

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

Departamento de Metalurgia

AVALIAÇÃO MECÂNICA E METALOGRÁFICA DE JUNTAS SOLDADAS DE UM
AÇO ABNT 1013 NO PROCESSO DE TREFILAÇÃO

Cristiano Adriel Reichert

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Porto Alegre
2011

Dedico este trabalho de diplomação em Engenharia Metalúrgica ao meu pai Lúcio, à minha mãe Iloiva, à minha irmã Gabriela e à minha namorada Alessandra.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à minha namorada pela cobrança e estímulos sadios e também aos meus pais pelo carinho e incentivo.

Agradeço à empresa pela oportunidade de estagiar e também de realizar este trabalho.

Agradeço ao Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS por disponibilizar os recursos necessários para realização dos testes e aos bolsistas que me ajudaram na parte prática.

Agradeço ao Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pelo tempo dedicado a discussões, sugestões e suporte técnico durante a orientação.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	1
2.	REVISÃO DA BIBLIOGRAFIA	3
2.1	Produção do aço.....	3
2.2	Laminação	4
2.3	Trefilação	4
2.3.1	Problemas durante o processo de Trefilação	8
2.3.2	Quebras por solda	9
2.4	Diagramas de transformação	10
2.5	A Ferrita	12
2.6	Padrão de operação das máquinas de solda.....	18
3.	METODOLOGIA	20
3.1	Motivação para o desenvolvimento do trabalho	20
3.2	Espinha de peixe	20
3.3	Determinação das variáveis e dos ensaios	21
3.4	Confecção das amostras	24
3.5	Análise Química	25
3.6	Ensaio Mecânico.....	26
3.7	Metalografias e Microdureza.....	27
4.	ANÁLISE DOS RESULTADOS E DISCUSSÃO	28
4.1	Análise dos ensaios mecânicos.....	28
4.1.1	Análise dos ensaios de tração.....	28
4.1.2	Análise dos ensaios de dobramento	34
4.2	Análise das Microdurezas	37
4.3	Análise Metalográfica	41
5.	CONCLUSÕES	44
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	46
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	47

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Decapagem mecânica utilizada antes do primeiro passe no processo estudado.....	5
Figura 2.2 - Lubrificação do fio-máquina com sabão em pó.	5
Figura 2.3 - Geometria equiaxial dos grãos antes de ser trefilado.....	5
Figura 2.4 - Grãos alongados após o último passe, com uma deformação de 66%.....	6
Figura 2.5 - Fieiras utilizadas na trefilação. Destaque para o orifício revestido de metal duro. .	6
Figura 2.6 - Desenho esquemático da posição dos rolos dos cassetes.	7
Figura 2.7 - (a) Foto cassete inteiro. (b) Orifício de entrada do fio-máquina no cassete.....	7
Figura 2.8 - Máquina de solda da marca Schlatter utilizada no processo estudado.	9
Figura 2.9 - Esquema do fluxo de corrente elétrica e das forças exercidas pelos mordentes. ..	10
Figura 2.10 - Ilustração de um diagrama CCT com as curvas de resfriamento e microestruturas produzidas.....	11
Figura 2.11 - Este diagrama apresenta a dureza Vickers em função da porcentagem em massa de Carbono em um aço para microestruturas martensíticas e ferrita-perlíticas.....	12
Figura 2.12 - Classificação de Dubé de morfologias da ferrita.	14
Figura 2.13 - Ferrita poligonal (fase clara) e martensita (região escura) formadas em um aço HSLA-80.....	15
Figura 2.14 - Ferrita de Widmanstätten (cristais alongados brancos) formados em um aço HSLA. A matriz escura é martensita.	15
Figura 2.15 - Ferrita quase-poligonal formada em aço de ultra baixo carbono contendo 0,003%C e 3,0%Mn, resfriado a 50°C/s.	16
Figura 2.16 - Diagrama de transformação de resfriamento contínuo para um aço HSLA contendo 0,06%C, 1,45%Mn, 1,25%Cu, 0,97%Ni, 0,72%Cr e 0,42%Mo. (FP) ferrita poligonal, (FW) ferrita widmanstätten, (FA) ferrita acicular, (FG) ferrita granular.	17

Figura 2.17 - Ferrita acicular formada por transformação isotérmica de um aço HSLA-80. ...	17
Figura 2.18 - Ferrita granular formada por resfriamento contínuo.....	18
Figura 2.19 - (a) Rebarba anelar continua. (b) Rebarba em formato de estrela	19
Figura 2.20 - Junta esmerilhada com qualidade	19
Figura 2.21 - Junta mal esmerilhada, apresentando cantos vivos.....	19
Figura 3.1 - Diagrama conhecido por Espinha-de-Peixe, utilizado para levantar possíveis causas do problema de quebra do material.....	21
Figura 3.2 - Espiras retiradas de um mesmo rolo para a confecção das amostras.....	24
Figura 3.3 - Pedacos cortados com aproximadamente 250 mm de comprimento para confecção das amostras.....	24
Figura 3.4 - A junta é aquecida até se tornar susceptível à deformação causada pela pressão dos mordentes e é feito o recalque, formando a rebarba no final do processo.....	25
Figura 3.5 - (a) Prensa para ensaio de tração. (b) Dispositivo para o ensaio de dobramento. ..	26
Figura 3.6 - Formato do CP após os cortes, pronto para ser embutido. A face a ser analisada é a face plana superior.	27
Figura 4.1 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente alta e distância alta.....	28
Figura 4.2 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente alta e distância baixa.....	29
Figura 4.3 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente baixa e distância alta.....	30
Figura 4.4 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente baixa e distância baixa.....	31
Figura 4.5 - Gráfico obtido para os CP's soldados com posterior reaquecimento.....	32
Figura 4.6 - Gráfico obtido para os CP's soldados com esmerilhamento agressivo.....	33
Figura 4.7 - CP's da primeira condição de soldagem dobrados.....	35
Figura 4.8 - CP quebrado após o teste de dobramento. É apresentada a face fraturada e a posição em que quebrou (120°).....	35
Figura 4.9 - CP rompido a 135°. É apresentado o ângulo de ruptura e a face fraturada.....	36
Figura 4.10 - CP que apresentou o pior desempenho, rompendo a 15°.....	36

Figura 4.11 - CP's obtidos com posterior reaquecimento à esquerda e CP's obtidos com esmerilhamento agressivo à direita.	37
Figura 4.12 - Perfil de dureza para a primeira condição de soldagem.	38
Figura 4.13 - Perfil de dureza para a terceira condição de soldagem.	38
Figura 4.14 - Perfil de dureza para a quarta condição de soldagem.	39
Figura 4.15 - Perfil de dureza para a segunda condição de soldagem.	39
Figura 4.16 - Perfil de dureza para a quinta condição de soldagem.	40
Figura 4.17 - Perfil de dureza para a sexta condição de soldagem.	40
Figura 4.18 - (a) ZAC da primeira condição de soldagem com aproximadamente 12 mm. (b) ZAC da sexta condição de soldagem com aproximadamente 14 mm. As letras correspondem às metalografias apresentadas a seguir.	41
Figura 4.19 - Fotografias obtidas da primeira condição de soldagem com MO. A primeira (a) com aumento de 1000x e as demais (b) e (c) com aumento de 500x. PLW: Placas Laterais de Widmanstätten; PIW: Placas intergranulares de Widmanstätten; DSW: Dentes de Serra de Widmanstätten; ACG: Alotriomorfa de Contorno de Grão; EQU: Ferrita Equiaxial; PER: Perlita.	42
Figura 4.20 - Fotografias obtidas da sexta condição de soldagem com MO. A primeira (a) com aumento de 1000x e as demais (b) e (c) com aumento de 500x. FM: Ferrita Massiva	43

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Tabela das variáveis utilizadas para confecção das amostras.....	23
Tabela 3.2 - Composição química do aço GG 1013 M, equivalente a um aço ABNT 1013 (% em massa).....	25
Tabela 4.1 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente alta e distância alta.....	29
Tabela 4.2 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente alta e distância baixa....	30
Tabela 4.3 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente baixa e distância alta....	31
Tabela 4.4 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente baixa e distância baixa .	32
Tabela 4.5 - Local de rompimento para os CP's soldados com posterior reaquecimento	33
Tabela 4.6 - Local de rompimento para os CP's soldados com esmerilhamento agressivo	34

LISTA DE ABREVIATURAS

CA-60	Concreto Armado 60 kgf/mm ²
Fe-C	Ferro-Carbono
CCT	Transformação sob resfriamento contínuo
α	Fase alfa do ferro (ferrita)
γ	Fase gama do ferro (austenita)
HSLA	Aço de alta resistência e baixa liga
FW	Ferrita de Widmanstätten
TEM	Microscópio Eletrônico de Transmissão
M/A	Martensita / Austenita
FA	Ferrita acicular
FG	Ferrita granular
FP	Ferrita poligonal
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
CP	Corpo de prova
ZAC	Zona afetada pelo calor
PLW	Placas laterais de Widmanstätten
PIW	Placas intergranulares de Widmanstätten
DSW	Dentes de serra de Widmanstätten
ACG	Alotriomorfa de contorno de grão
EQU	Ferrita equiaxial
PER	Perlita
MO	Microscópio Ótico
FM	Ferrita Massiva

RESUMO

A trefilação é um processo de conformação a frio que permite reduzir a seção transversal e aumentar a resistência mecânica dos aços. O caso estudado tem como produto final o vergalhão para construção civil CA-60 com diâmetro de 4,20mm.

Idealmente este processo deveria ser contínuo, mas, infelizmente, paradas de produção acontecem. As paradas causadas por ruptura de material são consideradas o principal problema das trefilarias devido ao tempo perdido para reiniciar a máquina, que acarreta numa queda de produtividade significativa.

Dados foram coletados na fábrica e percebeu-se que a ruptura de juntas soldadas era o problema mais crítico. Por isso decidiu-se focar o estudo na avaliação do desempenho dessas juntas soldadas.

Testes de tração e dobramento, medições de microdureza e análises metalográficas foram realizados para avaliar o desempenho das juntas soldadas e os resultados mostraram que baixas correntes de soldagem e uma rebarba pequena são desfavoráveis ao processo. Além disso, os perfis de microdureza mostraram um aumento de dureza na ZAC (zona afetada pelo calor) e as microestruturas foram identificadas.

Embora não tenha sido avaliado, resultados levam a crer que o fator determinante para as rupturas seja o acabamento produzido pela operação de esmerilhamento, que varia de operador para operador e pode apresentar concentradores de tensão.

ABSTRACT

The wire drawing is a cold forming process that reduces the cross section and increases the mechanical strength of steel. The final product of the studied case is the rebar CA-60 applied on building. Its diameter is 4,20 mm.

Ideally, this process should be continuous, but unfortunately production stops happen. The stops caused by rupture of the material are considered the main problem of the wire drawing because of the waste of time to restart the machine that results in a significant decrease of productivity.

Data were collected at the factory and it was noticed that the rupture of welded joints was the most critical problem. Therefore, was decided to focus on evaluating the performance of these welded joints.

Bending and tensile tests, microhardness measurements and metallography were performed to evaluate the performance and the results showed that low welding currents and a small burr are unfavorable to the process. In addition, microhardness profiles showed an increase in HAZ (heat affected zone) hardness and microstructure were identified.

Although not evaluated, results suggest that the determining factor for the ruptures is the surface finish produced by grinding operation, which varies from operator to operator and can provide stress concentrators.

1. INTRODUÇÃO

A competitividade no mercado do aço é decorrente da globalização e da facilidade que se tem de importar produtos de outros países. Nos últimos anos, a entrada de aço do exterior no Brasil vem aumentando e, cada vez mais, a preocupação com relação a isso dos grupos siderúrgicos que atuam no país está mais visível. Portanto, o que vem ocorrendo é uma perda de “Market Share”, ou fatia de mercado, pelos grupos que estão instalados no Brasil, e isto reflete na necessidade de se produzir produtos cada vez mais competitivos.

Uma das formas de se ganhar competitividade é ter um produto com qualidade acima da exigida pela norma que determina os requisitos mínimos do produto, seja a resistência do produto, a geometria, ou até mesmo a estética. Outra forma é garantir ao cliente a rápida entrega do pedido, visto que a rapidez na entrega não é um ponto forte dos produtos importados. Entretanto, pode-se perceber que geralmente o fator mais determinante para se conseguir sucesso nas vendas é o preço do produto final. Para se conseguir um bom preço final, ou se reduz a margem de lucro, o que muitas vezes não é de interesse da companhia, ou se concentra esforços para reduzir o custo de fabricação do produto.

Com base neste raciocínio, surgiu a motivação para se realizar o presente estudo, que visa o aumento da produtividade para se conseguir uma redução do custo de produção através da diminuição das interrupções nas máquinas de trefilar. Sob condições ideais, teríamos um processo contínuo, sem interrupções e a produtividade seria excelente. Entretanto, problemas de origens diversas ocorrem e acabam ocasionando paradas de produção das máquinas. Dentre os principais problemas podemos citar a quebra do material, enleios no desbobinamento do fio-máquina, falta de abastecimento das máquinas e paradas por defeitos mecânicos ou elétricos.

Bobinas de fio-máquina de quinhentos quilogramas são soldadas para tornar o processo contínuo. Como esta soldagem tem parâmetros de regulagem e depende também do fator

operacional (humano) e do material, algumas vezes ocorrem rupturas destas soldas durante a trefilação.

O objetivo deste trabalho é estudar os possíveis desvios que possam ocorrer durante a soldagem e, assim, poder atuar para reduzir o número de paradas por ruptura do material, obtendo-se um ganho de produtividade. Serão realizadas soldagens com parâmetros variados e será feita a análise visual, metalográfica e de resistência à tração e dobramento da junta soldada para os diferentes casos.

O aço do qual é feito o fio-máquina empregado neste processo é o GG 1013 M (similar ao ABNT 1013) e o produto final desta trefilação é o vergalhão para construção civil CA-60, seja ele reto ou em rolos nos diâmetros de 4,20 e 5,00 milímetros.

2. REVISÃO DA BIBLIOGRAFIA

2.1 Produção do aço

O ciclo de produção do aço tem dois caminhos. Um deles ocorre a partir da reciclagem da sucata e o outro se dá pela redução e posterior refino do minério de ferro que é encontrado na natureza. As usinas recicladoras de sucata geralmente são de porte menor, são instaladas em regiões onde a oferta de sucata é grande e seus produtos são vendidos para regiões próximas. As usinas produtoras de aço a partir do minério geralmente são de porte maior, são instaladas em regiões favoráveis para a chegada de minério de ferro e carvão e seu mercado é internacional.

Este último processo, o qual é mais largamente utilizado, tem seu início na preparação da matéria-prima para a etapa de redução. As matérias-primas utilizadas são o minério de ferro e o coque. O coque nada mais é do que um carvão que foi submetido a altas temperaturas por um longo tempo, que adquiriu propriedades necessárias para ser utilizado na etapa de redução, que ocorre no alto-forno. O minério de ferro e o coque, juntamente com alguns fundentes, são carregados no topo do alto-forno e durante a sua descida o minério é fundido e reduzido a ferro metálico (ARAÚJO, 1997). No fundo do alto-forno encontra-se o cadinho, o qual armazena a escória e o ferro gusa que é vazado para o carro torpedo. O carro torpedo leva o ferro gusa líquido até a aciaria para ser feito o refino e transformá-lo em aço, esta etapa é denominada de refino e é dividida em refino primário e refino secundário. O primário é realizado no conversor, onde oxigênio é soprado no banho líquido e promove uma série de reações químicas que diminuem os teores de silício, manganês, fósforo e, principalmente, carbono. No refino secundário são feitas as correções finas de composição através da injeção de ferro-ligas e é o ambiente favorável para a redução do teor de enxofre do aço. O acerto ideal da temperatura também é realizado nessa etapa para que o aço possa ser solidificado e conformado em seguida.

