

Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

Bruno Belchior de Castro

Falhas em aços alto carbono devido a danos de corte por plasma e laser

São Paulo

2019

Bruno Belchior de Castro

Falhas em aços alto carbono devido a danos de corte por plasma e laser

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para obtenção do título de Bacharel em
Engenharia de Materiais.

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo.

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Franco de
Monlevade

São Paulo

2019

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Catálogo-na-publicação

Castro, Bruno

Falhas em aços alto carbono devido a danos de corte por plasma e laser /
B. Castro -- São Paulo, 2019.
62 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São
Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Análise de Falhas 2.Aços Carbono 3.Corte Plasma I.Universidade de
São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e
de Materiais II.t.

Agradecimentos

À minha família pela paciência e por todo o apoio ao longo destes seis anos de graduação.

À Clarissa Alves Barreto da Rocha por toda a companhia ao longo deste ano e pela motivação para concluir este trabalho.

Aos meus amigos Luiz Gonzaga Lopes Junior, Jose Carlos Augusto Junior, Gabriel Poplawski Ciasca, Fábio Waisemberg Dicezare, Isabella Esparre Duchêne e Isabela Fernandes Dantas Vasconcellos por toda a força nos momentos mais difíceis destes últimos anos.

Ao Centro Moraes Rêgo (CMR) e todos os amigos e colegas que ali frequentam.

Ao Jonathan Paulino Ferreira Alves por toda a ajuda e disponibilidade na realização dos experimentos deste trabalho.

Resumo

Nesta dissertação foram realizadas duas análises de peças confeccionadas em aço carbono: uma análise de falhas em uma mola prato trincada, confeccionada em aço SAE 1075, cortada a plasma, usinada, temperada e revenida e uma análise microestrutural de uma chapa em aço carbono SAE 1080, cortada a plasma. Por meio da observação em microscópio óptico de ambas as amostras, seguida da comparação dos resultados obtidos com dois estudos de caso, foi possível determinar os efeitos do processo de corte plasma na microestrutura dos aços carbono estudados, permitindo relacionar a falha observada à formação de martensita não revenida gerada após o corte plasma. A ausência de amostras dos processos de produção intermediários da mola prato impossibilitou determinar, com exatidão, a causa raiz da falha observada, mas, devido à natureza frágil da martensita não revenida, o método de usinagem é visto como o processo com maior probabilidade de ocorrência de trincas.

Afim de minimizar a ocorrência da formação de martensita não revenida, foram propostas duas alterações no processo de corte plasma: o aumento da velocidade de corte e a diminuição da corrente elétrica aplicada ao processo.

Palavras Chave: Análise de falhas. Corte plasma. Aços Carbono

Abstract

In this dissertation, two analyses of carbon steel parts were performed: a failure analysis of a cracked disc spring made of SAE 1075 steel, plasma cut, machined, quenched and tempered followed by a microstructural analysis of a plasma cut SAE 1080 carbon steel plate. By observing both samples under an optical microscope and comparing the obtained results with two case studies, it was possible to determine the effects of the plasma cutting process on the microstructure of both samples, which allowed link the observed crack to the presence of untempered martensite formed after the plasma cutting process. However, the absence of samples from the intermediate production processes of the disc spring made it impossible to accurately determine the root cause of the observed failure, but due to the fragile nature of the untempered martensite, the machining is thought to be the production process with highest probability of occurrence of cracks.

In order to minimize the occurrence of untempered martensite formation, two changes were proposed in the plasma cutting process: the increase of the cutting speed and the decrease of the electric current applied to the process.

Key Words: Failure Analysis. Plasma Cutting. Carbon Steel

1	INTRODUÇÃO	12
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1	MOLA PRATO	14
2.2	AÇOS ALTO-CARBONO.....	14
2.3	TÊMPERA	15
2.3.1	Transformação Martensítica	16
2.3.2	Morfologia da Martensita	17
2.3.3	Trincas após a têmpera	20
2.4	REVENIMENTO	21
2.4.1	Fragilização por revenido.....	22
2.5	PROCESSOS DE CORTE	22
2.5.1	Corte Plasma	22
2.5.2	Corte Laser	27
2.5.3	Estudo de Caso 1:Aços de alta resistência	31
2.5.4	Estudo de Caso 2: Serra de descaroçadora de algodão	36
3	ANÁLISE EXPERIMENTAL.....	41
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	44
4.1.1	Amostra 1 – Chapa de aço	44
4.1.2	Amostra 2 – Mola.....	51
5	CONCLUSÕES	60
6	BIBLIOGRAFIA	62

