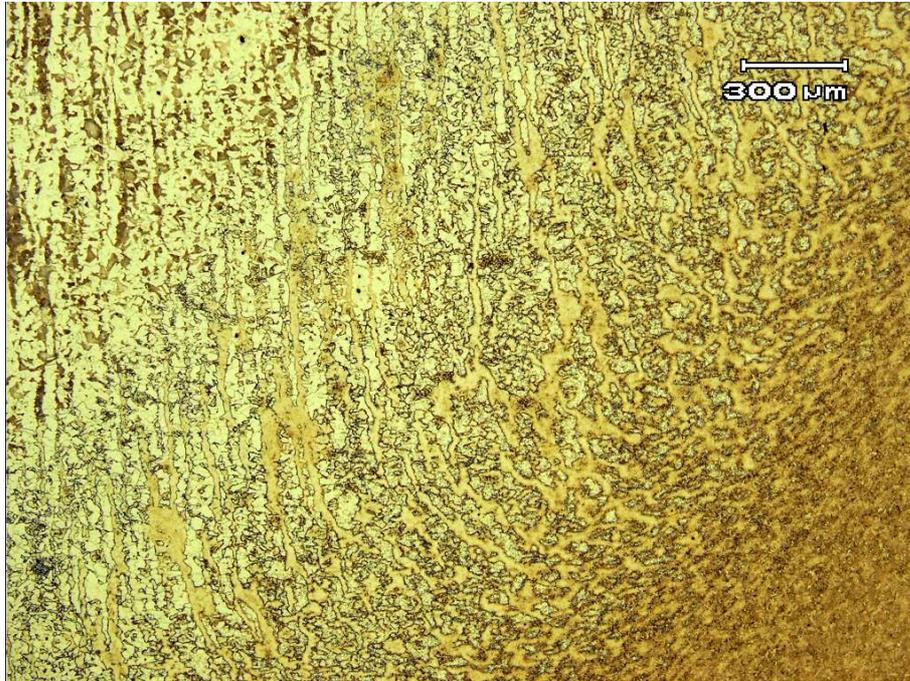


Figura 90 - destaque da região do pino (bandeado verticalmente), transformada em bandas de martensita e ferrita na ZTMA (fase curvada) e martensita na ZTA (fase mais escura), (MO 50x).

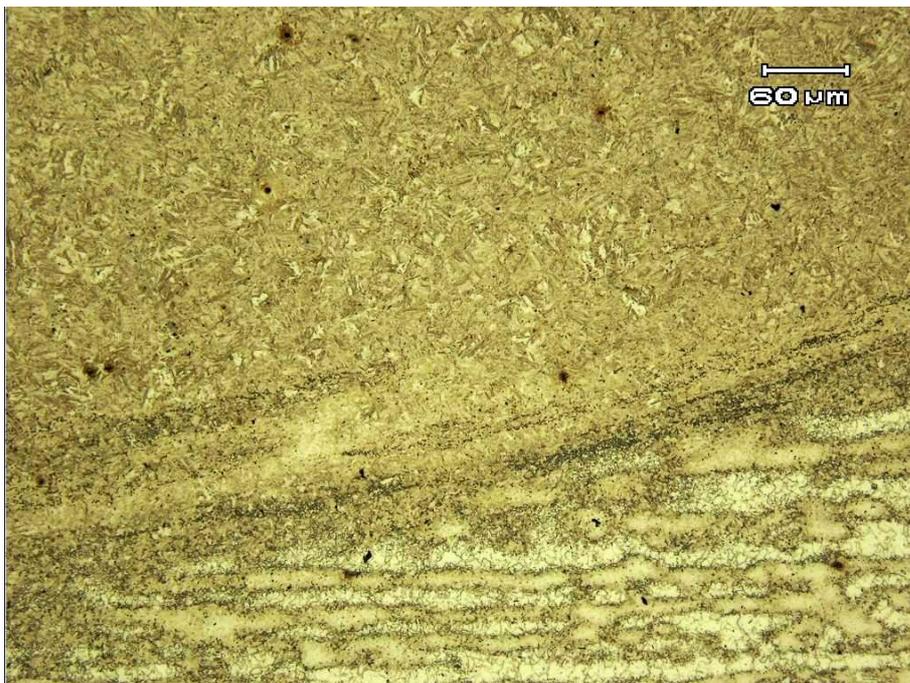


Figura 91 - destaque da região da ponta do pino (martensita até a ZL), transformada em bandas de martensita e ferrita na ZTMA (abaixo da ZL) e bandas de martensita e ferrita abaixo da ZTMA (bandejamento horizontal), (MO 200x).