O processo de fabricação do aço a partir da sucata inicia na aciaria e usa principalmente energia elétrica para fazer a fusão da carga (ANDRADE et. al., 2000). O restante do processo se assemelha muito com o apresentado anteriormente.

2.2 Laminação

Após o aço ser solidificado ele deve ser conformado, pois a estrutura bruta de fusão não é favorável para suas aplicações. A conformação, na maioria das vezes e no caso a ser estudado, se dá nas laminações. Na usina em que foi realizado o trabalho, os tarugos, produtos com seção quadrada de 120 mm e cinco metros de comprimento, são aquecidos a temperaturas entre 1000 e 1200 °C para iniciar o processo de laminação. Este processo consiste na diminuição da seção do tarugo através de deformação, resultando em barras ou fio-máquina com seções que variam geralmente entre 5 e 30 mm (BARBOSA, 2006).

2.3 Trefilação

O objeto de estudo é o fio-máquina com seção de 6,35 mm produzido na laminação. Este material é utilizado na trefilação para a produção de vergalhões que são empregados na construção civil.

A trefilação também é um processo de conformação mecânica, entretanto, neste caso a deformação ocorre à temperatura ambiente. O fio-máquina antes será decapado (química ou mecanicamente (Figura 2.1) para retirada de carepa e passado por um sistema de lubrificação com sabão em pó (Figura 2.2) para então ser colocado na máquina onde começará a ser trefilado (EDER, 2006). Cada máquina possui uma seqüência de redução que é conhecida como passes de trefilação. Em cada passe, a seção do material sofrerá uma redução de área, até que no último passe lhe será conferido a bitola final. Isto provoca a deformação dos grãos do material e ocorre o fenômeno do encruamento que é o aumento de resistência mecânica, ou endurecimento. Este aumento de resistência é necessário para que o produto final atinja suas propriedades necessárias. Não se recomenda uma redução de área, entre um passe e o outro, maior do que 30%. Segundo (Wright, 2002), o percentual máximo de redução recomendado pela American Wire Gage é de 20,7%, porém na prática se utiliza 30 a 35% dependendo da condição do processo.



Figura 2.1 - Decapagem mecânica utilizada antes do primeiro passe no processo estudado.



Figura 2.2 - Lubrificação do fio-máquina com sabão em pó.

As figuras a seguir (Figura 2.3 e Figura 2.4) ilustram um material em seu estado laminado a quente, onde os grãos encontram-se equiaxiais e o mesmo material após ser trefilado. Pode-se observar que os grãos estão deformados na direção da trefilação.

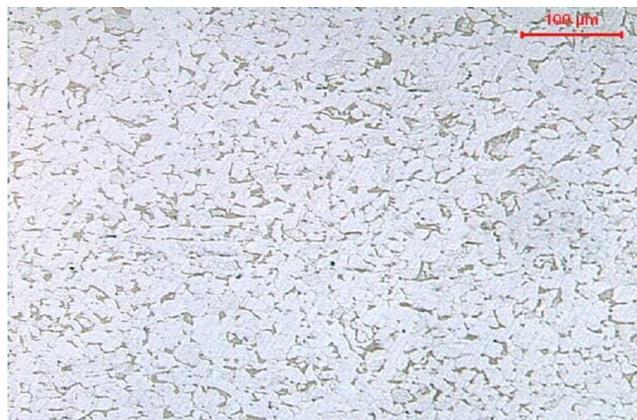


Figura 2.3 - Geometria equiaxial dos grãos antes de ser trefilado.
Fonte: (EDER, 2006)



Figura 2.4 - Grãos alongados após o último passe, com uma deformação de 66%.
Fonte: (EDER, 2006)

Este resultado pode ser obtido de duas formas: trefilação por fieiras ou trefilação por cassetes.

Trefilação por fieiras: Consiste na passagem do fio-máquina através de uma ferramenta chamada fieira (Figura 2.5), que contém um orifício de diâmetro menor e é constituída de um núcleo de metal duro introduzido numa carcaça de aço. O núcleo está localizado na região de trabalho, onde graças à sua grande resistência à abrasão e dureza, propicia certa durabilidade. A partir das fieiras, se obtém melhor precisão na forma e nas dimensões e ótimo acabamento superficial.



Figura 2.5 - Fieiras utilizadas na trefilação. Destaque para o orifício revestido de metal duro.

Trefilação por cassetes: Consiste na redução do diâmetro do material através de conjuntos de três rolos laminadores dispostos 120 graus em relação ao sentido do material (Figura 2.6). O fio deve ser introduzido no orifício presente entre os rolos e então é enrolado

em uma bobina que é movimentada por um motor elétrico e faz a tração no fio. Os rolos são fixos e giram livremente em seu próprio eixo. Os rolos são fixados em uma estrutura denominada cassette (Figura 2.7) que é refrigerada, pois a conformação a frio produz significativa geração de calor que é conduzido pelos rolos.

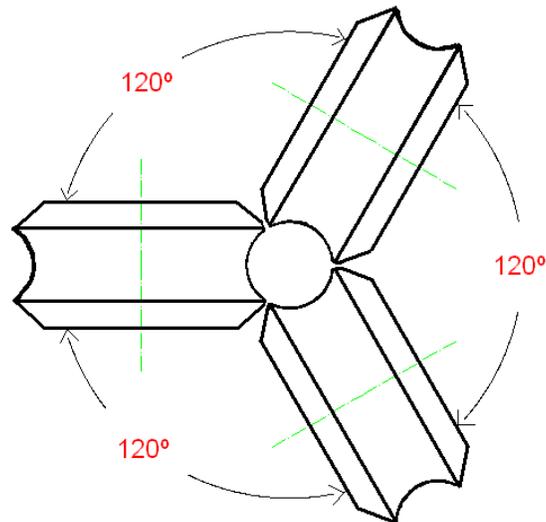


Figura 2.6 - Desenho esquemático da posição dos rolos dos cassetes.

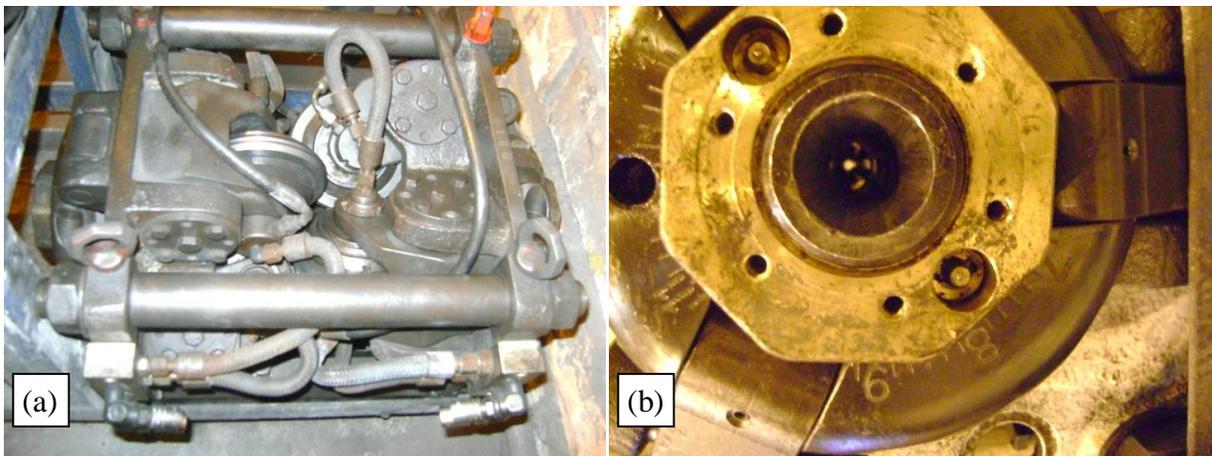


Figura 2.7 - (a) Foto cassette inteiro. (b) Orifício de entrada do fio-máquina no cassette.

O método empregado no processo estudado é a trefilação por cassetes pelo fato do produto não necessitar um acabamento superficial rigoroso e por sofrer menos desgaste que as feiras (HAUSSMANN 2010). O produto do caso a ser estudado é o vergalhão CA-60 (Concreto Armado 60 kgf/mm²) com seção de 4,20 mm.

2.3.1 Problemas durante o processo de Trefilação

Como a maioria dos processos industriais, na trefilação também ocorrem problemas. Os problemas mais críticos são os que provocam a parada da máquina de trefilar (EDER, 2006). Existem diversos motivos para a máquina de trefilar interromper sua produção e, conforme observado na prática, o que ocorre com maior frequência é o rompimento do material. As paradas dessa natureza são consideradas por muitos como o principal problema das trefilarias devido ao tempo perdido para reiniciar uma operação, que acarreta numa queda de produtividade significativa. Também podemos citar paradas por defeitos de natureza mecânica ou elétrica e outras paradas causadas por erro operacional como falta de abastecimento das máquinas e falta de solda entre os estocadores que abastecem as máquinas de trefilar.

De uma maneira simplista e geral, a fratura de um material acontece quando se tem uma tensão e uma deformação presentes, que ultrapassem o valor de resistência à fratura. Essa resistência pode variar com a condição metalúrgica do material.

O rompimento do material pode ser causado por diversos motivos:

- Uma má regulagem do cassete como, por exemplo, excesso ou falta de deformação, pode causar o rompimento neste passe ou no seguinte.
- Enleios causados pela má formação das espiras do fio-máquina ou erro no manejo das espiras no momento de se fazer a soldagem pode acarretar em trancamentos e sobrecarga.
- Trincas, dobras ou frisos podem atuar como concentradores de tensões no momento da trefilação e exceder o limite de resistência do material. Estes defeitos são provindos da laminação e segundo Menezes (1980), trincas são descontinuidades que partem da superfície do fio-máquina, penetrando perpendicular ou obliquamente ao mesmo e segundo Meyette (1948), dobras são defeitos longos que usualmente tem um prolongamento interno e são preenchidas com carepa.
- Má qualidade da solda ou do esmerilhamento podem afetar a condição metalúrgica do material na zona afetada pela solda.

A melhor maneira de se tratar quebras é falando de trefilabilidade, ou seja, o quanto o material em questão pode ser trefilado sem paradas durante o processo. Essas paradas podem

ser ocasionadas por diversos fatores como já foi visto anteriormente, mas devem ser concentrados esforços nas paradas relacionadas às propriedades intrínsecas da matéria-prima, ou seja, o fio-máquina.

Segundo Wright (2001) os melhores testes para avaliar a trefilabilidade de um material são os ensaios de tração e de dobramento ou enrolamento e, a partir dessas informações, decidiu-se focar o estudo nas quebras que ocorrem por causa da solda.

2.3.2 Quebras por solda

As bobinas de fio-máquina após serem recebidas na área passam pelo processo de soldagem a fim de tornar o processo posterior de trefilação um processo contínuo. Portanto, a cada 500 kg de fio-máquina existe uma solda, a qual é realizada em máquinas da marca Schlatter (Figura 2.8) através da soldagem por corrente elétrica.



Figura 2.8 - Máquina de solda da marca Schlatter utilizada no processo estudado.

A cauda de uma bobina é soldada de topo com a cabeça de outra bobina. São retiradas algumas espiras de ambas as partes com o propósito de eliminar o friso que é um defeito proveniente da Laminação. É retirada a carepa que fica na superfície do material com uma escova de aço e então as duas pontas são colocadas nos contatos elétricos da máquina. Quando a máquina é ligada, corrente elétrica passa a circular e uma força de compressão é exercida forçando o movimento de uma parte contra a outra (Figura 2.9).

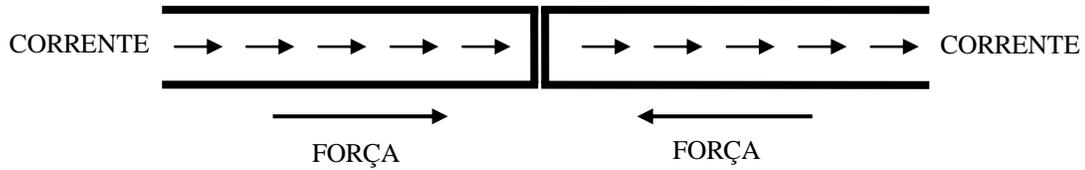


Figura 2.9 - Esquema do fluxo de corrente elétrica e das forças exercidas pelos mordentes.

O calor é produzido através do Efeito Joule e quando uma temperatura alta o suficiente para possibilitar a deformação do material é atingida, as duas pontas se aproximam até uma distância estipulada e ocorre a soldagem. É formada uma rebarba que deve ser retirada com um esmeril. (MACHADO, 1996)

Esse processo metalúrgico que envolve temperaturas da ordem de 1200 a 1300 °C e a penetração dos dois materiais propicia o surgimento de defeitos ou, até mesmo fases não favoráveis para o processo de trefilação. O esmerilhamento executado para remover a rebarba é outro fator que pode afetar a resistência da junta soldada pelo fato de também envolver altas temperaturas e ter total influência sobre a geometria final da junta.

Devido a essas transformações, é frequente a quebra desta junta soldada quando passa pelos cassetes trefiladores, ou até mesmo quando passa pela decapagem mecânica, onde é submetida a esforços de dobramento.

2.4 Diagramas de transformação

Os diagramas de fase ou de equilíbrio, como o diagrama Fe-C, descrevem as transformações de fase que ocorrem lentamente, isto é, em condições de equilíbrio. Contudo, em muitas situações reais, estas transformações ocorrem em condições de resfriamento mais acelerado produzindo, inclusive, microestruturas não previstas pelos diagramas de equilíbrio. (Kwietniewski e Kiss, 2009)

Assim, a velocidade de resfriamento é fundamental para a obtenção de certas microestruturas e, conseqüentemente, de propriedades mecânicas do material. Para se fazer essa previsão existem os diagramas de resfriamento contínuo (Figura 2.10) e de transformação isotérmica.

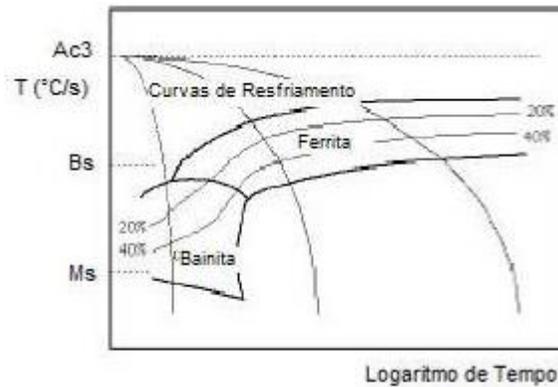


Figura 2.10 - Ilustração de um diagrama CCT com as curvas de resfriamento e microestruturas produzidas.
(Adaptado de Bhadeshia, 2001)

Sob condições de resfriamento muito lento, um aço com teor de 0,13% de Carbono tem em sua microestrutura formada essencialmente por ferrita (~85%) e por perlita (~15%). Contudo, sob resfriamentos mais severos, que é o caso do resfriamento das soldas, podem se formar microestruturas diferentes desta.