Índice de Ilustrações

FIGURA 1 - ESQUEMA DAS ETAPAS PARA OBTENÇÃO DA FORMA FINAL DO DISCO (MORETÃO, 2019)	14
FIGURA 2 – ESTUDO DA VARIAÇÃO DA TEMPERATURA DE MARTENSITE START (M_s) EM FUNÇÃO DO TEOR DE CARBONO DE AÇOS (ASM INTERNATIONAL, 2010 APUD KRAUSS 1990)	17
FIGURA 3 - MICROESTRUTURA EXEMPLIFICANDO A MARTENSITA EM RIPAS, INDICADA PELA REGIÃO ESCURA (HUALLPA, 2011).	18
FIGURA 4 - MICROESTRUTURA RICA EM MARTENSITA LENTICULAR OU EM PLACAS. A REGIÃO ESCURA, EM FORMATO SEMELHANTE À AGULHAS É A MARTENSITA LENTICULAR ENQUANTO AS REGIÕES BRANCAS CORRESPONDEM A AUSTENITA RETIDA (CALLISTER JR., 2008).	19
FIGURA 5 - MICROESTRUTURA COMPOSTA POR MARTENSITA EM PLACAS EM UM AÇO 4340 TEMPERADO A 940°C E REVENIDO A 350°C (ASM INTERNATIONAL, 2005)	19
FIGURA 6 - ESQUEMA DE UMA TOCHA PARA CORTE PLASMA (YOUSSEF; EL-HOFY, 2010)	23
FIGURA 7 - REPRESENTAÇÃO DO FENÔMENO DE DEFLEXÃO DO PLASMA. A REGIÃO DESTACADA REPRESENTA O MATERIAL QUE SERÁ REMOVIDO PELO CORTE (NEMCHINSKY; SEVERANCE, 2009)	26
FIGURA 8 - ESQUEMA DE UMA "TOCHA" DE CORTE LASER. AS REGIÕES (1), (2) E (3) REPRESENTAM, RESPECTIVAMENTE, O ESPELHO TOTALMENTE REFLEXIVO, O ESPELHO PARCIALMENTE REFLEXIVO (QUE COMPÕEM O RESSONADOR) E A LENTE FOCAL (YOUSSEF; EL-HOFY, 2010).....	28
FIGURA 9 - VELOCIDADE E ESPESSURA DE CORTE DE UM LASER COM MEIO ATIVO DE CO ₂ EM FUNÇÃO DA POTÊNCIA DO FEIXE (ASM INTERNATIONAL, 2006).	30
FIGURA 10 - OCORRÊNCIA DA ZAC NO ARMOX 600 APÓS CORTE LASER (BARÉNYI, 2016).....	33
FIGURA 11 - AGULHAS DE MARTENSITA NA PERIFERIA DA ZAC APÓS CORTE LASER (BARÉNYI, 2016)	34

FIGURA 12 - ZAC OBSERVADA APÓS O CORTE PLASMA. A REGIÃO INDICADA REPRESENTA A CAMADA DE ÓXIDO EXISTENTE (BARÉNYI, 2016)	35
FIGURA 13 - APROXIMAÇÃO DA REGIÃO EXTERNA DA ZAC, ONDE É POSSÍVEL OBSERVAR A CAMADA DE ÓXIDO E AS AGULHAS DE MARTENSITA (BARÉNYI, 2016)	36
FIGURA 14 – FOTOGRAFIA DA AMOSTRA ENVIADA PARA ANÁLISE. TODAS AS FALHAS OCORRERAM NA MESMA POSIÇÃO, NOS TRÊS CASOS VISÍVEIS (MONLEVADE ET AL., 2013).....	37
FIGURA 15 – MICROGRAFIA DA REGIÃO FRATURADA NA FIGURA 16 (MONLEVADE ET AL., 2013)	38
FIGURA 16 - MICROGRAFIA DO DENTE FRATURADO (MONLEVADE ET AL., 2013)	38
FIGURA 17 - MICROGRAFIA DA NOVA AMOSTRA. OBSERVA-SE QUE A CAMADA DE MARTENSITA NÃO-REVENIDA TAMBÉM ESTÁ PRESENTE (MONLEVADE ET AL., 2013)	39
FIGURA 18 - FOTOGRAFIA DA AMOSTRA FORNECIDA PELO FABRICANTE DA CHAPA DE AÇO. AS REGIÕES "A" E "B" INDICADAS FORAM AS FACES ESCOLHIDAS PARA A ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	41
FIGURA 19 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA. AS AMOSTRAS DA ESQUERDA E DA DIREITA SÃO REFERENTES, RESPECTIVAMENTE, ÀS REGIÕES "A" E "B" INDICADAS NA FIGURA 7.	42
FIGURA 20 – FOTOGRAFIA DA MOLA ENVIADA. A TRINCA PODE SER OBSERVADA NA REGIÃO DESTACADA EM VERMELHO. O DESTAQUE EM AMARELO, POR SUA VEZ, INDICA A REGIÃO DA QUAL FOI RETIRADO O MATERIAL PARA O CORPO DE PROVA PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA.	43
FIGURA 21 - MICROESTRUTURA DA REGIÃO CENTRAL DA FACE DE CORTE DO CORPO DE PROVA A. AUMENTO DE 200X E ATAQUE REALIZADO COM NITAL 2%.	44