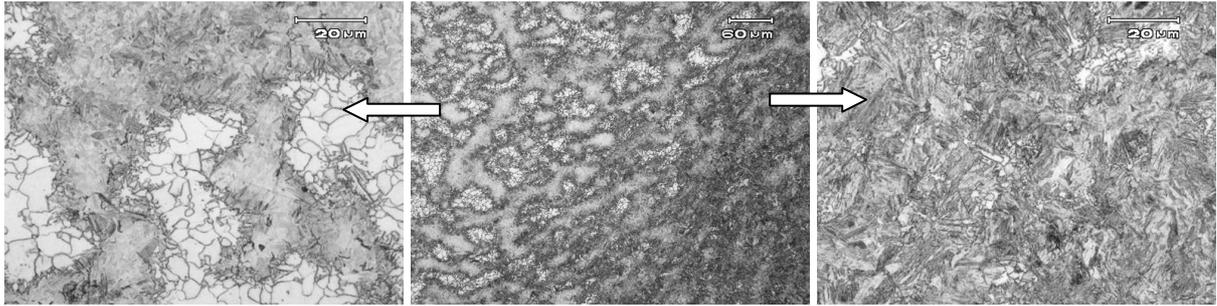


Figura 92 - Micrografias mostrando em (a) região do pino transformada em bandas de martensita e ferrita (fase clara) na ZTMA (bandeamento horizontal-curvado), em (b) a mesma região porém com menor aumento e em (c) detalhe da martensita na ZTA (fase mais escura). Nital 2%.

Em comparação com as outras duas, a junta soldada com carga de 400kN, caracterizou-se como tendo melhor adesão (Figura 93) conforme citado anteriormente e previsto por Lebedev. A ZL da micrografia feita aproximadamente a 10 mm da superfície da chapa (Figura 89) mostra a melhor homogeneidade na carga de 400kN. Como pode ser visto na Tabela 5 e Figura 89 houve a modificação da microestrutura que passou de grande quantidade de fases heterogêneas para uma microestrutura predominantemente martensítica.

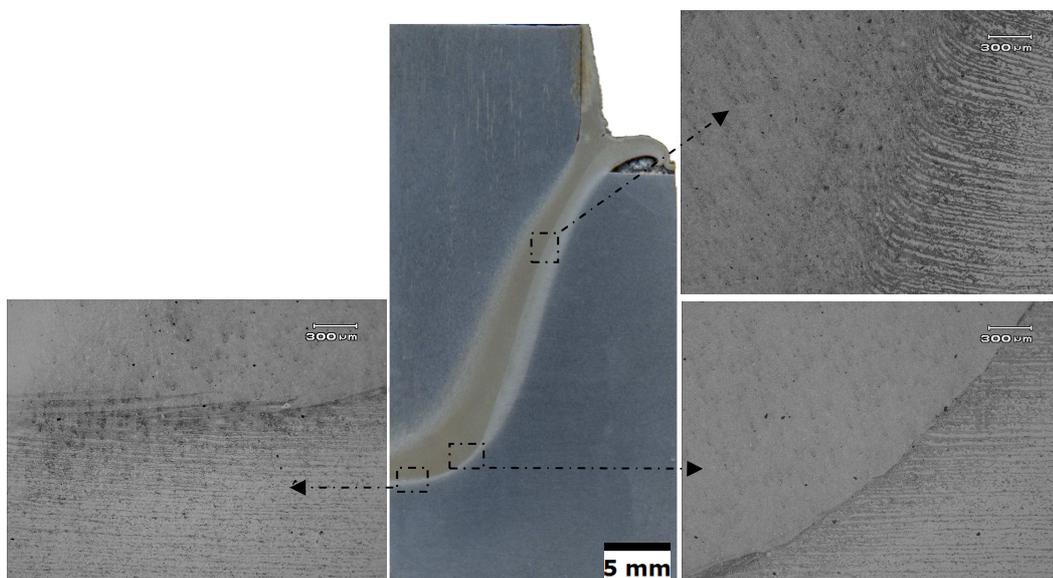


Figura 93 - Macrografia da junta soldada com carga 400kN no centro da figura e suas respectivas micrografias mostrando as micro projeções de um corpo que penetraram nas cavidades do outro.