Dependendo das condições podem se formar fases mais frágeis como a martensita e a bainita, ou termos uma proporção de ferrita e perlita diferentes da descrita anteriormente. Como resultado dessas mudanças de fases, a dureza do material nesta região é aumentada. Estas mudanças de microestrutura e, conseqüentemente, de dureza no material são prejudiciais para o processo de trefilação.

Como já comentado anteriormente, uma estrutura martensítica tem uma dureza, conferida pela têmpera, muito mais elevada do que em condições de resfriamento lento (Figura 2.11).

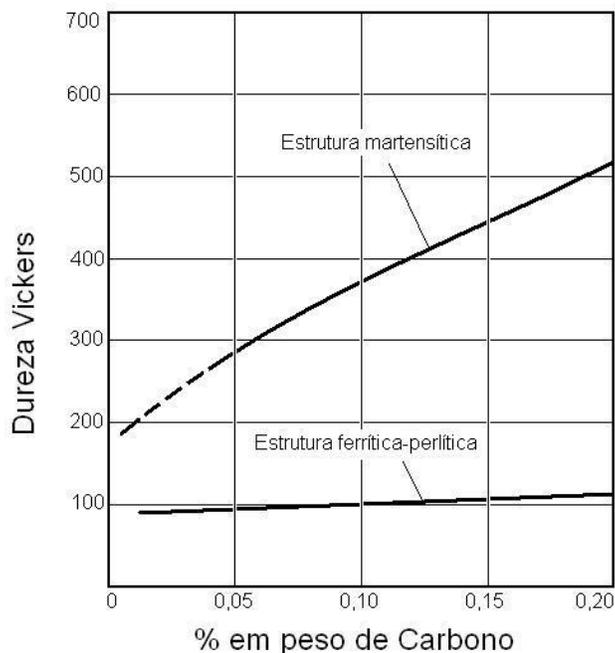


Figura 2.11 - Este diagrama apresenta a dureza Vickers em função da porcentagem em massa de Carbono em um aço para microestruturas martensíticas e ferrítica-perlíticas.
 Fonte: (Kwietniewski e Kiss, 2009)

2.5 A Ferrita

A ferrita é a fase alfa (α) do ferro. É uma solução sólida de carbono e ferro metálico magnética, dúctil e estável a partir de 912°C até a temperatura ambiente.

No resfriamento, para ligas de Fe-C hipoeutéticas, a primeira transformação é $\gamma \rightarrow \alpha$, sendo esta ferrita chamada de pró-eutetóide. A ferrita pró-eutetóide se forma no contorno de grão da austenita e em outras interfaces por processo de nucleação e crescimento.

A ferrita pró-eutetóide pode assumir diferentes morfologias. De acordo com um sistema de classificação desenvolvido por Dubé (ilustrado na Figura 2.12), existem 6 morfologias distintas, cujas características estão apresentadas a seguir:

1. *Alotriomorfa de contorno de grão* (número 1 da Figura 2.12): Ocorrem na forma de cristais que nucleiam nos contornos de grão da matriz e crescem preferencialmente ao longo destes contornos de grão, sem um aumento expressivo de espessura.

2. *Placas laterais de Widmanstätten* (número 2 da Figura 2.12): Ocorrem na forma de placas (na forma de agulhas em seções transversais) que crescem para dentro dos grãos da

matriz a partir dos contornos de grão. *Placas laterais primárias* (número 2a da Figura 2.12): Crescem diretamente a partir dos contornos de grão. *Placas laterais secundárias* (número 2b da Figura 2.12): Crescem a partir de cristais de outra morfologia da mesma fase, usualmente alotriomorfa de contorno de grão. Placas laterais secundárias de ferrita são observadas com mais frequência do que placas laterais primárias.

3. *Dentes de serra de Widmanstätten* (número 3 da Figura 2.12): Ocorrem na forma de grãos que tendem a ser triangulares em seção e que se desenvolvem a partir dos contornos de grão. *Dentes de serra primário* (número 3a da Figura 2.12): Crescem diretamente dos contornos de grão. *Dentes de serra secundário* (número 3b da Figura 2.12): Desenvolvem-se a partir de cristais da mesma fase de outra morfologia, usualmente alotriomorfa de contorno de grão.

4. *Idiomorfa* (número 4 da Figura 2.12): Ocorrem na forma de cristais facetados praticamente equiaxiais que, no caso da ferrita, formam-se inteiramente no interior dos grãos de austenita (número 4a da Figura 2.12). A morfologia idiomorfa de contorno de grão (número 4b da Figura 2.12) normalmente não é observada em aços.

5. *Placas Intergranulares de Widmanstätten* (número 5 da Figura 2.12): Ocorrem na forma de placas (agulhas em seção) inteiramente dentro dos grãos da austenita.

6. *Estrutura Massiva* (número 6 da Figura 2.12): Não ocorre normalmente como uma estrutura fundamental. O termo simplesmente descreve uma estrutura policristalina praticamente equiaxial formada pelo choque de cristais que começaram a crescer com outras morfologias.

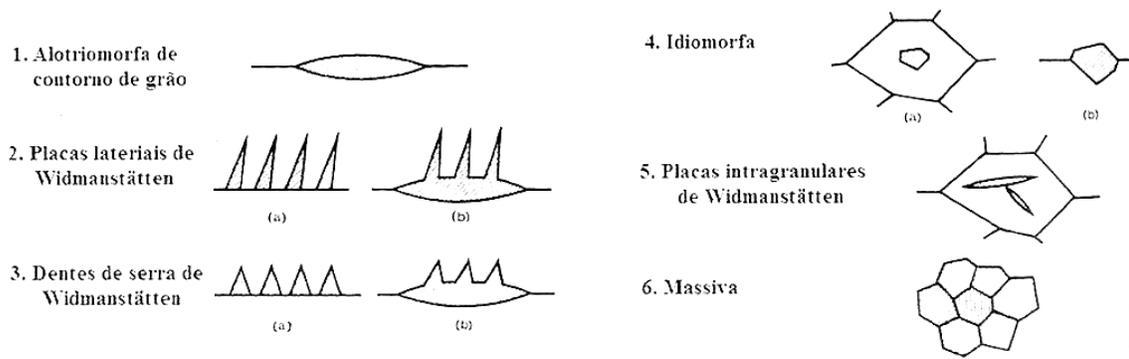


Figura 2.12 - Classificação de Dubé de morfologias da ferrita.
(Adaptado de Krauss, 2005)

Além da formação de ferrita pró-eutetóide descrita acima, existe ainda a formação de outras microestruturas ferríticas. Dependendo do teor de carbono, teor de elementos de liga e taxas de resfriamento, diversas morfologias de ferrita podem se formar durante o resfriamento contínuo de aços de baixo carbono.

Um sistema para as várias morfologias de ferrita é referenciado por Krauss (KRAUSS 2005). Estas morfologias são descritas a seguir:

1. *Ferrita Poligonal ou Equiaxial*: Esta microestrutura ferrítica, já descrita como ferrita pró-eutetóide, se forma em altas temperaturas de transformação da austenita e nas taxas mais lentas de resfriamento em aços de baixo carbono. Os cristais ou grãos de ferrita são nucleados como alotriomorfo de contorno de grão e crescem para longe do contorno de grão da austenita para formar grãos equiaxiais. A Figura 2.13 mostra a ferrita poligonal em um aço de baixo carbono HSLA transformado isotermicamente na temperatura de 675°C por 500 segundos. A ferrita aparece na cor branca (os grãos equiaxiais são separados por contornos lineares e contínuos), sendo as áreas escuras martensita.

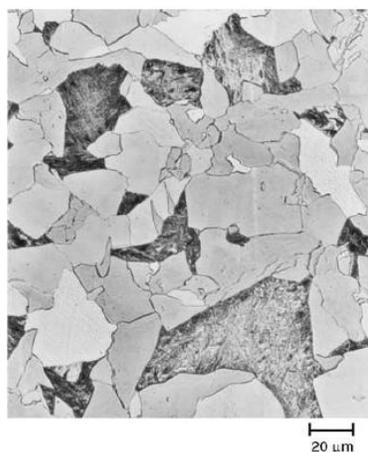


Figura 2.13 - Ferrita poligonal (fase clara) e martensita (região escura) formadas em um aço HSLA-80.

2. *Ferrita de Widmanstätten*: A ferrita de widmanstätten (FW) apresenta morfologia alongada e grosseira. A Figura 2.14 mostra cristais de FW formados em um aço HSLA por transformação isotérmica da austenita na temperatura de 600°C por 100 segundos. Os cristais alongados aparecem uniformemente brancos, sem evidência de sub-estruturas dentro de cristais individuais, e as áreas escuras são martensita, formadas durante o rápido resfriamento posterior.

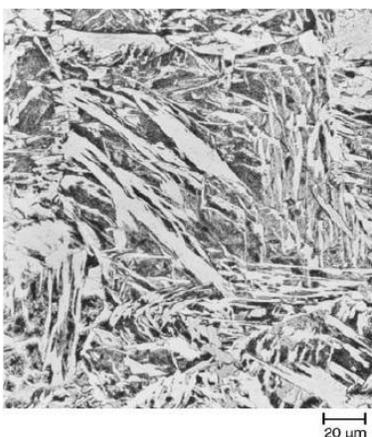


Figura 2.14 - Ferrita de Widmanstätten (cristais alongados brancos) formados em um aço HSLA. A matriz escura é martensita.

3. *Ferrita Massiva ou Quase-Poligonal*: Similar à ferrita poligonal, os cristais (ou grãos) de ferrita massiva se formam em altas temperaturas de transformação da austenita. Estes cristais são grosseiros, aproximadamente equiaxiais e seus contornos atravessam os contornos de grão da austenita. Contudo, os contornos de grão da ferrita massiva são irregulares e os grãos mostram frequentemente evidência de uma sub-estrutura. Como

resultado, microestruturas de ferrita massiva diferem da ferrita poligonal, na qual tem contornos retos e não apresenta sub-estruturas. Análises em microscópio eletrônico de transmissão (TEM) mostram que a ferrita quase-poligonal contém uma alta densidade de discordâncias e ainda a presença de um constituinte menos conhecido, chamado de M/A (martensita/austenita). A Figura 2.15 mostra um exemplo de ferrita massiva formada em um aço de ultra baixo carbono.

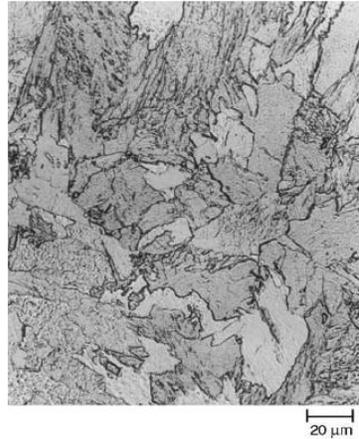


Figura 2.15 - Ferrita quase-poligonal formada em aço de ultra baixo carbono contendo 0,003% C e 3,0% Mn, resfriado a 50°C/s.

4. *Ferrita Acicular ou Bainítica:* A altas taxas de resfriamento, em aços de baixo e ultra baixo carbono, a austenita se transforma para cristais de ferrita muito mais finos do que aqueles das morfologias ferríticas descritas anteriormente. Os cristais têm formato acicular ou alongado, sendo chamados de ferrita acicular (FA). A austenita transforma apenas para ferrita, coexistindo com austenita retida ou com o constituinte M/A.

A Figura 2.16 mostra as taxas de resfriamento na qual a ferrita acicular ou bainítica e outras morfologias de ferrita se formam.

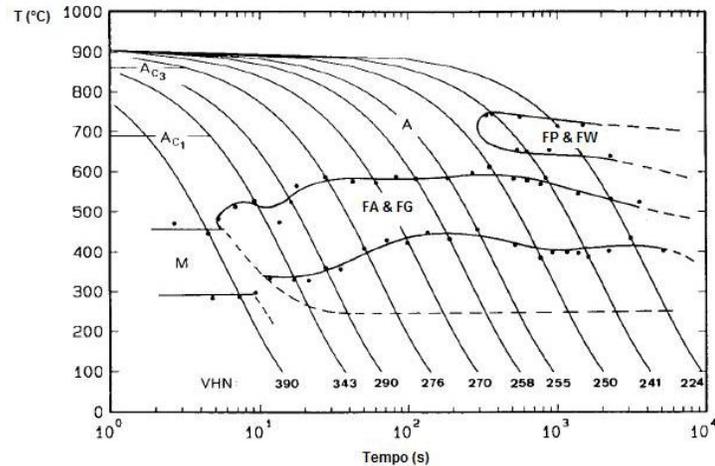


Figura 2.16 - Diagrama de transformação de resfriamento contínuo para um aço HSLA contendo 0,06% C, 1,45% Mn, 1,25% Cu, 0,97% Ni, 0,72% Cr e 0,42% Mo. (FP) ferrita poligonal, (FW) ferrita widmanstätten, (FA) ferrita acicular, (FG) ferrita granular.

(Adaptado de Krauss, 2005)

A Figura 2.17 mostra a ferrita acicular formada na temperatura de 500°C num aço HSLA-80. A imagem produzida em microscópio ótico é composta por finos cristais alinhados, alongados e paralelos de ferrita acicular coexistindo com austenita retida e/ou constituinte M/A entre os cristais de ferrita.

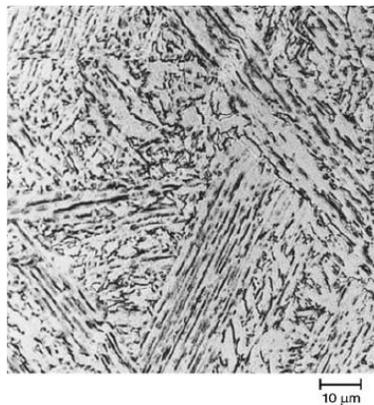


Figura 2.17 - Ferrita acicular formada por transformação isotérmica de um aço HSLA-80.

(Adaptado de Krauss, 2005)

5. *Ferrita Granular ou Ferrita Bainítica Granular*: A ferrita granular (FG) se forma a temperaturas intermediárias de transformação em aços de baixo carbono, apresentando muitas semelhanças à ferrita acicular ou bainítica. A microestrutura da ferrita granular consiste de ilhas de austenita retida ou M/A dispersas na matriz (a qual pode revelar contornos de grão de austenita como resultado do ataque químico). Contudo, em contraste com a ferrita acicular, as

partículas dispersas têm morfologia granular ou equiaxiais. Os cristais de ferrita da matriz são bastante finos, formato equiaxial, contendo uma alta densidade de discordâncias, sendo inclusive separados por contornos de baixo ângulo. A Figura 2.18 mostra uma micrografia de ferrita granular, formada durante o resfriamento contínuo de um aço contendo 0,33%C, 1,44%Mn, 1,20%Cu, 2,19%Ni, 0,67%Cr e 0,46%Mo .