FIGURA 22 - REGIÃO DE FRONTEIRA ENTRE A PEÇA E A BAQUELITE DO CORPO DE PROVA A. AUMENTO DE 200X E ATAQUE REALIZADO COM NITAL 2%.	46
FIGURA 23 - REGIÃO CENTRAL DO CORPO DE PROVA B. AUMENTO DE 200X E ATAQUE COM NITAL 2%.	47
FIGURA 24 - FOTOGRAFIA DA FRONTEIRA ENTRE A PEÇA E A BAQUELITE DO CORPO DE PROVA B. AUMENTO DE 50X E ATAQUE COM NITAL 2%.	48
FIGURA 25 - MICROGRAFIA DE OUTRA REGIÃO DE FRONTEIRA DO CORPO DE PROVA B, ONDE OBSERVA-SE A FORMAÇÃO DA MESMA FAIXA DE COLORAÇÃO AMARELA. AUMENTO DE 50X E ATAQUE COM NITAL 2%.	49
FIGURA 26 - APROXIMAÇÃO DA FIGURA 25. NESSA OBSERVA-SE UMA FAIXA DE COLORAÇÃO AINDA MAIS CLARA NA BORDA DA ZAC. AUMENTO DE 200X E ATAQUE COM NITAL 2%.....	50
FIGURA 27 - MICROGRAFIA DA SUPOSTA CAMADA DE ÓXIDOS OBSERVADA NA FIGURA 26. AUMENTO DE 1000X E ATAQUE COM NITAL 2%	50
FIGURA 28 - FOTOGRAFIA DA TRINCA DA AMOSTRA 2. É POSSÍVEL OBSERVAR, NAS REGIÕES DESTACADAS, DOIS FOCOS DE OXIDAÇÃO	52
FIGURA 29 - FOTOGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA MOLA. É POSSÍVEL OBSERVAR A TRINCA NA REGIÃO DESTACADA.....	53
FIGURA 30 - FOTOGRAFIA DO DIÂMETRO EXTERNO DA MOLA, ONDE É POSSÍVEL VER A PROPAGAÇÃO DA TRINCA OBSERVADA NA FIGURA ANTERIOR.	53
FIGURA 31 – FOTOGRAFIA DA FRONTEIRA ENTRE A BAQUELITE E A TRINCA. AUMENTO DE 100X E ATAQUE COM NITAL 2%	54
FIGURA 32 - MICROGRAFIA DA REGIÃO FINAL DA TRINCA. AUMENTO DE 200X E ATAQUE COM NITAL 2%	55
FIGURA 33 - MICROGRAFIA DA REGIÃO CENTRAL DO CORPO DE PROVA. AUMENTO DE 500X E ATAQUE COM NITAL 2%.....	55

FIGURA 34 - MICROGRAFIA DE UMA REGIÃO ADJACENTE À TRINCA. AUMENTO DE 1000X E ATAQUE COM NITAL 2%.....	56
FIGURA 35 - FOTOGRAFIA DA FRONTEIRA ENTRE A BAQUELITE E A TRINCA. AUMENTO DE 200X E ATAQUE COM NITAL 2%	57

Índice de Tabelas

TABELA 1 - COMPOSIÇÃO DO ARMOX 600 (BARÉNYI, 2016)	32
TABELA 2 - PARÂMETROS PARA O CORTE LASER DO ARMOX 600	32
TABELA 3 - PARÂMETROS DO CORTE PLASMA DO ARMOX 600	32

1 Introdução

Molas são caracterizadas como todo e qualquer elemento de máquina capaz de armazenar e liberar energia mecânica sem sofrer deformações plásticas durante este processo, ou seja, são elementos que atuam dentro da sua zona elástica, de acordo com a Lei de Hook.

Existem dois tipos principais de molas: as molas planas e as helicoidais. Molas helicoidais são subdivididas entre molas de tração, compressão e torção e apresentam grande utilidade em sistemas de amortecimento automotivo. Estas costumam ser fabricadas a partir de barras ou fios de aço. Molas planas, por sua vez, são divididas em molas simples, prato, feixe de molas ou espiral e apresentam grande utilidade no meio industrial uma vez que são mais recomendadas para situações que envolvem grandes cargas estáticas.

As molas prato, como o caso da mola estudada neste trabalho, são muito utilizadas no meio industrial em situações onde existe a aplicação de grandes esforços estáticos devido à sua capacidade de suportar grandes esforços com molas com pequenas dimensões e com pequenas distorções, contribuindo para o aumento da sua vida útil frente a outros tipos de molas.