### 5.3 Perfis de microdurezas

Os perfis de microdureza partem do MB (MB se origina na distância “0” nos gráficos) em direção ao pino, passando pelas zonas existentes entre esses. Abaixo os gráficos com os perfis de

microdureza com setas destacando a ZL de cada condição (Figura 94). Na Tabela 6 e Tabela 7 são apresentados alguns aspectos importantes dos gráficos:

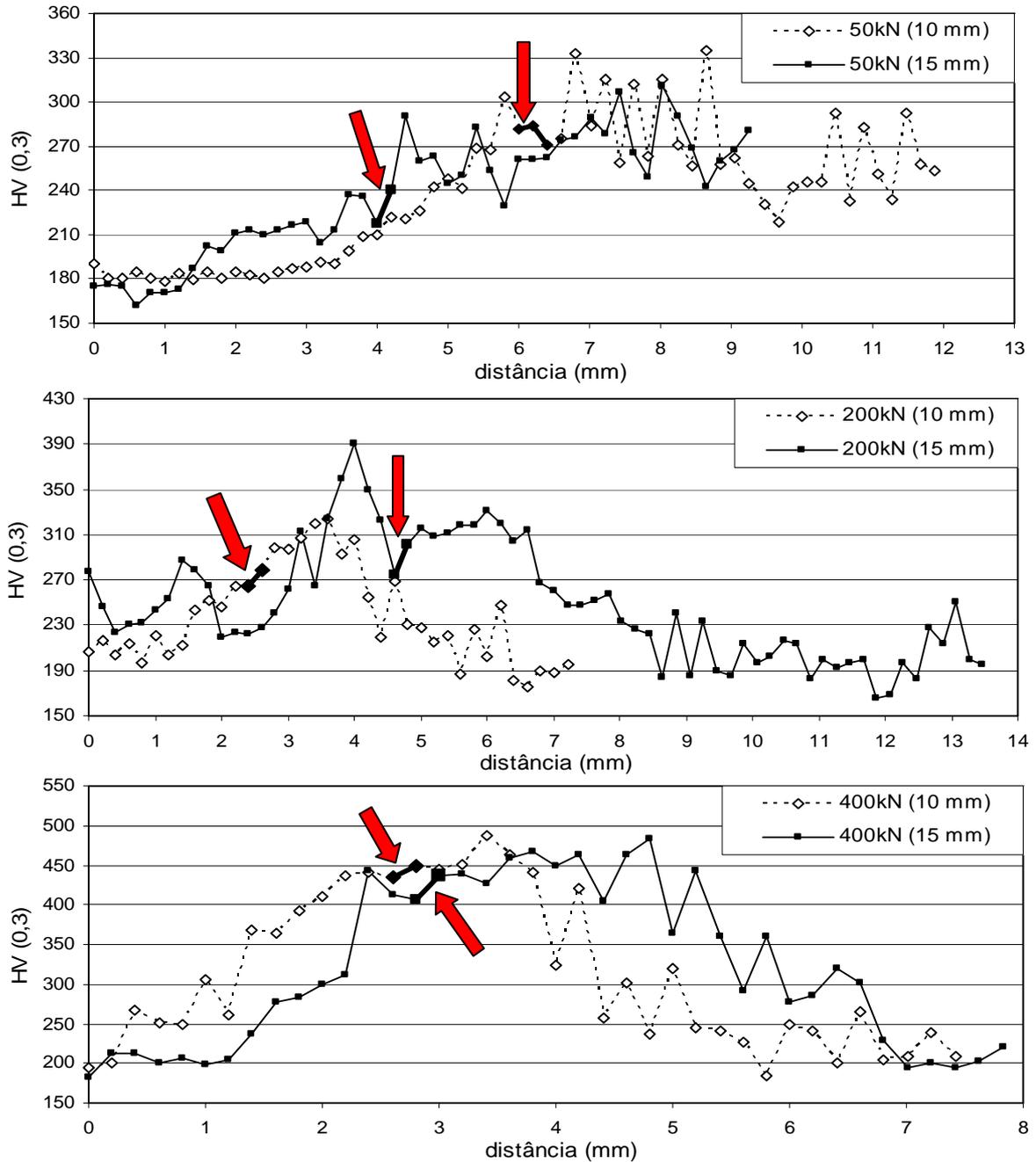


Figura 94 - Gráficos dos perfis de microdureza em relação à distância entre o MB/chapa (esquerda do gráfico) e o PINO (direita do gráfico) nas condições de 50 kN, 200 kN e 400 kN para medidas em 10 mm e 15 mm a partir da superfície da chapa.