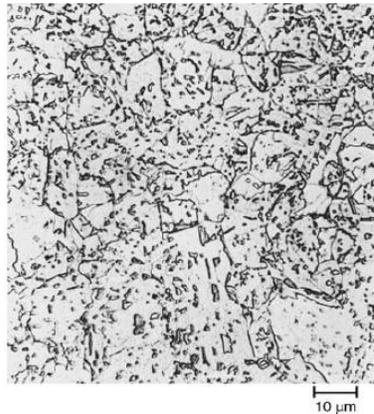


Figura 2.18 - Ferrita granular formada por resfriamento contínuo.
(Adaptado de Krauss, 2005)

2.6 Padrão de operação das máquinas de solda

Alguns passos devem ser seguidos para se realizar uma boa soldagem de fio-máquina. As pontas devem ser escovadas em toda a sua volta numa extensão de alguns centímetros para que a carepa seja retirada e a ponta deve estar plana, de topo. Os contatos que prendem o fio-máquina devem estar limpos para não prejudicar a condução e deve ser garantido o melhor alinhamento possível das duas pontas.

A máquina é ligada e ocorre a compressão ocasionando a formação da rebarba. Conforme (CETLIN 1982), os parâmetros da máquina devem ser ajustados de uma forma que o tamanho da rebarba seja por volta do diâmetro do fio-máquina a ser soldado e que essa rebarba tenha uma geometria anelar contínua, e não uma geometria de estrela (Figura 2.19).

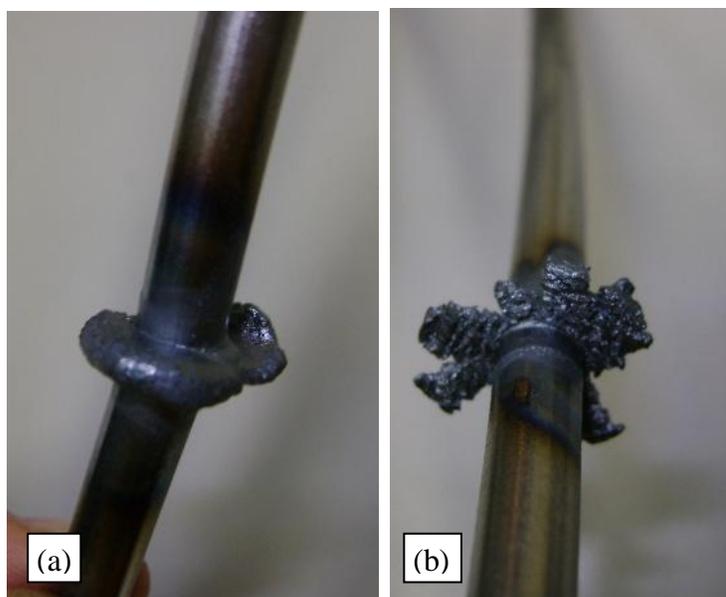


Figura 2.19 - (a) Rebarba anelar contínua. (b) Rebarba em formato de estrela

Após a soldagem, deve-se aguardar alguns segundos para que a junta resfrie para, então, esmerilhar a rebarba de forma que o fio-máquina fique liso (Figura 2.20), sem cantos vivos ou restos de rebarba (Figura 2.21). Também deve-se garantir que o diâmetro do fio-máquina não foi diminuído bruscamente na região do esmerilhamento.



Figura 2.20 - Junta esmerilhada com qualidade



Figura 2.21 - Junta mal esmerilhada, apresentando cantos vivos.

3. METODOLOGIA

3.1 Motivação para o desenvolvimento do trabalho

O presente processo de trefilação foi acompanhado durante 10 horas para levantamento de dados. O número de interrupções causadas pela quebra da solda e o tempo de cada uma destas interrupções foram registrados e serviram de base para o cálculo do potencial de ganho de produtividade.

Este potencial de ganho de produtividade foi calculado a partir do tempo médio perdido por interrupções causadas por quebras da solda durante o tempo total em que a máquina esteve disponível para produzir.

Durante este período, seis máquinas estavam em funcionamento e ocorreram 13 quebras. O tempo médio para a reinicialização da máquina foi de 14 minutos, o que representa um potencial de ganho de produtividade de 3,6%. Portanto, caso as quebras de solda terminem, estimativamente teríamos um ganho de produtividade de 3,6%.

3.2 Espinha de peixe

A ferramenta utilizada para atacar o problema teve sua origem no Japão e é uma das mais eficazes no momento de fazer o mapeamento de todas as possíveis causas que possam estar ocasionando um problema. O diagrama de Ishikawa (Figura 3.1), também conhecido por “Diagrama de Causa e Efeito”, “Diagrama Espinha-de-peixe” ou “Diagrama 6M” permitiu estruturar hierarquicamente as causas potenciais, ajudou a não esquecer algumas causas potenciais e, o mais importante de tudo, facilitou a determinação dos ensaios e das variáveis utilizadas no trabalho.

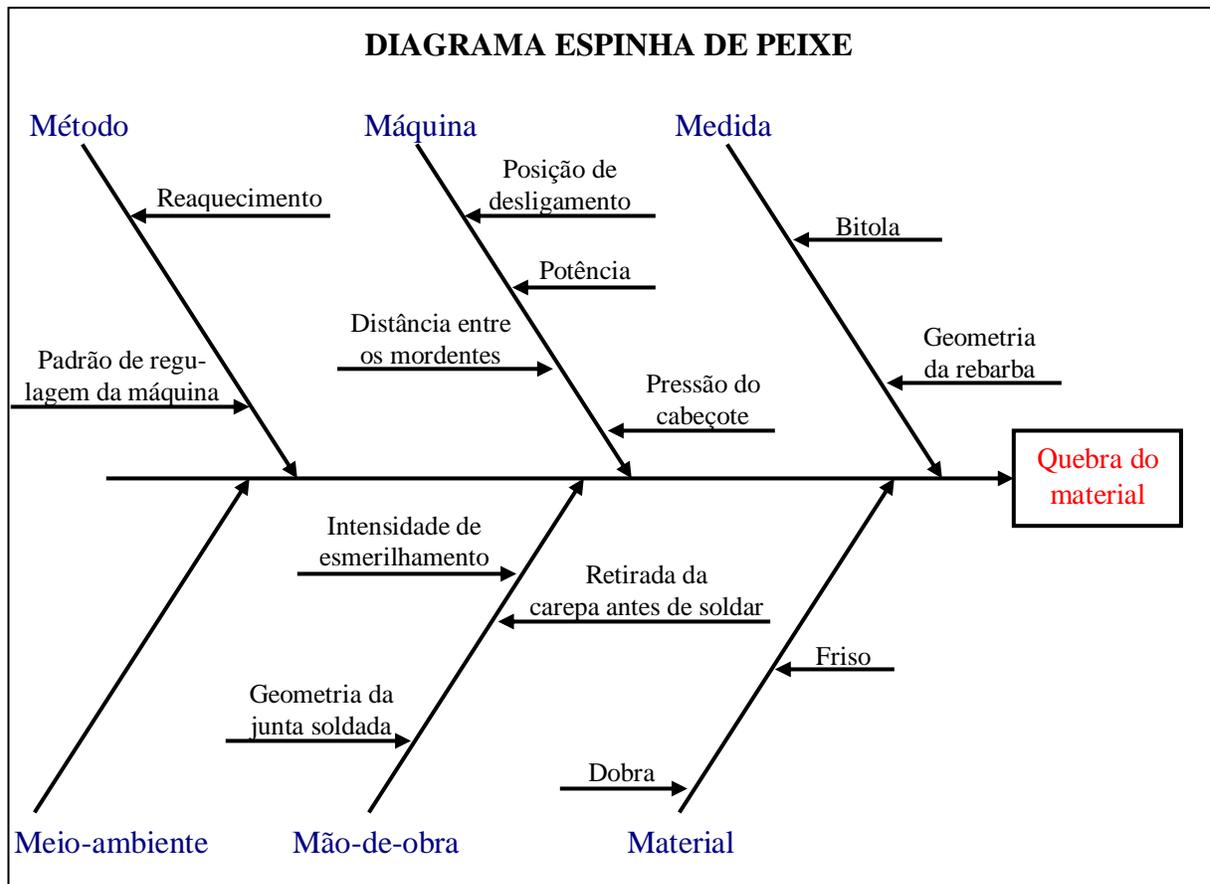


Figura 3.1 - Diagrama conhecido por Espinha-de-Peixe, utilizado para levantar possíveis causas do problema de quebra do material.

3.3 Determinação das variáveis e dos ensaios

Com base no diagrama apresentado, pôde-se determinar as variáveis utilizadas no trabalho e definir os ensaios que serão aplicados nas amostras.

Com relação ao método utilizado, foram identificadas práticas de reaquecimento após a solda ser realizada, principalmente para aços com teor de carbono acima de 0,40%. Não é o que acontece no presente caso, mas foi decidido verificar a influência do reaquecimento para o aço estudado com teor de 0,13% de carbono.

Regulagens da máquina podem ser feitas a cada soldagem realizada. A Posição de Desligamento é uma das regulagens e determina a posição dos mordentes durante a etapa de compressão em que a corrente elétrica é desligada. A potência da máquina também pode ser regulada através de um botão e regula a quantidade de corrente elétrica aplicada. A distância

entre os mordentes determina o tamanho da rebarba, pois um distância maior fará mais material ser expulso do meio da junta soldada para fora. A pressão do cabeçote, que faz a compressão das duas pontas de fio-máquina, determina a temperatura em que a compressão é realizada. Uma pressão maior faz com que a compressão seja realizada a temperaturas mais baixas. A potência (corrente elétrica) e a distância entre os mordentes foram as variáveis de regulagem da máquina escolhidas para a realização dos ensaios pelo fato de serem de fácil regulagem, uma vez que a pressão e a posição de desligamento variam conforme a máquina e com o passar do tempo, pois são reguladas por molas que sofrem desgaste. Além disso, a corrente e a distância podem ser facilmente identificadas por números que mensuram o parâmetro.

A retirada da carepa presente na superfície do material e do friso presente nas cabeças e caudas dos rolos são procedimentos já executados por todos os operadores e, por isso, não há necessidade de serem utilizadas como variáveis, apesar de terem potencial para quebrar o material na trefilação. Da mesma forma que os frisos, as dobras são uma espécie de saliências que podem causar a quebra do material. Diferente dos frisos, as dobras acontecem no meio dos rolos e geralmente não são identificadas antes da trefilação.

A intensidade do esmerilhamento e a geometria da junta soldada e esmerilhada dependem do fator humano. Um esmerilhamento mais intenso pode provocar a “queima” do material ou quando realizado sem que a solda esfrie, causa um resfriamento mais lento por gerar muito calor. A geometria é fator fundamental, pois cantos vivos, restos de rebarba ou uma retirada excessiva da rebarba podem prejudicar a trefilação. Por isso, a intensidade de esmerilhamento foi adotada como uma das variáveis do estudo.

Após serem definidas as variáveis, foi preciso montar uma tabela (Tabela 3.1) com as combinações das variáveis a serem utilizadas em cada condição.

Tabela 3.1 - Tabela das variáveis utilizadas para confecção das amostras.

	Alta	Baixa	Alta	Baixa	Alta	Baixa	Alta	Baixa
Potência	x		x			x		x
Distância dos mordentes	x			x	x			x

Obs: 4 condições, sem queimar a amostra e sem reaquecimento (procedimento normal).

	Suave	Agressivo	Suave	Agressivo
Esmerilhamento	x			x

Obs: 2 condições (demais parâmetros usados conforme o padrão, ideais).

	Sim	Não	Sim	Não
Reaquecimento	x			x

Obs: 2 condições (demais parâmetros usados conforme o padrão, ideais).

As amostras que tem variação na potência e na distância dos mordentes tem todas as outras variáveis da máquina mantidas constantes, como a posição de desligamento e a pressão no cabeçote. O esmerilhamento foi feito de modo que a amostra não ficasse queimada e não foi realizado o posterior reaquecimento.

Nas amostras em que foi variado o nível do esmerilhamento, a potência e a distância dos mordentes foram altas pelo fato de serem usadas como padrão de operação e por já apresentarem anteriormente em pré-testes um desempenho superior às outras. O esmerilhamento agressivo ficou caracterizado por iniciar o esmerilhamento antes da solda resfriar e provocar a “queima” da junta soldada, esmerilhando com força e rapidamente.

As condições com e sem reaquecimento foram obtidas também com a potência e a distância dos mordentes altas. Na condição com reaquecimento, a amostra é colocada em outros mordentes com uma separação em torno de 200 mm e é acionada uma corrente elétrica até que atinja em torno de 800 a 900 °C e permaneça nessa temperatura por volta de 30 segundos. A corrente cessa e a amostra resfria lentamente, pois a região aquecida é grande. O esmerilhamento é feito lentamente e sem muita força para que a junta não “queime”.

Para cada condição, foi determinado um número de amostras para cada tipo de ensaio. Para o ensaio de tração foi decidido ensaiar 10 corpos de prova para cada condição. Para o ensaio de dobramento, 5 corpos de prova para cada condição. Para as metalografias e microdureza, 2 corpos de prova para cada condição.

3.4 Confeção das amostras

Para a confecção das amostras foi retirado um número de espiras necessárias de um rolo de fio-máquina (Figura 3.2). Embora o aço seja o mesmo, foi prezado por retirar todas as amostras de um mesmo rolo, pois pode haver certa variação na composição química em lotes diferentes.



Figura 3.2 - Espiras retiradas de um mesmo rolo para a confecção das amostras.

As espiras foram cortadas em pedaços menores (Figura 3.3) em uma tesoura utilizada na central de solda que deixa a seção praticamente reta (topo).



Figura 3.3 - Pedacos cortados com aproximadamente 250 mm de comprimento para confecção das amostras.

As pontas são escovadas para a retirada da carepa provinda da Laminação e é colocada uma em cada mordente, se encontrando no centro do vão. Então, é dado início ao processo de soldagem (Figura 3.4).