De maneira geral, estas molas são produzidas a partir dos chamados aços mola. Estes são caracterizados por um teor de carbono variando entre 0.5% e 1.2% e apresentam propriedades mecânicas como elevados limites de resistência, baixo módulo de elasticidade, alto limite de fadiga e elevada resistência ao choque (CHIAVERINI, 2005). Contudo algumas aplicações podem necessitar de propriedades mecânicas superiores àquelas fornecidas pelos aços carbono comuns. Dessa forma, aços-liga como o Cr-V, Si-Mn e Cr-Ni são muito utilizados como matéria-prima para estas molas

O seu processo de produção, por sua vez, envolve o corte da chapa do aço escolhido com as dimensões desejadas, seguido de um processo de estampagem (podendo ser a quente ou a frio, dependendo das propriedades buscadas) e, por fim, de processos de endurecimento e alívio de tensões como a têmpera e o revenimento.

As dimensões desejadas podem ser alcançadas por diversos métodos de corte comuns na indústria, dentre eles é possível citar o corte por estampagem, corte por jato d'água, laser ou plasma, sendo que o fator decisivo será a espessura da chapa. Porém também são levados em consideração fatores como a velocidade do processo, acabamento superficial, possíveis efeitos nas propriedades do aço, entre outros.

Este trabalho é uma continuação do Trabalho de Formatura “Análise de Falhas em Aços Alto Carbono” de autoria da aluna Marina Moretão (MORETÃO, 2019). Nele será feita a análise de uma mola prato confeccionada a partir de aço carbono SAE 1075 onde foi detectada uma trinca ao final do processo de revenimento, ou seja, a peça não entrou em operação. Esta amostra teve os seus diâmetros internos e externos produzidos por meio de corte plasma, sendo em seguida usinada para atingir a espessura desejada, estampada a quente para atingir a sua forma final e, por fim, temperada e revenida para, respectivamente, endurecer e aliviar tensões residuais do aço.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Mola Prato

Para este trabalho foi realizada a análise de uma mola prato de espessura de 10 mm, confeccionada a partir de aço SAE 1075 modificado com elevado teor de cromo. Em primeiro lugar, a chapa de aço foi submetida à um processo de corte plasma com o intuito de obter a forma final para a sua utilização. Por meio deste processo foram realizados dois cortes concêntricos na chapa de aço para obter a forma final do disco.

Em seguida, o disco resultante do processo de corte é submetido à um processo de usinagem, para um melhor acabamento superficial, e estampagem à quente para que seja alcançada a forma abaulada final da mola, conforme observado na Figura 1.

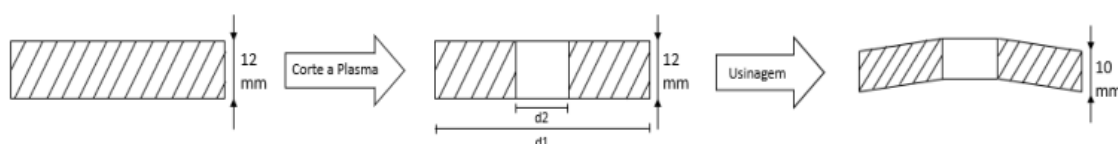


Figura 1 - Esquema das etapas para obtenção da forma final do disco (MORETÃO, 2019)

Para obter as propriedades mecânicas finais desejadas, o aço foi submetido à diversos processos de beneficiamento sendo que, inicialmente, o aço foi submetido ao tratamento térmico de têmpera e em seguida passou por um processo de revenimento.

2.2 Aços alto-carbono

Os aços considerados de alto teor de carbono são aqueles que apresentam teores de carbono entre 0,60 e 1,40%p, apresentando os maiores valores de dureza e resistência mecânica dentre o grupo dos aços carbono,

Tal classe de aço é e constantemente utilizada em conjunto de elementos de liga como Cromo, Vanádio, Tungstênio e Molibdênio, responsáveis pela

formação de carbetos como Cr_{23}C_6 , V_4C_3 e WC , para conferir maior dureza e resistência à abrasão.

Isso torna o aço apropriado para a confecção de ferramentas capazes de resistir a operações que possam gerar grande desgaste mecânico ou de estruturas, como molas, que devem ser capazes de suportar grandes cargas sem sofrer deformações plásticas ou mesmo romper devido a carga aplicada.

Para o aço SAE 1075, estudado neste trabalho, temos um teor de carbono de, aproximadamente, 0,75% com microestrutura composta, majoritariamente, por perlita, após passar por austenitização seguida de resfriamento lento.

2.3 Têmpera

O processo de têmpera consiste em um resfriamento rápido de um metal que se encontra aquecido acima da sua temperatura de austenitização, geralmente entre 815 e 870°C para aços, para temperaturas próximas à ambiente.

No caso de aços carbono, este processo é utilizado uma vez que ele permite a formação controlada de martensita, por meio da chamada Transformação Martensítica, uma fase metaestável caracterizada pela sua elevada dureza e fragilidade.

A qualidade de uma têmpera é diretamente relacionada com a taxa de remoção de calor do metal submetido ao processo, sendo que as suas propriedades finais dependem, também, da forma de como o processo foi realizado. Entre as principais formas de têmpera, é possível citar:

Têmpera direta: onde o resfriamento é feito a partir da temperatura de austenitização do material por meio da imersão direta do mesmo no fluido refrigerante. É o método mais utilizado na indústria.