Tabela 6 - Aspectos importantes dos gráficos de perfil de microdureza HV (0,3) a 10 mm da superfície. ZTA-MB (ZTA do Metal Base), ZTMA-MB (ZTMA do Metal Base), ZTMA-PINO (ZTMA do PINO), ZTA-PINO (ZTA do PINO).

	50kN		200kN		400kN	
	HV	$\Delta$ HV	HV	$\Delta$ HV	HV	$\Delta$ HV
ZAC-MB	178-303	125	204-214	10	252-268	16
ZTMA-MB	-	-	167-295	128	248-441	193
Zona Ligação (ZL)	271-333	62	271-298	27	444-450	6
ZTMA-PINO	-	-	219-324	105	257-487	230
ZAC-PINO	219-335	116	187-228	41	244-319	75

Tabela 7 - Aspectos importantes dos gráficos de perfil de microdureza HV(0,3) a 15 mm da superfície.

	50kN		200kN		400kN	
	HV	$\Delta$ HV	HV	$\Delta$ HV	HV	$\Delta$ HV
ZAC-MB	162-237	75	220-391	171	199-212	13
ZTMA-MB	-	-	-	-	236-442	206
Zona Ligação (ZL)	218-240	22	274-302	28	406-437	31
ZTMA-PINO	-	-	-	-	277-484	207
ZAC-PINO	229-311	82	166-331	165	194-302	108

Tendo em vista o alto teor de Mn, que aumenta a temperabilidade do aço (Krauss), se tornou possível a obtenção da microestrutura martensítica na ZTA-MB, no bandejamento transformado mencionado anteriormente, com microdureza máxima 391 HV na carga de 200 kN e 487 HV na carga de 400 kN. Provavelmente foi atingida uma maior dureza na maior carga devido ao fato do aquecimento ter sido menos distribuído no processamento e, conseqüentemente, na extração também resfriou mais rápido, o que possibilita a formação de maior quantidade de martensita. O MB, por ser constituído de bandeamentos de perlita e ferrita, tem menor microdureza. À medida que o perfil avança, aumenta a microdureza devido o surgimento de diferentes fases de acordo com cada condição anteriormente avaliada, que volta a cair quando se aproxima do pino que também é constituído por bandejamento de ferrita e perlita.

## 6.0 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos ao longo do estudo da microestrutura formada no processo de soldagem por atrito em aço com pino consumível com as cargas de 50, 200 e 400kN levaram as seguintes conclusões:

- Forças maiores contribuem para obtenção de uma microestrutura mais refinada, evitam a formação heterogênea de fases (tais como Widmanstätten, bainita e agregados de carbonetos) e possibilitam a formação predominantemente martensítica;
- Na carga de 400 kN o aquecimento foi menos distribuído no processamento e, conseqüentemente, após extraiu mais rápido. A Martensita formada é resultado dessa extração rápida de calor;
- Maiores cargas resultaram num menor tempo de processamento e menor teor de constituinte MA;
- Maiores cargas resultaram numa maior taxa de resfriamento e num menor tempo de processamento. O tempo de processamento da carga de 50kN é muito maior o de processamento das outras cargas;
- Quanto maior a carga, menor a área da ZTA;
- Nas amostras de carga 200kN e 400kN obteve-se um bandeamento de martensita e ferrita, com maior destaque na carga de 400kN;
- Na carga de 50 kN houve falta de adesão ao longo da ZL e o fenômeno de cisalhamento a quente do pino que ocorreu porque a resistência torcional a quente do material do pino é ultrapassada. Esses defeitos degradam as propriedades da tentativa em obter uma junta soldada, enquanto que nas cargas de 200 kN e 400 kN isso não ocorreu;
- Os valores de microdureza dos perfis apresentaram boa correlação com as respectivas microestruturas encontradas;

- O perfil de microdureza aumenta o valor absoluto quando cruza pela ZL do MB para o pino em todas as cargas de soldagem, provavelmente pelo refinamento da microestrutura a partir da ZL;
- Uma melhor condição de soldagem seria utilizar a carga de 400 kN, por formar microestrutura martensítica, com algum tratamento posterior para diminuir a fragilidade desta e conseqüentemente melhorar as propriedades mecânicas.