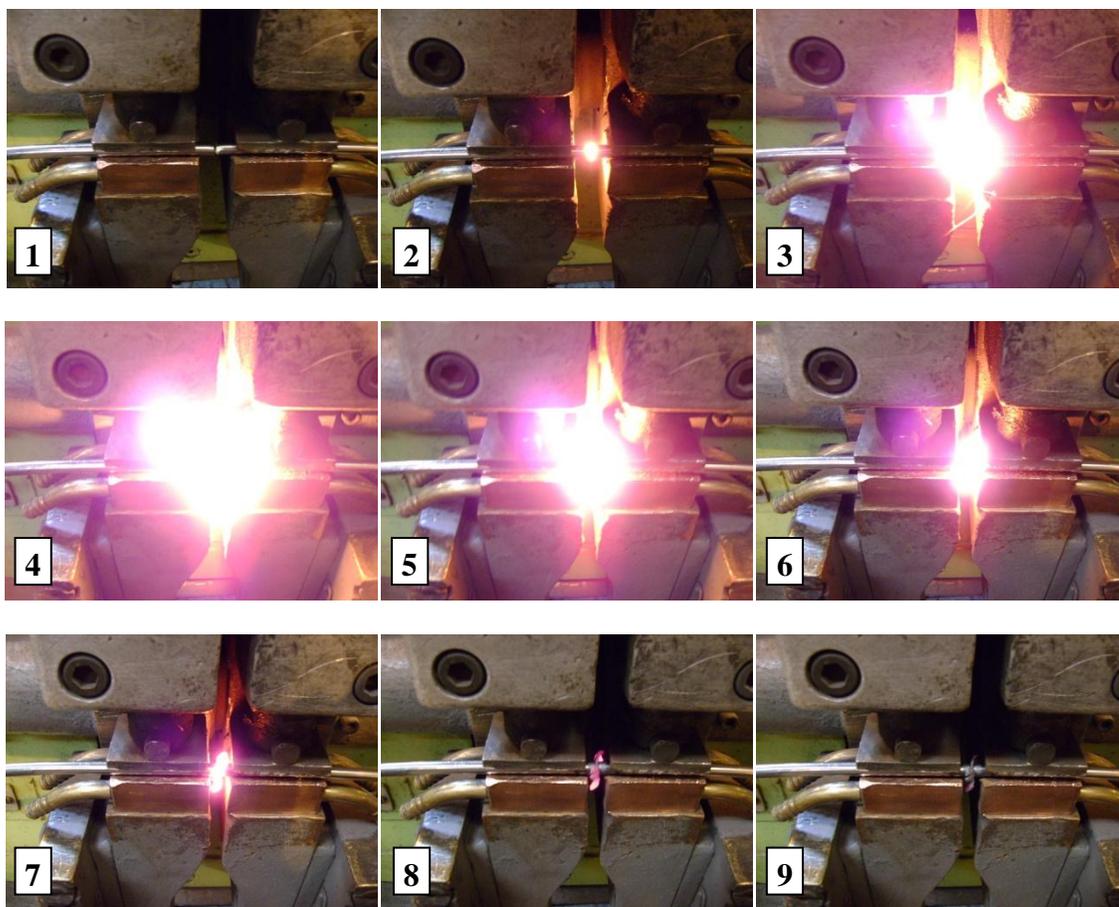


Figura 3.4 - A junta é aquecida até se tornar susceptível à deformação causada pela pressão dos mordentes e é feito o recalque, formando a rebarba no final do processo.

3.5 Análise Química

O aço usado para este estudo foi o GG 1013 M, similar ao aço ABNT 1013, cuja composição química é apresentada na tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Composição química do aço GG 1013 M, equivalente a um aço ABNT 1013 (% em massa).

C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Cr	Mo	N
0,12	0,137	0,91	0,018	0,029	0,089	0,050	0,067	0,02	0,009

3.6 Ensaio Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados no Laboratório de Ensaio Físicos da própria empresa. Para o teste de tração a frio foi utilizada uma máquina de tração com capacidade de 500 kN e foi utilizada uma velocidade de 10 mm/min durante a deformação elástica e 40 mm/min durante a deformação plástica. Os corpos de prova utilizados possuíam aproximadamente 270 mm de comprimento e, assim, estas velocidades resultam em uma taxa de deformação de 6×10^{-4} (1/s) durante a deformação elástica e, após atingir a tensão de escoamento, $2,5 \times 10^{-3}$ (1/s). Para o ensaio de dobramento foi utilizado um dispositivo confeccionado para dobrar em um ângulo bastante agudo (Figura 3.5).

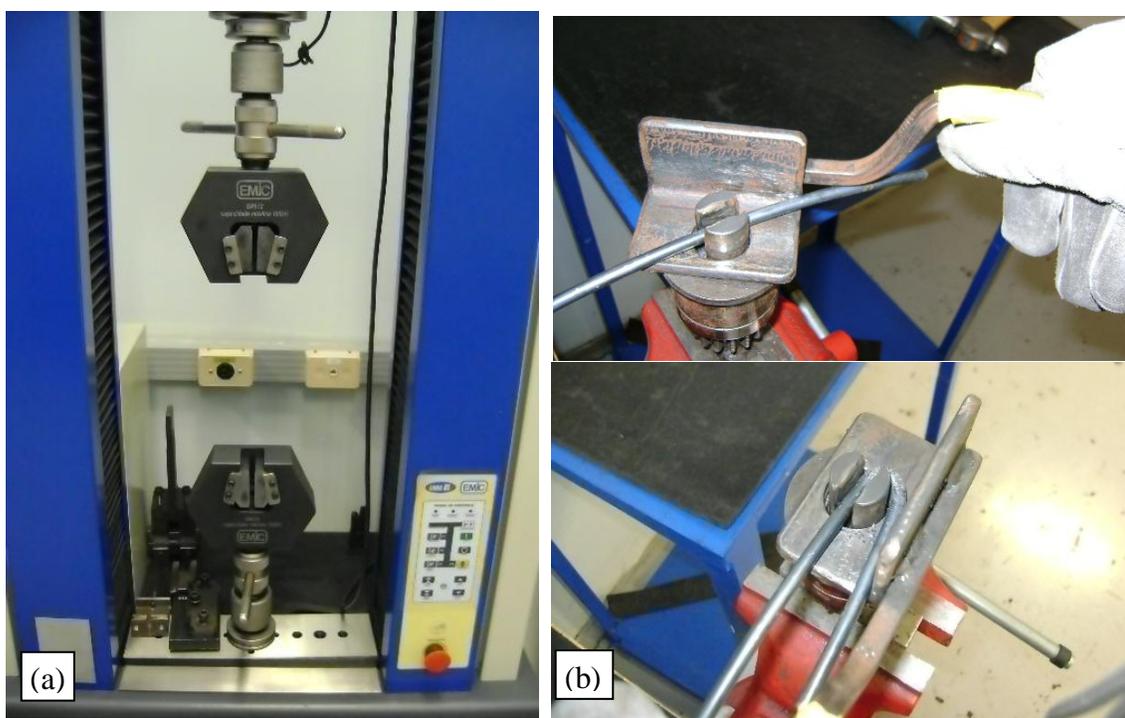


Figura 3.5 - (a) Máquina para ensaio de tração. (b) Dispositivo para o ensaio de dobramento.

As amostras foram numeradas de 1 a 10 para o ensaio de tração e informações como tensão de escoamento, tensão de ruptura, deformação e local da ruptura foram anotadas para cada amostra. Para o ensaio de dobramento, foram numeradas de 1 a 5 e o ângulo em que a amostra se partiu foi anotado.

3.7 Metalografias e Microdureza

As metalografias e as medições de microdureza foram realizadas no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), pertencente à UFRGS. Utilizou-se 2 corpos de prova para cada uma das 6 condições apresentadas no item 3.3.

Foi cortado primeiramente um pedaço da solda de aproximadamente 25 mm e então, feito um corte no sentido longitudinal, resultando em um cilindro cortado ao meio (Figura 3.6).

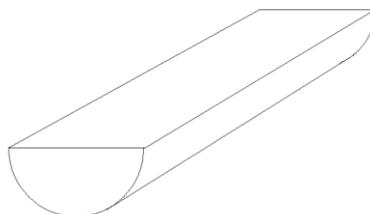


Figura 3.6 - Formato do CP após os cortes, pronto para ser embutido. A face a ser analisada é a face plana superior.

Após o corte dos CP's, foi feito o embutimento à quente em baquelite, lixado com as granulometrias 120, 200, 320, 400, 600 e 1200 Mesh, e em seguida, polido em feltro com pasta de diamante com granulometria de 4 microns e 1 microm.

Os CP's foram atacados com ácido Nital 2% por cerca de 10 segundos para a revelação dos contornos de grão e da microestrutura formada. Após, foi feita a análise em um microscópio ótico com aumento de até mil vezes.

Após feitas as metalografias, iniciou-se a construção de perfis de microdureza. Para cada CP as medições iniciaram no metal base e atravessaram toda a zona afetada pelo calor, chegando ao outro lado do metal base. Assim, foram obtidos perfis de microdureza na escala Vickers.

4. ANÁLISE DOS RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise dos ensaios mecânicos

Os ensaios mecânicos foram divididos em ensaios de tração e ensaios de dobramento.

4.1.1 Análise dos ensaios de tração

Foram ensaiados 10 CP's para cada condição de soldagem.

Para a primeira condição de soldagem (Figura 4.1) (corrente alta e distância alta), obteve-se uma tensão de escoamento média de 325 MPa e uma tensão de ruptura média de 504 MPa. O alongamento médio foi de 20%. A primeira amostra rompeu à 17 mm da solda, a quinta amostra rompeu à 18 mm da solda, a sexta à 10 mm e as demais romperam longe (foi considerado longe as soldas que romperam a mais de 20 mm da solda) (Tabela 4.1).

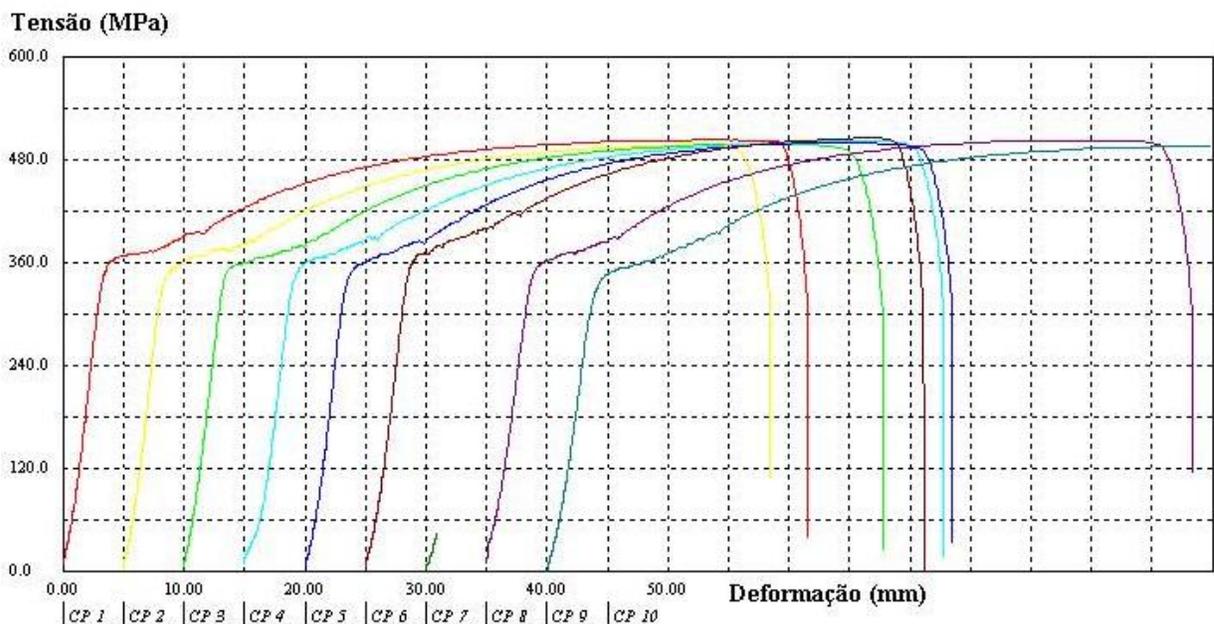


Figura 4.1 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente alta e distância alta.

Tabela 4.1 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente alta e distância alta.

CP	Local de rompimento	CP	Local de rompimento
1	17 mm	6	10 mm
2	Longe da solda	7	Erro no ensaio
3	Longe da solda	8	Longe da solda
4	Longe da solda	9	Longe da solda
5	18 mm	10	Erro no ensaio

Apesar do CP 6 ter tido apenas 13% de alongamento, as suas tensões de escoamento e de ruptura ficaram ligeiramente mais altas que as demais. Os CP's 1 e 5, que também romperam próximo à solda, apresentaram resultados similares aos outros CP's.

Para a segunda condição de soldagem (Figura 4.2) (corrente alta e distância baixa), obteve-se uma tensão de escoamento média de 301 MPa e uma tensão de ruptura média de 495 MPa. O alongamento médio foi de 19%. A sexta amostra rompeu à 11 mm da solda, a sétima amostra rompeu exatamente na solda e as demais romperam longe (Tabela 4.2).

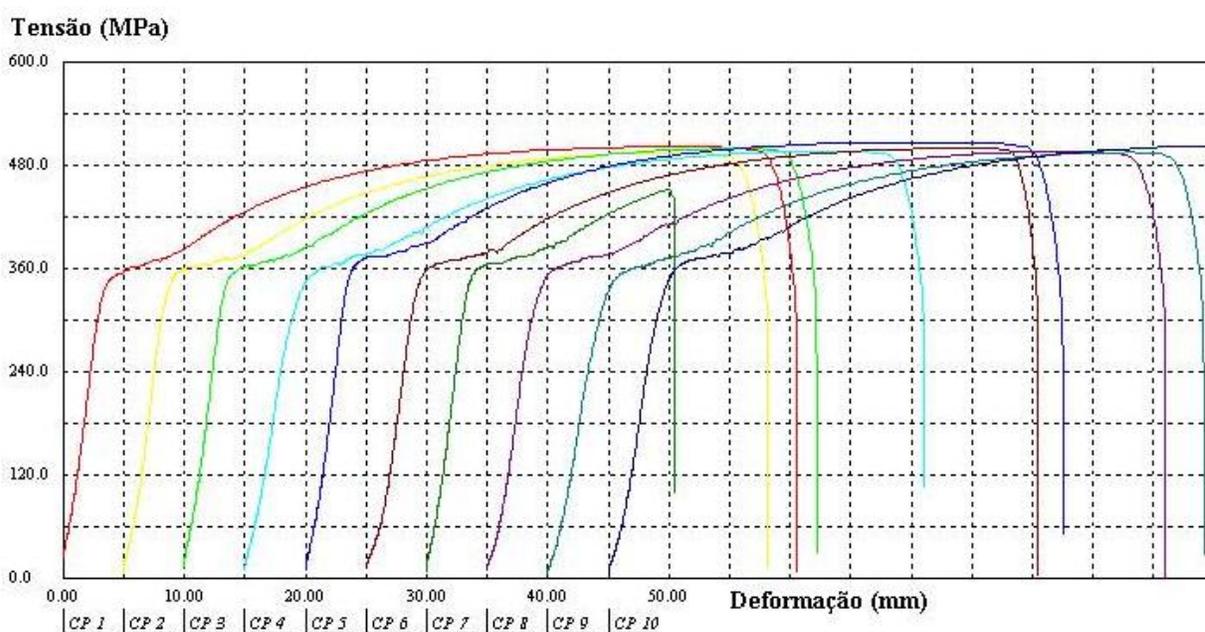


Figura 4.2 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente alta e distância baixa.

Tabela 4.2 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente alta e distância baixa.

CP	Local de rompimento	CP	Local de rompimento
1	Longe da solda	6	11 mm da solda
2	Longe da solda	7	Na solda
3	Longe da solda	8	Longe da solda
4	Longe da solda	9	Longe da solda
5	Longe da solda	10	Longe da solda

O CP 6 que rompeu há 11 mm da solda apresentou resultados semelhantes aos outros, com exceção do CP 7 que rompeu exatamente na solda e teve uma carga de ruptura e alongamento bastante inferior.

Para a terceira condição de soldagem (Figura 4.3) (corrente baixa e distância alta), obteve-se uma tensão de escoamento média de 320 MPa e uma tensão de ruptura média de 501 MPa. O alongamento médio foi de 19,5%. A primeira e a segunda amostra romperam à 10 mm da solda, a nona amostra rompeu à 9 mm da solda e as demais romperam longe (Tabela 4.3).