Têmpera seletiva: utilizada quando não se deseja temperar uma peça por completo. Consiste em recobrir a área que não deverá ser afetada com um material isolante térmico de forma a diminuir a sua troca térmica com o meio refrigerante.

Têmpera por tempo: nesta variante do processo, a têmpera ocorre em duas ou mais taxas de resfriamento diferentes, onde a variação pode se dar por um aumento ou diminuição da mesma, dependendo das propriedades finais buscadas.

O metal é resfriado em um meio com alta troca térmica até atingir o ponto de início da transformação martensítica para, em seguida, ser transferido para um meio com menor taxa de resfriamento durante o período da transformação de fase.

Essa forma de têmpera é muito utilizada quando se deseja minimizar distorções nas dimensões da peça ou evitar a geração de grandes tensões residuais, para minimizar a ocorrência de trincas.

2.3.1 Transformação Martensítica

A transformação martensítica é um mecanismo de transformação de fase onde não ocorre a difusão de átomos de ferro ou de carbono, envolvendo apenas mecanismos de cisalhamento ou de movimento cooperativo de átomos, que ocorrem apenas quando os mecanismos de difusão da austenita podem ser desprezados (ou seja, em situações de resfriamento rápido).

Esse processo de mudança de microestrutura tem início na chamada temperatura M_s (*martensite start*) a partir da qual passam a surgir focos de nucleação e crescimento de cristais de martensita. Uma vez que o cristal atinge suas dimensões máximas, limitadas pela sua estrutura cristalina, ele atua como foco de nucleação de novos cristais.

A determinação de M_s , por sua vez, é extremamente dependente da composição química do metal utilizado. Sabe-se que a presença de elementos de liga resulta em uma queda de M_s mas o fato de maior influência é a concentração de carbono, conforme estudado por diversos autores.

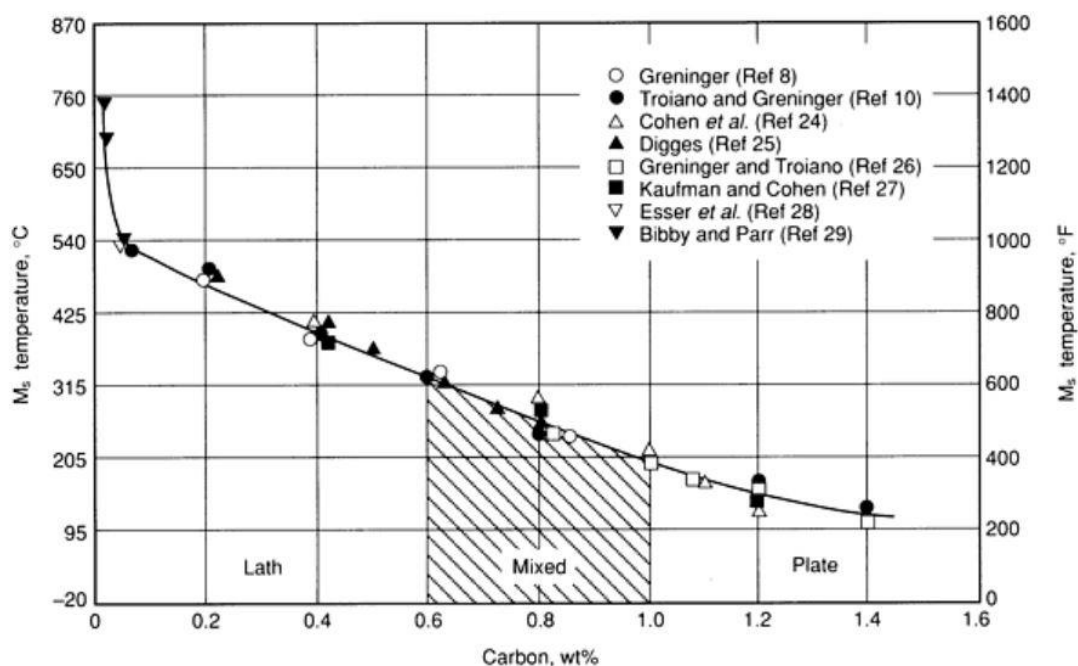


Figura 2 – Estudo da variação da temperatura de Martensite Start (M_s) em função do teor de carbono de aços (ASM INTERNATIONAL, 2010 apud KRAUSS 1990)

Essa queda da temperatura M_s é pouco desejada uma vez que, quando ocorre em intervalos de temperatura muito baixos, a produção de martensita é comprometida, resultando em altas concentrações de austenita retida na microestrutura.

Ao final do processo de têmpera, considerando que não tenham ocorrido problemas durante o processo, o material final apresentará elevada dureza, mas, também, elevada fragilidade. Como forma de reduzir a fragilidade da martensita as peças que foram temperadas passam por um segundo tratamento térmico, o revenimento, que auxilia, também, na redução de possíveis tensões residuais que o processo de têmpera possa ter causado.