## 7.0 TRABALHOS FUTUROS

- Obter resultados dos ensaios mecânicos que qualificam tal junta soldada;
- Realizar estudo semelhante com outros tipos de aços;
- Estudar as possibilidades de tratamentos anteriores e posteriores, tais como: pré-aquecimento, pós-aquecimento e tratamentos térmicos;
- Realizar ensaios em meios agressivos para ampliar a utilização do processo;
- Compactar a máquina do processo para facilitar a utilização em todas as possíveis aplicações;
- Buscar baratear o processo para tornar a utilização viável para todos os setores que possam vir a se utilizar da técnica.

## 8.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM: Standard Test Method for Guided Bend Test Ductility of Welds. E 190-92, 2003.

AARONSON, H. I.; *Decomposition of austenite by diffusional processes*. Philadelphia, PA, AIME, 1960.

AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS: *Welding Handbook*. Vol. 2, 8th Ed, Miami, 1991.

BAYRAKTAR, E.; KAPHAN, D.; *Mechanical and metallurgical investigation of martensite–austenite constituents in simulated welding conditions*. Journal of Materials Processing Technology 153–154 (2004) 87–92.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K.; *Bainite in steels*. 1ª ed; 1992, London, The Institute of Materials.

BHADESHIA, H.K.D.H.; *A rationalization of shear transformations in steels*. Acta Metallurgica (1981), 29(6), 1117-30 CODEN: AMETAR; ISSN: 0001-6160; English

BLAKEMORE, G. R. *Friction Stud Welding in Hazardous Areas*. Welding & Metal Fabrication, p.428-430, December 1993.

BLAKEMORE, G. R. *Friction Welding: Technology for the New Millennium*. In: OFFSHORE CONFERENCE, Houston, Texas, May 1999.

CALLISTER, *Materials Science and Engineering - An Introduction*. 7ed. Wiley, 2007.

CHARDWICK, G. A.; *Metallography of Phase Transformations*. Crane, New. York, 1972.

CHENG, L.; WAN, X.L.; WU, K.M.; *Three-dimensional morphology of grain boundary Widmanstätten ferrite in a low carbon low alloy steel*. Materials Characterization n. 61, 2010, pág. 192-197.

Committee of Welding Metallurgy of Japan Welding Society. “*Classification of Microstructures in Low C - Low Alloy Steel Weld Metal and Terminology*”. IIW Doc. IX - 1282-83. 22p.

CROSSLAND, B. *Friction Welding: Recommended Practices for Friction Welding*. In: Contemporary Physics, 12(6), p.559-574, 1971.

DIETER, G. E.; *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, 1976

ELLIS C. R. G. *Continuous Drive Friction Welding of Mil Steel*. Welding Journal, p.183-197, April 1972.

FERRY, M., THOMPSON, M. e MANOHAR, P.A. *Decomposition of coarse grained austenite during accelerated cooling of C-Mn steels*. ISIJ International. 2002, Vol. 42, n. 1, 86-93.

HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADESHIA, H. K. D. H.; *Steels – Microstructure and Properties*. 2ª ed, 35; 1995, London, Edward Arnold.