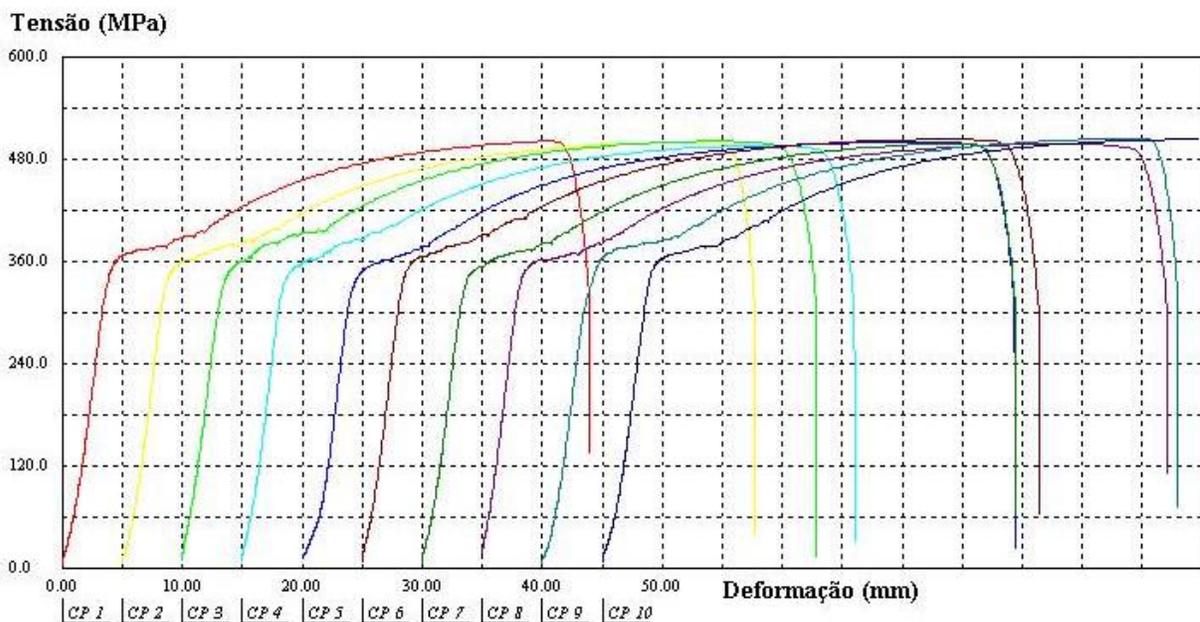


Figura 4.3 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente baixa e distância alta.

Tabela 4.3 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente baixa e distância alta.

CP	Local de rompimento	CP	Local de rompimento
1	10 mm da solda	6	Longe da solda
2	10 mm da solda	7	Longe da solda
3	Longe da solda	8	Longe da solda
4	Longe da solda	9	9 mm da solda
5	Longe da solda	10	Longe da solda

Ambos os CP's tiveram resultados similares, com variações não significativas. Até mesmo os CP's que romperam próximo a solda apresentaram resultados normais. Nenhum CP rompeu exatamente na solda.

Para a quarta condição de soldagem (Figura 4.4) (corrente baixa e distância baixa), obteve-se uma tensão de escoamento média de 305 MPa e uma tensão de ruptura média de 496 MPa. O alongamento médio foi de 19,5%. A primeira e a sétima amostra romperam exatamente na solda, a quarta amostra rompeu à 12 mm da solda, a oitava à 15 mm, a nona à 10 mm da solda e as demais romperam longe (Tabela 4.4).

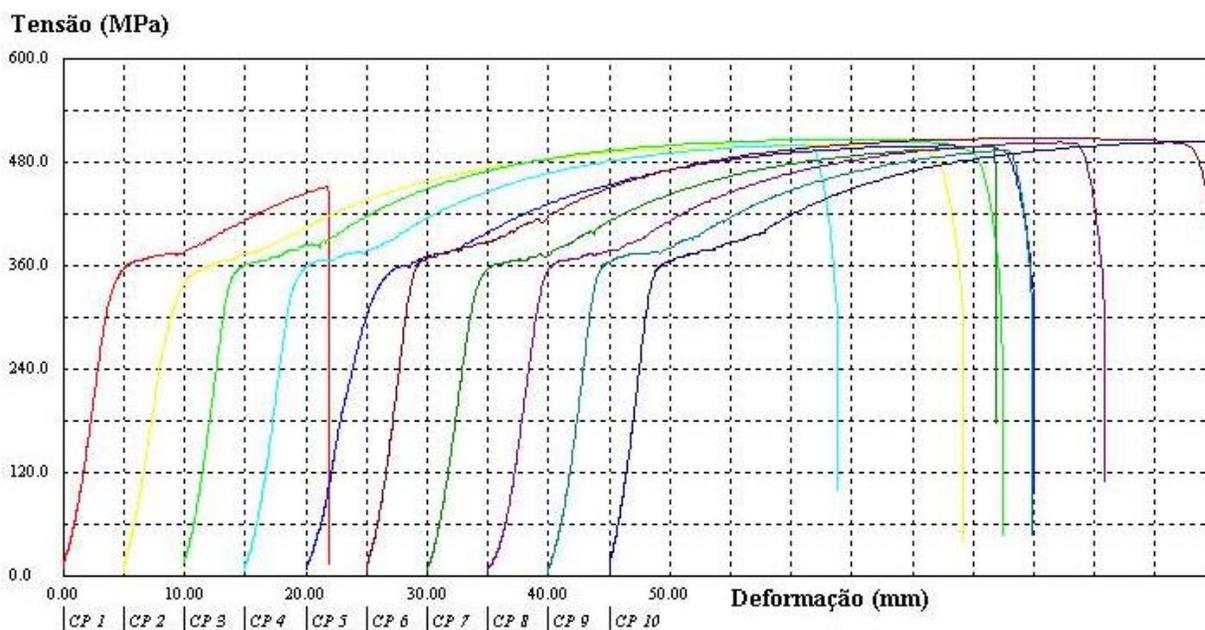


Figura 4.4 - Gráfico obtido para os CP's soldados com corrente baixa e distância baixa.

Tabela 4.4 - Local de rompimento para os CP's soldados com corrente baixa e distância baixa.

CP	Local de rompimento	CP	Local de rompimento
1	Na solda	6	Longe da solda
2	Longe da solda	7	Na solda
3	Longe da solda	8	15 mm da solda
4	12 mm da solda	9	10 mm da solda
5	Longe da solda	10	Longe da solda

Observou-se uma diminuição no alongamento nos CP's 1 e 7 que romperam na solda. O CP 1 também teve uma diminuição significativa na tensão de ruptura. Nesta condição de soldagem também é notável a deformação menor nos CP's 4, 8 e 9 que romperam próximo à solda. Os CP's que romperam longe da solda foram os que atingiram maior alongamento.

Para a quinta condição de soldagem (Figura 4.5) (corrente alta, distância alta e posterior reaquecimento), obteve-se uma tensão de escoamento média de 329 MPa e uma tensão de ruptura média de 505 MPa. O alongamento médio foi de 19,2%. A segunda amostra rompeu à 7 mm da solda, a sétima amostra rompeu à 10 mm da solda, a nona à 11 mm e as demais romperam longe (Tabela 4.5).

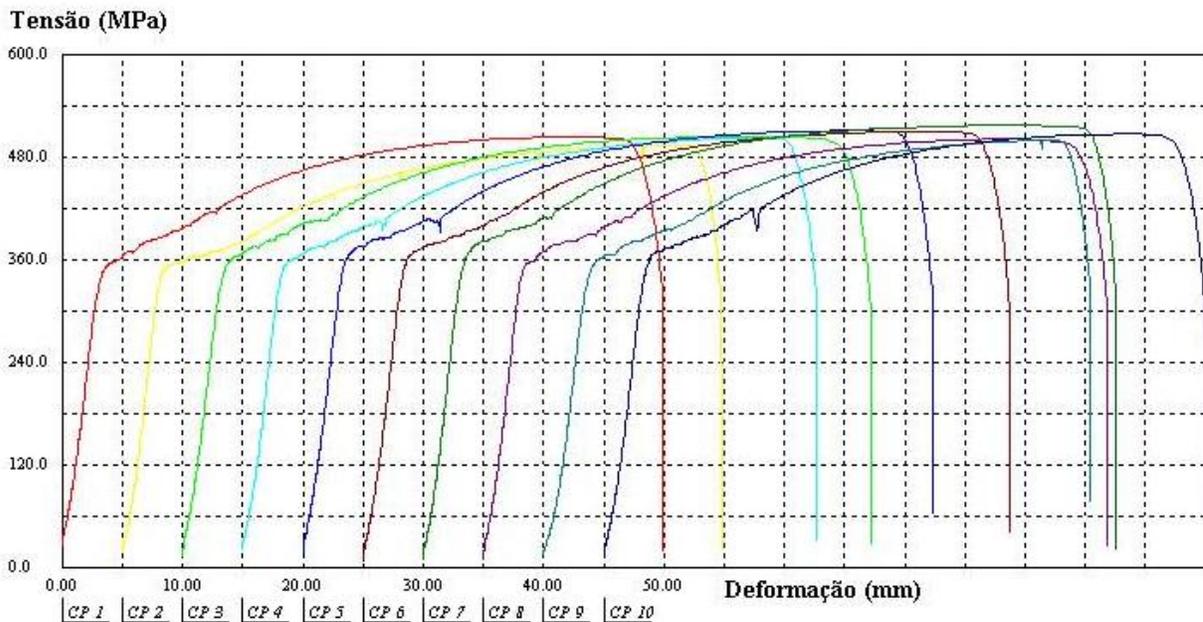


Figura 4.5 - Gráfico obtido para os CP's soldados com posterior reaquecimento.

Tabela 4.5 - Local de rompimento para os CP's soldados com posterior reaquecimento.

CP	Local de rompimento	CP	Local de rompimento
1	Longe da solda	6	Longe da solda
2	7 mm da solda	7	10 mm da solda
3	Longe da solda	8	Longe da solda
4	Longe da solda	9	11 mm da solda
5	Longe da solda	10	Longe da solda

Os resultados levam a crer que não há diferença significativa entre os CP's, tanto para valores de tensões quanto para valores de alongamentos. Nem mesmo os CP's que romperam próximo à solda apresentaram valores significativamente diferentes dos demais.

Para a sexta condição de soldagem (Figura 4.6) (corrente alta, distância alta e esmerilhamento agressivo), obteve-se uma tensão de escoamento média de 304 MPa e uma tensão de ruptura média de 505 MPa. O alongamento médio foi de 19%. A primeira amostra rompeu à 10 mm da solda, a terceira e a sétima amostra romperam à 18 mm da solda e as demais romperam longe (Tabela 4.6).

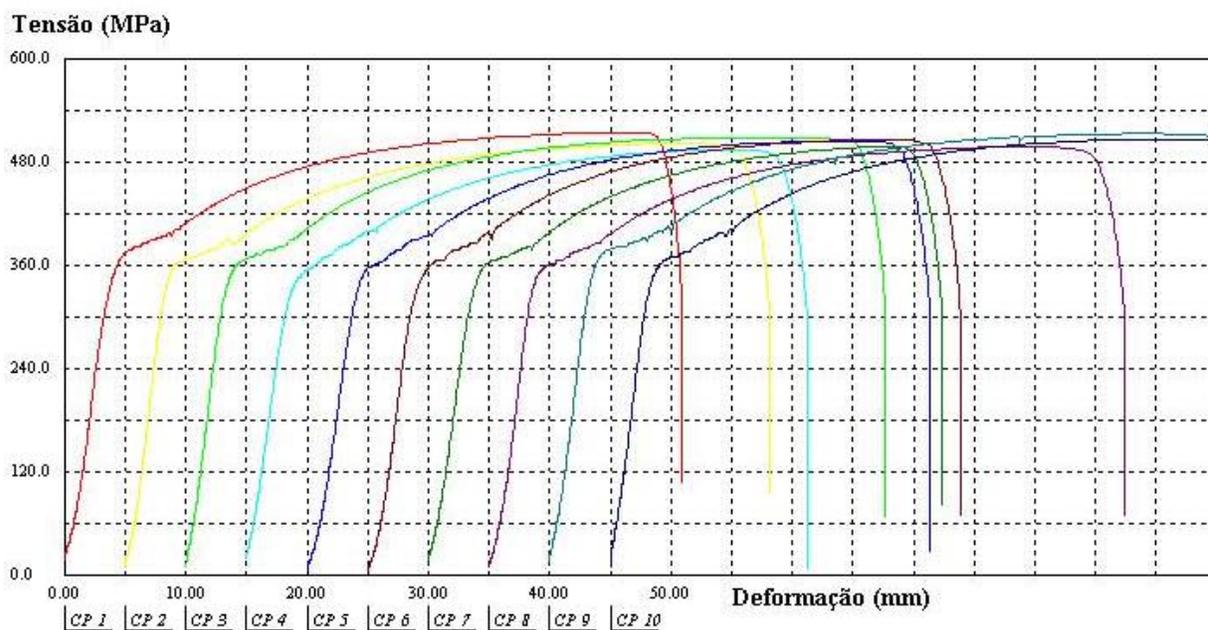


Figura 4.6 - Gráfico obtido para os CP's soldados com esmerilhamento agressivo.

Tabela 4.6 - Local de rompimento para os CP's soldados com esmerilhamento agressivo.

CP	Local de rompimento	CP	Local de rompimento
1	Longe da solda	6	Longe da solda
2	7 mm da solda	7	10 mm da solda
3	Longe da solda	8	Longe da solda
4	Longe da solda	9	11 mm da solda
5	Longe da solda	10	Longe da solda

O CP 7 que rompeu próximo à solda foi o que apresentou o menor alongamento, apesar de não ser muito significativo. Os demais CP's não apresentaram grandes variações.

Vantagens na trefilabilidade não pode puderam ser evidenciadas nestes ensaios de tração, onde a maioria dos CP's (~70%) romperam longe da solda, e ainda, os CP's que romperam estão distribuídos entre as 6 condições de soldagem, não estão concentrados em apenas algumas. Nota-se uma ligeira tendência a acontecerem mais quebras na quarta condição de soldagem (corrente alta e distância alta). As amostras que romperam exatamente na solda apresentam uma tensão de ruptura e um alongamento significativamente menor, além da fratura não apresentar estricção, como ocorreu nas demais amostras. Os rompimentos próximos à solda podem ser causados pela transição da zona afetada pelo calor para o metal base, ou então, por uma possível redução na seção da amostra causada pelo esmerilhamento.

4.1.2 Análise dos ensaios de dobramento

Foram ensaiados 5 CP's para cada condição de soldagem.

Para a primeira condição (corrente alta e distância alta), nenhum CP rompeu durante o dobramento de 180° nem apresentaram fissura (Figura 4.7).



Figura 4.7 - CP's da primeira condição de soldagem dobrados.

Para a segunda condição de soldagem (corrente alta e distância baixa), o CP 4 quebrou a um ângulo de 120° de dobramento (Figura 4.8) e os demais CP's não quebraram. Alguns apresentaram pequenas fissuras.



Figura 4.8 - CP quebrado após o teste de dobramento. É apresentada a face fraturada e a posição em que quebrou (120°).

Para a terceira condição de soldagem (corrente baixa e distância alta), apenas o CP 4 não quebrou, mas apresentou uma pequena fissura. Os CP's 3 e 5 quebraram a um ângulo de 135° (Figura 4.9), o CP 1 quebrou a 150° e o CP 2 a 90° . Quanto menor o ângulo dobrado até a ruptura, mais frágil a solda é para ser trefilada, ou menos dúctil ela é.