2.3.2 Morfologia da Martensita

A martensita formada durante o processo de tempera pode apresentar duas morfologias diferentes, dependendo da concentração de carbono do aço e,

consequentemente, da temperatura M_s . Essas morfologias são denominadas como martensita em ripas e lenticular.

Para aços-carbono com concentração de, até, 0,6%C ocorre, preferencialmente, a formação da martensita em ripas. Essa morfologia é caracterizada por conter placas longas e finas (semelhantes a folhas de grama), alinhadas paralelamente.

Já em aços-carbono com teores de carbono superiores à 0,6% temos a formação, preferencial, da martensita lenticular. Essa morfologia é caracterizada por grãos de martensita com forma semelhante a agulhas ou, ainda, em forma de placas. A Figura 3 apresenta um exemplo de microestrutura em ripas enquanto a Figura 4 e Figura 5 apresentam microestruturas contendo martensita em placas.

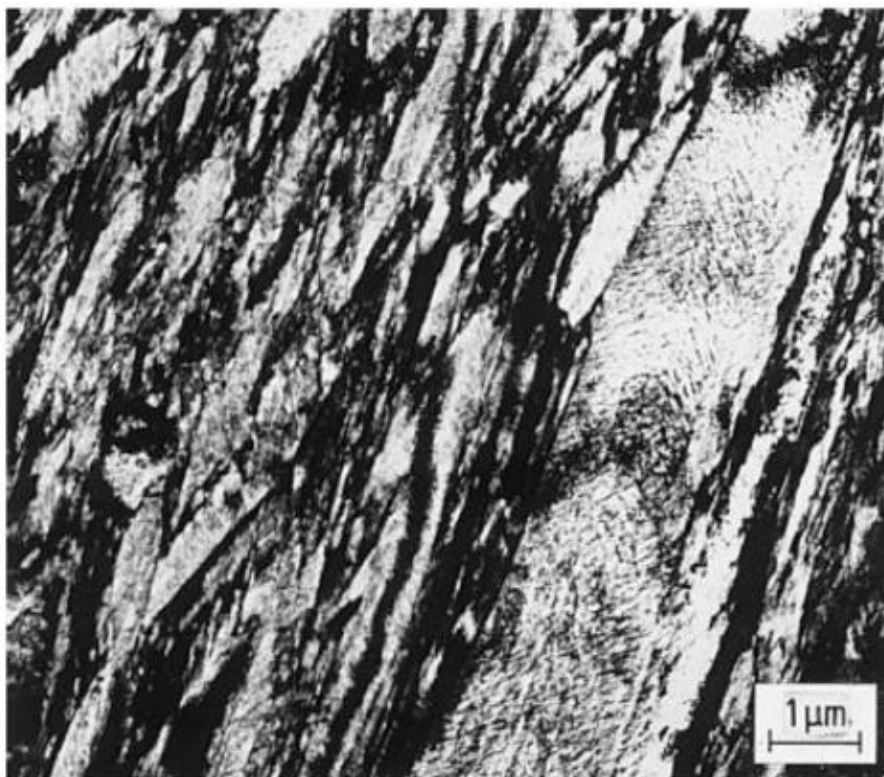


Figura 3 - Microestrutura exemplificando a martensita em ripas, indicada pela região escura (HUALLPA, 2011).



Figura 4 - Microestrutura rica em martensita lenticular ou em placas. A região escura, em formato semelhante à agulhas é a martensita lenticular enquanto as regiões brancas correspondem a austenita retida (CALLISTER JR., 2008).

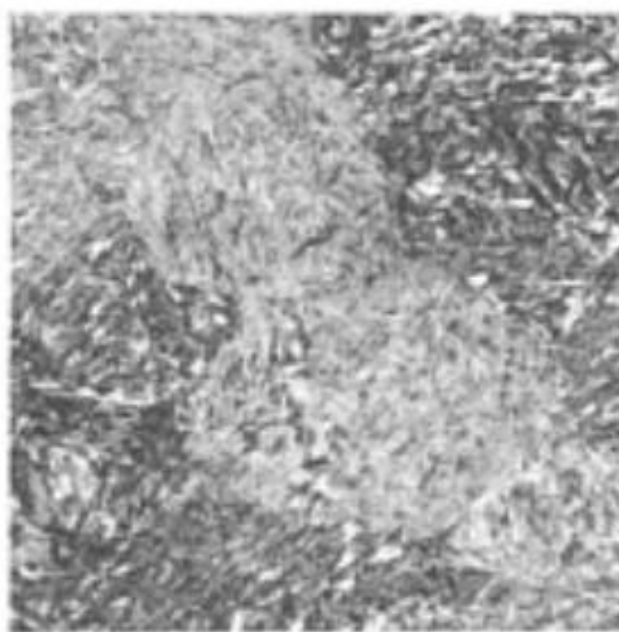


Figura 5 - Microestrutura composta por martensita em placas em um aço 4340 temperado a 940°C e revenido a 350°C (ASM INTERNATIONAL, 2005)

Vale destacar que não é possível garantir a ocorrência de uma única morfologia de martensita, independente da concentração de carbono. Apenas a predominância de uma ou de outra, como observado na Figura 2. Aços com a faixa de concentrações entre 0,6 e 1,0%C são caracterizados pela formação de ambas de forma considerável. Ainda assim, estas morfologias podem coexistir, em maior ou menor quantidade, nos demais intervalos.