- HULL, D.; BACON, D. J.; *Introduction to Dislocations*. 4<sup>a</sup> ed, Bullerworth, Heineramm, 2001.
- IKAWA, H.; OSHIGE, H.; TANOUE, T. - IIW Doc. IX-1156-80,11p.
- KRAL, M.V.; MANGAN, M.A.; SPANOS, G.; ROSENBERG, R.O.; Three-dimensional analysis of microstructures. *Materials Characterization* (2000).
- KRAUSS, G. *Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels*. *Journal Metallurgical and Materials Transactions B*. Vol. 34, Number 6, December, 2003
- LARN, R. H.; YANG, J. R.; *The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformation in Fe-Mn-Si-C steels*. *Materials Science and Engineering*, 2000, vol 278, n 1-2, 278-291.
- LEBEDEV, V. K.; CHERNENKO, I. A.; *Friction Welding*. *Sov. Tech.* Vol 4, p. 59 – 168, 1992.
- LESSA, C. R. de L.; CAREGNATO, M. F.; CUNHA, P. H. C. P, CHLUDZINSKI, M.; MACEDO, M. L. K.; PAES, M. T. P.; STROHAECKER, T. R.; *Estudo da Microestrutura Formada no Processo de Soldagem por Atrito em Aço C-Mn com Pino Consumível*. *Soldagem & Inspeção*, vol. 16, No. 1, p. 002-011, Jan/Fev. 2011.
- MACEDO, M. L. K.; PINHEIRO, G. A.; SANTOS, J. F.; STROHAECKER, T. R.; *Processo de deposição por fricção e suas aplicações*. *Soldagem & Inspeção*, vol. 13, No. 4, p. 286-295, Out/Dez. 2008.
- MACHADO, I. G. *Soldagem e Técnicas Conexas - Processos*. 2007.
- MARCOS, D. X.; *A Morfologia da Bainita*. Doutorado do Departamento de Metalurgia e Materiais da Escola Politécnica da USP; Técnico de Ensino do SENAI – CFP 1.19
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem: fundamentos e tecnologia*. 363 p. 2<sup>a</sup> Ed. revista e ampliada. UFMG, 2009.
- MAZZAFERRO, C. C. P.; *Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço trip 800: Processo, microestrutura e propriedades*. Tese de Doutorado pelo Programa de Pós Graduação em Metalurgia, Materiais e Minas. Porto Alegre, 2008.
- MEYER, A. *Friction Hydro Pillar Processing - Bonding Mechanism and Properties*. PhD dissertation GKSS Forschungszentrum Germany; 2003.
- N-1738 – Descontinuidades em Juntas Soldadas, Fundidos, Forjados e Laminados. Norma PETROBRAS.
- NENTWIG, A. W. E.; WELT, W.; TENSI, H. M. *"Analyse des Reibschweißablaufes beim Rotationsreibschweißen von metallischen Werkstoffen gleicher und unterschiedlicher Warmfestigkeit"*. p.10-14, DVS Berichte, 1991.
- NICHOLAS, E. D. *Friction Hydro Pillar Processing*. In 11th Annual North American Welding Research Conference. Nov. 7-9, 1995.
- NICHOLAS, E. D. *Underwater Friction Welding for Electrical Coupling of Sacrificial Anodes*. In: 16th Annual OTC. Houston, Texas, May 7-9, 1984.

NICHOLAS, E.D.; *Friction processing technologies - Friction and Forge Processes* Group. TWI Ltd., UK, 2003.

NIXON, J. *Effects of Water Depth on Friction Stud Welding Parameters*. School of Welding and Joining Technology. Cranfield University. England, 1986.

PAES, M. T. P; et al. *Características fundamentais de soldas por atrito tipo FHPP*. Exame de qualificação para doutorado. UFRJ, 2009.

PINHEIRO, G. A.; BRACARENSE, A. Q.; MARQUES, P. V.; MEYER, A.; DOS SANTOS, J.F.; BLAKEMORE, G. R. *Costura por Atrito: Fundamentos e Aplicações*. 1º Cobef. Abril, 2001.

PIRES, R. R., *Efeitos da Geometria, da Força Axial e da Rotação no Reparo por Atrito*. Dissertação. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 2007.

REED HILL, R. E.; *Physical Metallurgy Principles*. Boston, Mass, 3ª ed, 1994

ROSADO, D. B.; *Análise de microestrutura em juntas soldadas de aços SAE 4140 e BS 4360 através do processo (Friction Hydro Pillar Processing)*. Trabalho de conclusão do curso de Engenharia Metalúrgica, UFRGS. 2008.

The Welding Institute. <[http://www.twi.co.uk/content/friction\\_index.html](http://www.twi.co.uk/content/friction_index.html)> Acesso em 04 Abril. 2010

THEWLI, G.; *Classification and quantification of microstructures in steels*. Journal Materials Science and Technology. Vol. 20, pages 143-160, February, 2004.

THOMAS, W. *"The need for gas shielding: positive advantages for two friction processes"*. TWI Bulletin, p.84-88, Sep/Oct, 1997.