Figura 4.9 - CP rompido a 135°. É apresentado o ângulo de ruptura e a face fraturada.

Para a quarta condição de soldagem, apenas o CP 4 não quebrou. Os CP's 1 e 5 quebraram a um ângulo de 15° e os CP's 2 e 3 a um ângulo de 60° (Figura 4.10).



Figura 4.10 - CP que apresentou o pior desempenho, rompendo a 15°.

A quinta condição de soldagem (com posterior reaquecimento) e a sexta (com esmerilhamento agressivo) tiveram um bom desempenho, não apresentando nenhuma fratura nem fissura (Figura 4.11).



Figura 4.11 - CP's obtidos com posterior reaquecimento à esquerda e CP's obtidos com esmerilhamento agressivo à direita.

Estes ensaios demonstraram a capacidade de deformação da junta soldada. Dentre as condições que não apresentaram rupturas, não podemos classificá-las com relação às suas qualidades. Conforme Wright (2001), este teste permite avaliar a trefilabilidade do material e, assim, podemos dizer que estas amostras apresentam uma trefilabilidade maior que as que romperam.

Já para as condições onde houveram rupturas, podemos classificá-las de acordo com o número de rupturas e o ângulo em que a ruptura ocorreu. Uma amostra que dobrou mais até romper apresenta maior trefilabilidade do que uma que rompeu a um ângulo menor. No caso, a condição com corrente baixa e distância baixa foi a que teve o pior comportamento. A terceira condição de soldagem (corrente baixa e distância alta) apresentou o segundo pior desempenho, tendo a maioria de suas amostras rompidas por volta de 135° e, por fim, a segunda condição de soldagem (corrente alta e distância baixa) teve o terceiro pior desempenho, tendo apenas um CP fraturado.

4.2 Análise das Microdurezas

Medições de microdureza foram feitas varrendo a zona afetada pelo calor (ZAC) e foram produzidos perfis para cada condição de soldagem.

Na primeira condição de soldagem (Figura 4.12) temos um aumento de dureza onde se inicia a ZAC e exatamente no centro da solda temos uma diminuição da dureza. O metal base apresenta uma dureza em torno de 160 Vickers, enquanto que a ZAC apresenta em torno de 225 Vickers e o centro da solda 210 Vickers.

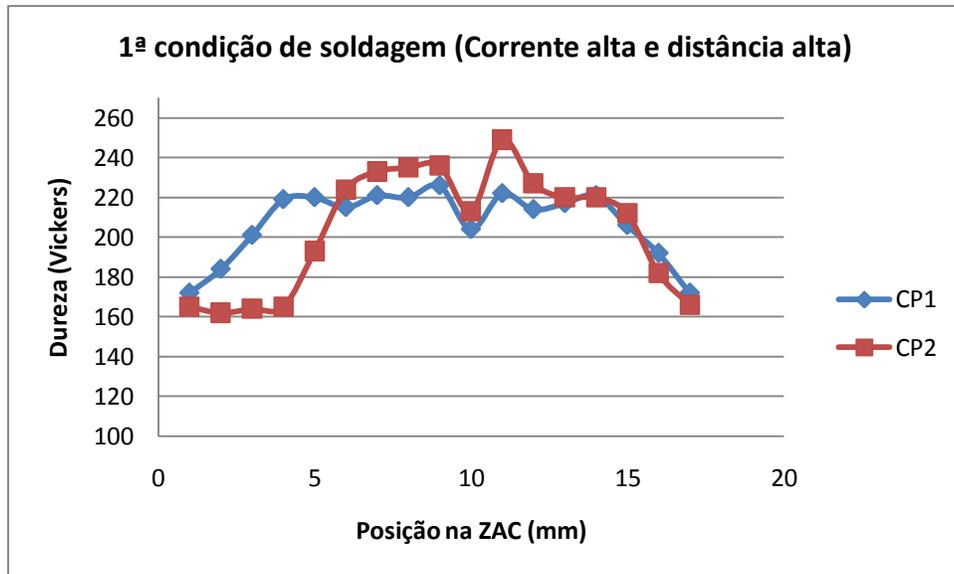


Figura 4.12 - Perfil de dureza para a primeira condição de soldagem.

Para as condições de soldagem 3 e 4 (Figura 4.13 e Figura 4.14), o comportamento se mostrou semelhante, com um aumento de dureza na ZAC e uma diminuição no centro desta.

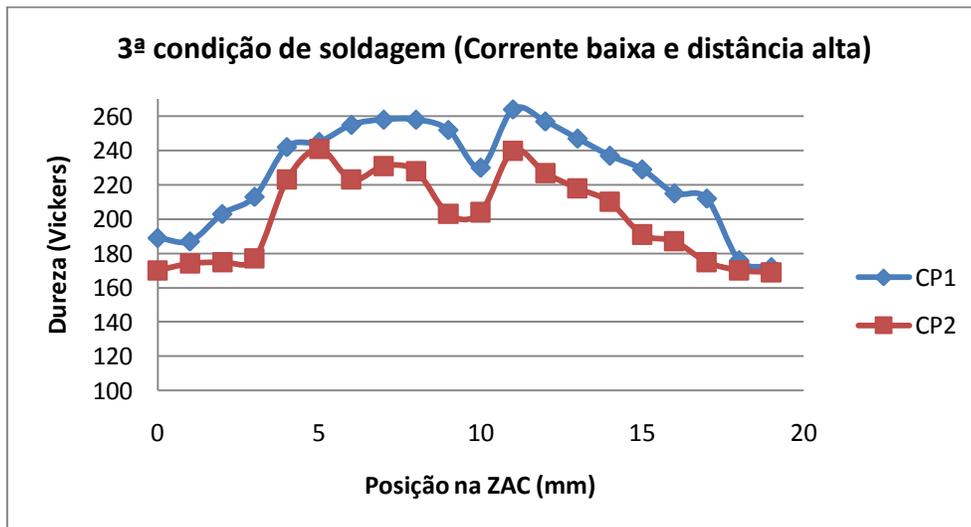


Figura 4.13 - Perfil de dureza para a terceira condição de soldagem.

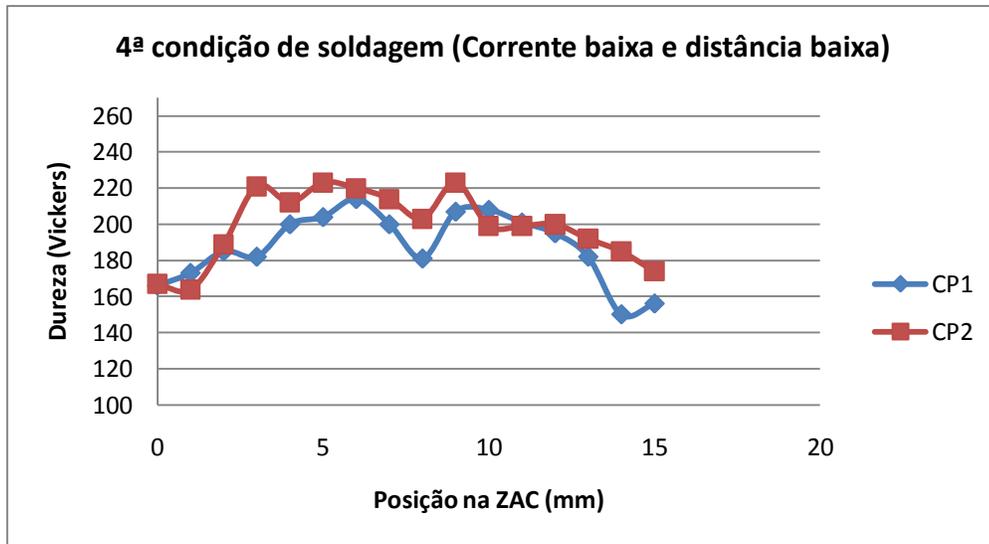


Figura 4.14 - Perfil de dureza para a quarta condição de soldagem.

A segunda condição de soldagem (Figura 4.15) não apresentou o decréscimo de dureza no centro da solda por motivos desconhecidos. Pelo fato das medições terem sido feitas com espaçamento de 1 mm pode ter passado despercebido o decréscimo no centro da solda.

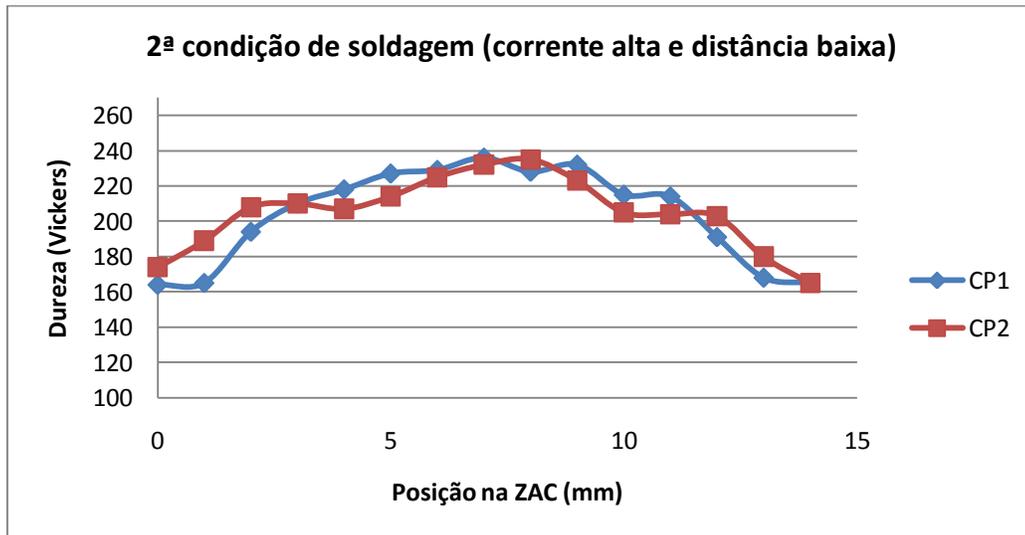


Figura 4.15 - Perfil de dureza para a segunda condição de soldagem.

Nestas quatro condições foi observado que uma distância alta (mais deformação na junta) provocou um sutil aumento na dureza, que pode ter sido causado por essa deformação maior.

Para as condições com reaquecimento (Figura 4.16) e para o esmerilhamento agressivo (Fig 4.17), que foram soldadas com os parâmetros da máquina iguais a primeira condição, fica

nítida a diminuição de dureza devido ao tratamento pós-soldagem. Na quinta condição, o reaquecimento é o responsável pelo alívio de tensões causadas pela soldagem e na sexta condição, o esmerilhamento realizado antes de a solda resfriar provocou um resfriamento mais lento, ocasionando também a diminuição da dureza.

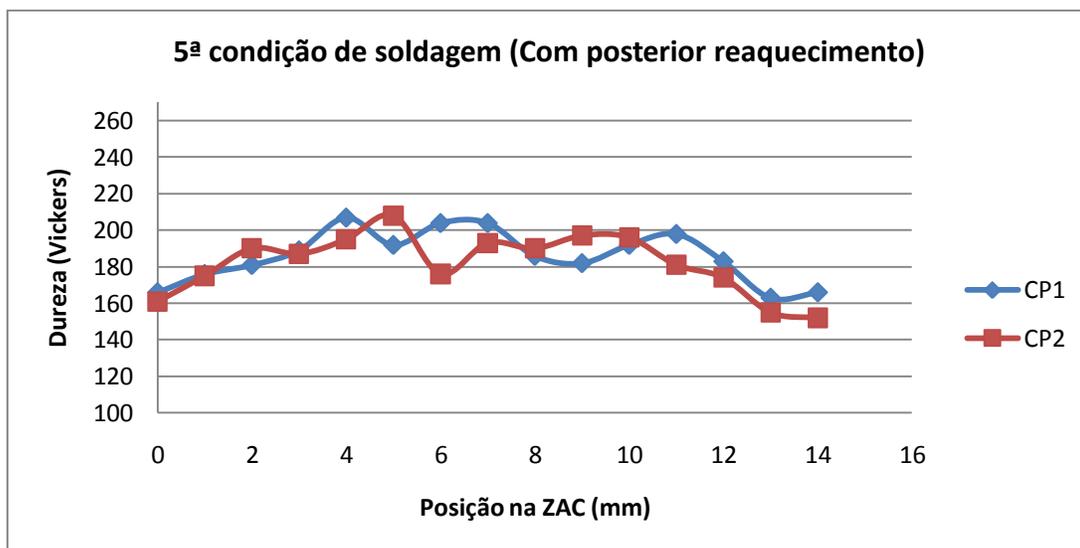


Figura 4.16 - Perfil de dureza para a quinta condição de soldagem.

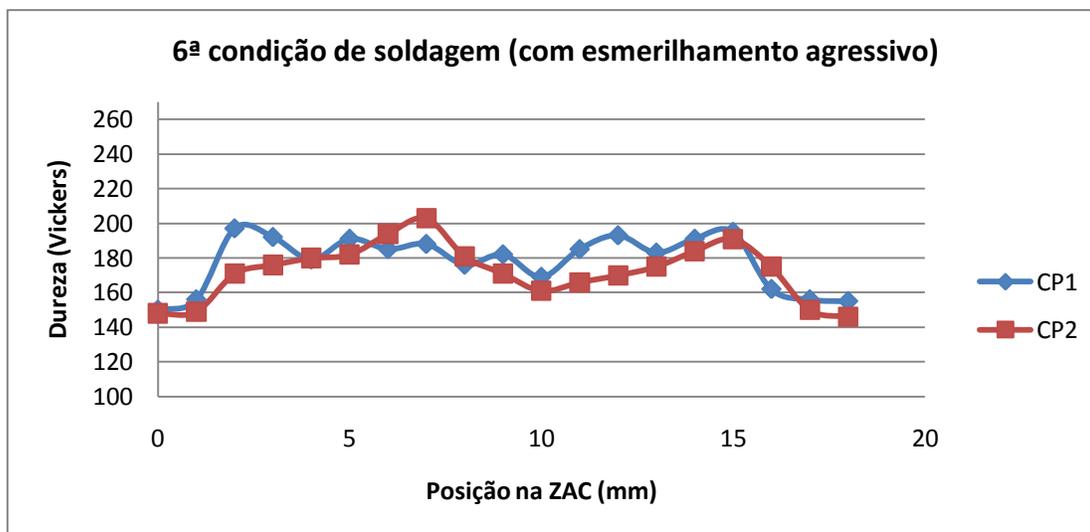


Figura 4.17 - Perfil de dureza para a sexta condição de soldagem.

Todos os perfis de dureza foram construídos medindo-se as durezas no núcleo do fio-máquina. Algumas medições aleatórias foram realizadas muito próximas à superfície e evidenciaram as maiores taxas de resfriamento em relação ao núcleo. Durezas próximas a 300 Vickers foram registradas em alguns pontos, indicando que fases mais duras podem ter sido

formadas. Algumas se aproximando da martensita que possui uma dureza de 400 Vickers para este aço segundo o diagrama de (Kwietniewski e Kiss, 2009).

4.3 Análise Metalográfica

Após atacar as amostras com Nital 2%, a ZAC foi revelada e foi possível fazer a medição de cada uma (Figura 4.18). Os tamanhos medidos coincidem com os perfis de microdureza. Em cada amostra, as medidas em que a dureza aparece elevada, correspondem a pontos dentro da ZAC.