2.3.3 *Trincas após a têmpera*

Por ser um processo que promove grandes alterações na microestrutura do aço, a têmpera, quando mal realizada, pode levar a formação de trincas ao longo da peça. Existem duas condições que podem ocorrer ao longo do processo de aquecimento de uma peça metálica para a preparação do processo de têmpera: o superaquecimento e a queima da peça.

O superaquecimento ocorre quando aços são preaquecidos a temperaturas próximas ou superiores a 1200°C, onde ocorre a dissolução de MnS na austenita presente (ASM INTERNATIONAL, 2010). Quando a mesma é resfriada, pode ocorrer a reprecipitação destes sulfetos ao longo dos contornos de grão da austenita que pode gerar regiões com menor energia de fratura, que acabam se tornando regiões preferenciais para a propagação de trincas na microestrutura do aço.

A queima do aço, por sua vez, ocorre em temperaturas superiores a 1400°C a partir da qual ocorre fusão nos contornos de grão (CG) da austenita, devido à segregação de fósforo (ASM INTERNATIONAL, 2010). Durante o resfriamento do aço acontece a formação de sulfetos dendríticos no interior do CG e a subsequente transformação da austenita em ferrita. A presença destes sulfetos resulta em regiões de contorno de grão extremamente frágeis e tornam os tratamentos térmicos futuros ineficientes para promover melhorias na resistência do material.

Ambas situações apresentam o complicador de que seus efeitos só são percebidos após a realização de tratamentos térmicos posteriores na peça. Isso torna de extrema importância a determinação adequada da temperatura de

austenitização que será a qual a peça será submetida tendo em mente que, quanto maior a temperatura utilizada, maiores as chances da ocorrência de trincas pelo processo de têmpera (ŠOLIĆ; PODGORNIK; LESKOVŠEK, 2018).

2.4 Revenimento

O revenimento é um tratamento térmico aplicado após processos de têmpera, que consiste no aquecimento do metal à uma temperatura abaixo da sua temperatura eutetóide que é, em seguida, resfriado a taxas que sejam compatíveis com a microestrutura final desejada.

É um processo que visa aumentar a ductilidade e a tenacidade do material, mas que, também, apresenta uma grande importância no alívio de eventuais tensões residuais geradas durante tratamentos anteriores.

O revenimento é realizado em temperaturas que variam entre 250 e 650°C, intervalo que é suficiente para dar início aos processos de difusão responsáveis pela transformação da martensita formada durante o processo de têmpera na chamada Martensita Revenida, uma microestrutura composta por uma matriz contínua de ferrita com partículas de cementita dispersas.

Essa disposição permite que a martensita revenida apresente dureza e resistência mecânica, mas maior ductilidade e tenacidade que a martensita não revenida. Isso ocorre devido à interface entre a matriz de ferrita (muito dúctil) e as partículas de cementita (muito dura), que atua como um reforço da microestrutura formada, em especial, nas áreas de contorno de grão.

Vale a pena mencionar que este processo é extremamente dependente da temperatura de aquecimento utilizada e do tempo de tratamento adotado. A transformação da martensita para martensita revenida depende do processo de difusão do carbono sendo que este influencia no crescimento das partículas de cementita no interior da fase de ferrita. Uma vez que a difusão do carbono é facilitada em altas temperaturas, caso a peça seja submetida a temperaturas próximas da temperatura eutetóide por grandes períodos de tempo, é possível ocorrer um crescimento indesejado das partículas de cementita, o que pode acarretar em uma microestrutura mais dúctil do que o desejado. Isso ocorre pois,

como o aumento de tamanho da cementita, ocorre uma diminuição na área de contato entre ela e a matriz de ferrita, reduzindo o efeito de reforço da cementita na microestrutura.

Contudo o processo de revenimento também pode apresentar consequências indesejadas, quando executado em baixas temperaturas ou em baixos intervalos de temperatura, dependendo da liga metálica utilizada, resultando em uma estrutura com baixa tenacidade. Esse efeito é conhecido por Fragilização por Revenido.

2.4.1 Fragilização por revenido

A fragilização por revenido é um processo que ocorre em aços-carbono e aços baixa liga quando revenidos lentamente por volta de 575°C ou por longos períodos de tempo entre 375 e 573°C. Ao contrário do que se espera em um processo de revenimento, nessas condições, é possível observar uma queda na tenacidade através do ensaio Charpy.