THOMAS, W.; NICHOLAS, D. *"Friction Hydro Pillar Processing (FHPP)"*. TWI Connect. June, 1992.

Thompson Innovators in Friction Welding. <<http://www.thompsonfw.co.uk/>> Acesso em 22 Set. 2009.

UNFRIED, J; Hermenegildo, T. F; PAES, M. T. P; Pope, A. M; Ramirez, A. J; *"Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steels Friction Hydro-Pillar Welded Joints"*. Proceedings of the 8th International Conference on Trends in Welding Research. Pine Mountain, Geórgia USA. June 2008.

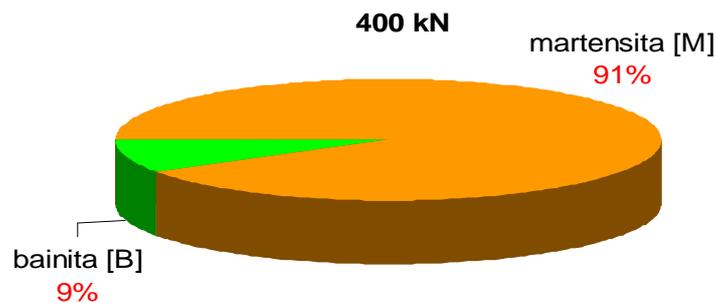
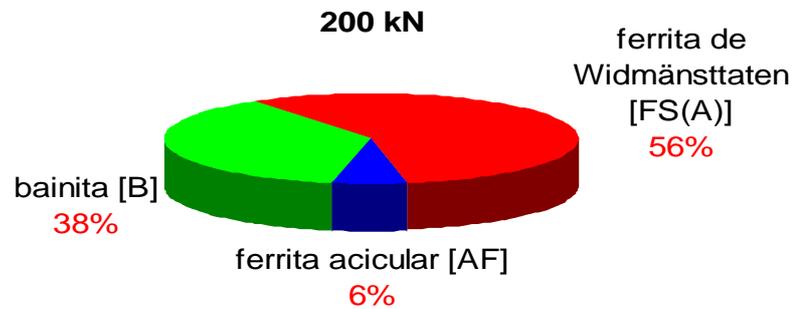
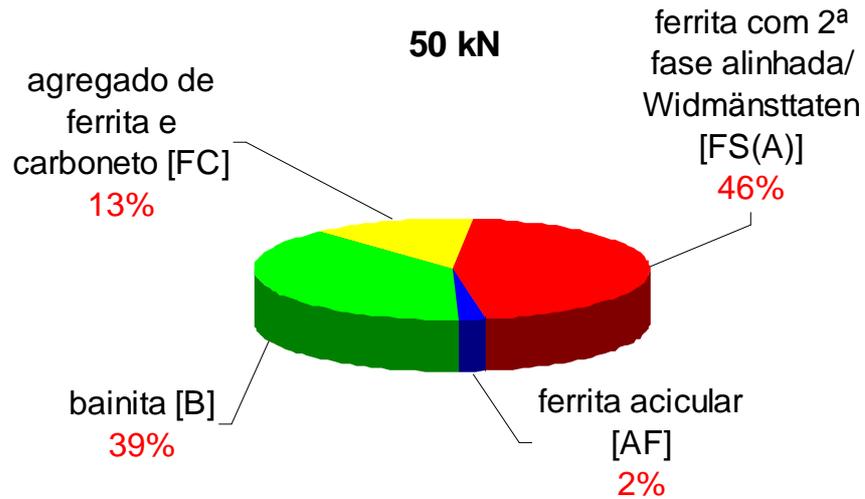
WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. de; *Soldagem – Processos e Metalurgia*. São Paulo, Edgard Blucher, 1992.

WICHELHAUS, G. *"Berechnung der Stoßflächentemperatur beim Reibschweißen"*. In Schweißen und Schneiden, 27 (1), p.9-10, 1975.

Wikipedia <[http://en.wikipedia.org/wiki/Friction\\_welding](http://en.wikipedia.org/wiki/Friction_welding)> Acesso em 9 Fevereiro. 2010

## 9.0 ANEXOS

Quantificação das fases para as diferentes cargas. conforme o IIW (1988) e Thewlis (2004).



**TEOR DE CONSTITUINTE MA**