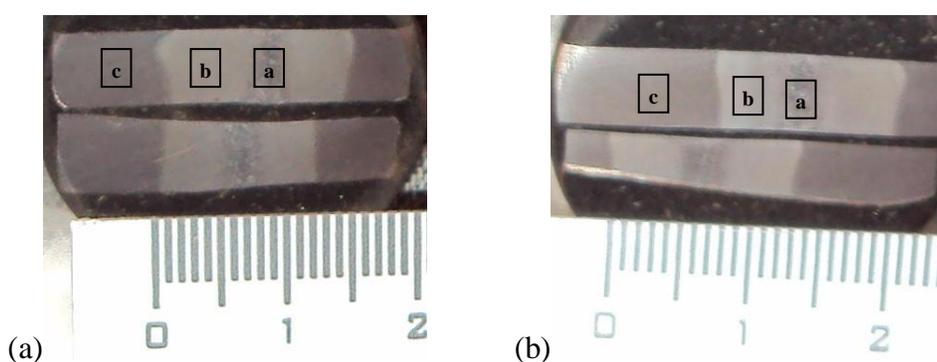


Figura 4.18 - (a) ZAC da primeira condição de soldagem com aproximadamente 12 mm. (b) ZAC da sexta condição de soldagem com aproximadamente 14 mm. As letras correspondem às metalografias apresentadas a seguir.

As fases presentes na ZAC e no metal base foram identificadas, mas não foi revelado através da metalografia o motivo das quebras nos ensaios de dobramento nas condições de soldagem 2, 3 e 4.

Como não houve diferenças significativas nas imagens das condições 1, 2, 3, 4 e 5, serão apresentadas somente a comparação entre a condição de soldagem 1 (Figura 4.19) e a 6 (Figura 4.20). Lembrando que a condição 6 foi a que apresentou as durezas mais baixas nos testes anteriores.

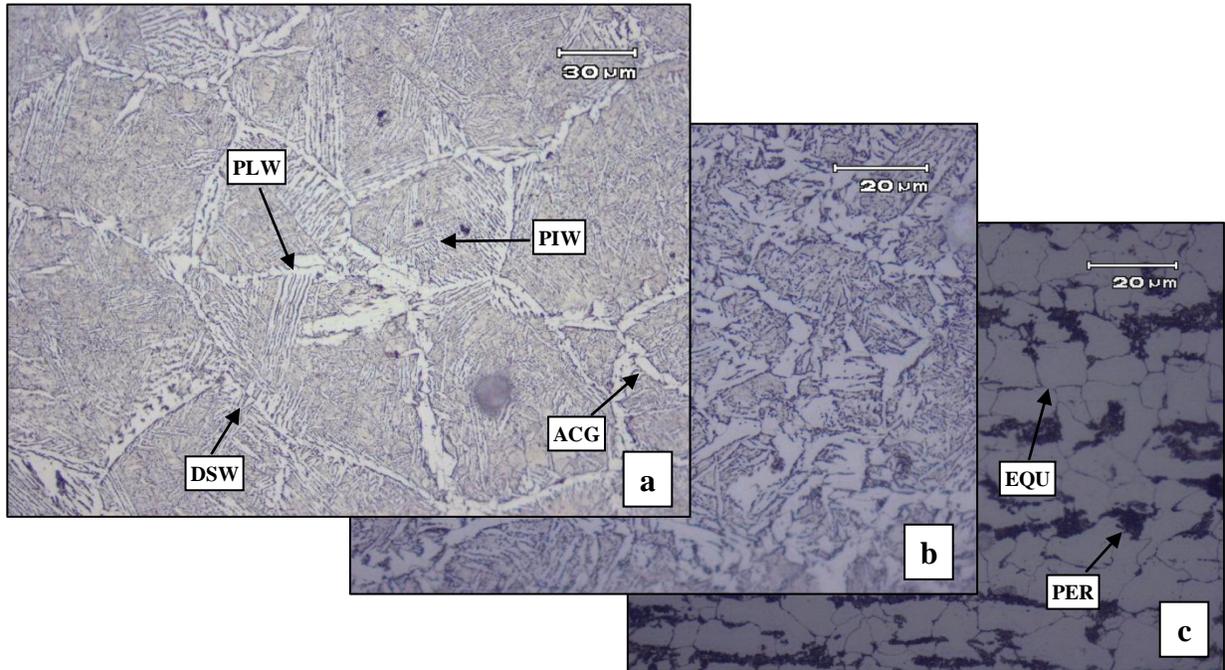


Figura 4.19 - Fotografias obtidas da primeira condição de soldagem com MO. A primeira (a) com aumento de 1000x e as demais (b) e (c) com aumento de 500x. PLW: Placas Laterais de Widmanstätten; PIW: Placas intergranulares de Widmanstätten; DSW: Dentes de Serra de Widmanstätten; ACG: Alotriomorfa de Contorno de Grão; EQU: Ferrita Equiaxial; PER: Perlita

Na fotografia 4.19.a, tirada do centro da solda, identifica-se vários tipos de ferrita, a maioria delas Ferrita de Widmanstätten. São visíveis ferrita dentes de serra (DSW), placas intragranulares (PIW) e placas laterais de Widmanstätten (PLW). Também se formou ferrita alotriomorfa de contorno de grão (ACG). Em alguns locais, com mais aumento, percebe-se uma ferrita acicular. Essas microestruturas estão de acordo com a literatura (KRAUSS 2005) e formam-se sob condições de resfriamento mais severas em aços com baixo percentual de carbono que foram expostos a temperaturas muito altas. A perlita presente inicialmente no material teve seus carbonetos de ferro (cementita) fragmentados. Estas fases de ferrita são relativamente mais duras que a ferrita obtida com resfriamento lento (equiaxial), conforme (KRAUSS 2005).

A segunda fotografia (Figura 4.19.b) mostra um local que não atingiu temperaturas tão altas quanto a primeira, mas mesmo assim sofreu mudanças significativas e resultou em uma microestrutura parecida com a do centro da solda com o aparecimento de Ferritas de Widmanstätten. No centro da solda temos um tamanho de grão ASTM 4, enquanto que na

região intermediária da ZAC e no metal base temos um tamanho de grão ASTM 8. Esse aumento do tamanho de grão no centro da solda foi o que provocou a diminuição de dureza observada.

Na terceira fotografia 4.19.c são claramente visíveis as duas microestruturas resultantes de um lento resfriamento, ferrita equiaxial (EQU) e perlita (PER), constituindo o metal base.

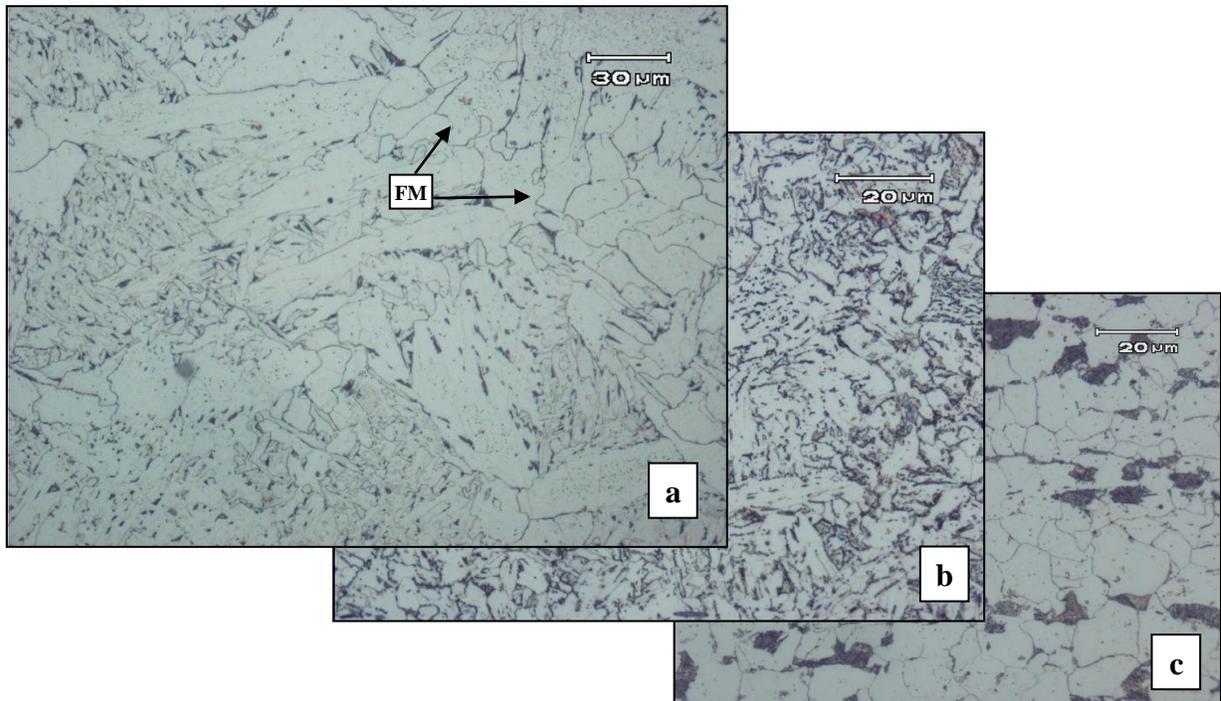


Figura 4.20 - Fotografias obtidas da sexta condição de soldagem com MO. A primeira (a) com aumento de 1000x e as demais (b) e (c) com aumento de 500x. FM: Ferrita Massiva

Na primeira fotografia (Figura 4.20.a), observa-se uma ferrita mais grosseira do que no caso anterior, devido ao resfriamento mais lento causado pelo intenso esmerilhamento iniciado logo após a soldagem. É visível Ferrita Massiva (FM), resultante de taxas de resfriamento menores, conforme (KRAUSS 2005). O tamanho de grão ASTM também está grande. Conforme já comentado anteriormente, esta sexta condição de soldagem foi a que apresentou a ferrita mais grosseira no centro da solda, fato que justifica a menor dureza dentre todas as amostras.

A fotografia da região intermediária da ZAC (Figura 4.20.b) mostra também uma microestrutura menos refinada que nos outros casos.

5. CONCLUSÕES

Depois de realizados testes de naturezas distintas tentando avaliar o desempenho de juntas soldadas frente à trefilação, podemos concluir que:

- A ruptura de alguns corpos de prova a alguns milímetros (menos de 20 mm) da solda deve-se a uma possível redução no diâmetro do fio-máquina devido ao esmerilhamento, o que deixa a região menos resistente.

- Com base nos testes de tração e principalmente nos testes de dobramento, a quarta condição de soldagem (corrente baixa e distância baixa) apresenta o pior desempenho, rompendo com apenas alguns graus de sollicitação no ensaio de dobramento, enquanto que outras condições (segunda e terceira condição de soldagem) romperam com um ângulo de dobramento maior e outras (primeira, quinta e sexta condição de soldagem) não chegaram a romper. O teste de dobramento dá uma indicação da quantidade de deformação suportada pela solda.

- Avaliar o desempenho de juntas soldadas através de ensaios de tração não é o melhor método, uma vez que a região da solda fica com uma dureza elevada e, assim, os testes acabam sendo interrompidos por fraturas em outras regiões do corpo de prova;

- O aquecimento lento da solda é o fator que mais prejudica a qualidade da mesma. A distância inicial entre os mordentes e, conseqüentemente, o tamanho da rebarba também tem influência na qualidade, sendo a distância maior mais favorável ao processo.

- A solda produz zonas afetadas pelo calor que possuem dureza mais elevada que o metal base e exatamente no centro da junta acontece um decréscimo relativo de dureza.

- O decréscimo de dureza no centro da solda pode ser justificado pelo aumento do tamanho de grão ASTM que aumenta de 8 para 4.

- A sexta condição de soldagem (com esmerilhamento agressivo) produziu perfis de durezas mais baixas por ter sofrido um resfriamento mais lento, resultando em microestruturas mais grosseiras.

- As microestruturas produzidas pela solda são predominantemente Ferritas de Widmanstätten, que são características de aços com baixo teor de carbono que experimentam um resfriamento relativamente rápido, após serem expostas a temperaturas muito altas.

- Apesar de não se ter avaliado, os resultados apresentam indícios de que o fator determinante para a ruptura das soldas seja o acabamento produzido pela operação de esmerilhamento, que varia de operador para operador e pode apresentar concentradores de tensão.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Analisar a microestrutura da solda próximo à superfície, buscando identificar fases mais duras do que as presentes no núcleo.

Criar um método para realizar ensaios de impacto, objetivando mensurar a tenacidade das juntas soldadas.

Realizar experimentos variando a força entre os contatos (pressão do cabeçote), pois assim se teria juntas soldadas a temperaturas diferentes.

Estudar uma espécie de esmerilhamento automático que não produza concentradores de tensões.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDRADE, M.L.; CUNHA, L.M.; GANDRA, G. A ascensão das Mini-Mills no Cenário Siderúrgico Mundial – BNDES Setorial, Rio de Janeiro, nº 12 pag 51 – 76, set 2000.

ARAÚJO, L.A. Manual de Siderurgia, Vol 1 – produção. Editora Arte & Ciência, São Paulo, 1997.

BHADESHIA H. K. D. H.; Bainite in Steels – Transformations, Microstructure and Properties – University of Cambridge; Second Edition 2001, pag 1-24.

CETLIN, P. R., Apostila sobre Tecnologia da Trefilação de Arames de Aço, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, Belo Horizonte, 1982.

EDER, Alexandre Ernesto. Influência do Teor de Nitrogênio na Trefilação de Aço equivalente ao ABNT 1013. 2006

HAUSSMANN, Bernardo, Otimização de um sistema de troca de ferramentas de uma trefila, Departamento de Engenharia Mecânica da UFRGS, Porto Alegre, 2010.

KRAUSS, George. Steels – Processing, Structure and Performance. Pag 101-116, 181-195. 2005.

KWIETNIEWSKI, C. E. F.; KISS, F. J. Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos. Pag 90-189, 2009.

LEONEROS, A.; FAGUNDES, G.; TEICHMANN, L.; REGULY, A.; Caracterização de Defeitos Superficiais Tipo Escama em Barras Trefiladas. 43º Seminário de Laminação da ABM, 2006.

MACHADO, Iván Guerra. Soldagem e Técnicas Conexas. Editado pelo próprio autor 1996.

MENEZES, G. A.; TORRES, I. V. Defeitos Superficiais em Fio-Máquina de Aço Carbono e suas Consequências. XXXV Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, pag 543-558, 1980.

MEYETTE, C. L.; ELIOTT, V. E. A Method for Determining the Origin of Surface Defects in Rolled Steel Products. Transactions of the AIME, v. 176, pag – 201-218, 1948.

WRIGHT, R. Tips from Wiredrawing 101SM. Wire and Cable Technology International, p. 128, Mar 2002 a.

WRIGHT, R. Tips from Wiredrawing 101SM. Wire and Cable Technology International, p. 94, May 2002 b.

WRIGHT, R. Tips from Wiredrawing 101SM. Wire and Cable Technology International, p. 63, Jan 2002 c.

<http://www.diametro-feiras.com.br/portugues/menu/diamantepolicristalino.htm>
(ACESSADO EM 25/05/2011)

http://www.multfeiras.com.br/mostra_produto.php?id=84
(ACESSADO EM 05/06/2011)