Foi observado que aços que sofrem fraturas relacionadas à fragilização por revenido apresentaram o início da mesma em regiões de contorno de grão da austenita precursora, onde foram encontradas partículas precipitadas que continham elementos como Arsênio, Antimônio, Manganês e Cromo.

Os aços fragilizados por revenido podem ser recuperados por meio da de-fragilização do mesmo, que consiste em aquecer o aço à 575°C por alguns minutos, seguido por um rápido resfriamento.

2.5 Processos de Corte

2.5.1 Corte Plasma

Desenvolvido na década de 1950, como uma alternativa aos métodos de corte com base em tochas, o corte a plasma é baseado no princípio da ionização de gases. Quando um dado gás (oxigênio, ar ou outros, de acordo com a aplicação desejada) é aquecido a temperaturas da ordem de 2000°C suas moléculas são

denominada arco piloto, no interior da tocha, entre o eletrodo e o bocal. Essa descarga é suficiente para ionizar o gás presente tornando-o um meio condutor de eletricidade.

Esse plasma, ao sair em direção a peça, cria um caminho de baixa resistência elétrica pela qual o arco piloto pode ser conduzido. Ao entrar em contato com a peça, existe a formação do “arco transferido” entre a peça e o eletrodo, sendo este o responsável pela transferência de calor responsável pelo corte da peça.

O aquecimento do metal ocorre por meio de três mecanismos que ocorrem simultaneamente: o calor gerado pelo curto circuito entre o eletrodo e a peça, pelo fluxo de plasma em alta temperatura produzido pelo bocal da tocha e pelo efeito da recombinação entre elétrons e íons, na superfície de corte.

Este último processo gera novos átomos que, por sua vez, se agrupam em novas moléculas. Essa recombinação é capaz de alcançar temperaturas entre 20.000 e 30.000°C por meio da energia liberada da formação de novos átomos e moléculas, que, em conjunto com o arco elétrico e o fluxo de plasma, são suficientes para fundir ou mesmo vaporizar alguns dos materiais que serão submetidos ao corte plasma.

Após a fusão do material da região desejada, o mesmo deve ser removido de forma a garantir a qualidade final do corte. Para esta finalidade, e também para a criação de uma atmosfera protetora durante a passagem do arco elétrico, a tocha apresenta uma saída para gases secundários que fica localizada entre a ponta da tocha e a chapa de proteção da mesma. Por ela ocorre a passagem de um gás em alta pressão que irá remover tanto as impurezas e o material recém fundido da superfície da peça quando isolar o fluxo de plasma do restante do ambiente, evitando a contaminação do mesmo.

2.5.1.1 Parâmetros de processamento

O corte plasma é muito utilizado uma vez que permite o desenvolvimento de processos com elevada produtividade. Contudo é necessário ter um controle preciso dos seus parâmetros operacionais para garantir que o produto final tenha

boa qualidade tanto no seu acabamento quanto nas suas propriedades físicas e mecânicas. Dentre os principais fatores que influenciam o processo de corte plasma, temos:

Tipo de tocha: um dos fatores mais importantes para este processo é a escolha da tocha que será utilizada. Isso ocorre, pois, a escolha da tocha está associada com o diâmetro do bico por onde passará o plasma para o corte. Com diâmetros que podem variar entre 1 e 6.4 mm (ASM INTERNATIONAL, 2006), o tipo de bico determina o valor máximo de corrente que poderá ser empregado no corte. Maiores correntes implicam em uma maior temperatura do plasma.

A escolha da tocha também está relacionada com o tipo de material que será cortado. Caso exista a necessidade de se trabalhar com temperaturas muito elevadas a tocha deve ser compatível com métodos de resfriamento, seja por meio de canais localizadas ao redor do bico, para a passagem de água ou algum outro fluido refrigerante, ou ainda com um sistema secundário de passagem de gases para o resfriamento do sistema. Esse tipo de tocha também é utilizado quando se tem a necessidade de trabalhar com atmosferas controladas na zona de corte.

Escolha dos gases: o gás primário será aquele que passará pelo processo de ionização enquanto o secundário atuará como meio de proteção do plasma e da zona de corte. O principal parâmetro para a escolha do primário está baseado nos seus efeitos sobre o eletrodo utilizado e sobre a peça a ser cortada, uma vez que, teoricamente, qualquer gás pode ser utilizado para a produção do plasma.

Atualmente o gás mais utilizado é o ar comprimido uma vez que este apresenta êxito em cortar materiais como aços carbono, aços liga ou mesmo inoxidáveis até espessuras de, aproximadamente, 25mm (ASM INTERNATIONAL, 2006). Com o aumento da espessura outras combinações de gases começam a apresentar melhor rendimento. No caso de aços liga e inoxidáveis, a utilização de nitrogênio como gás primário em conjunto do CO₂ como gás de proteção é mais recomendada. O mesmo se repete para a combinação de plasma a base de uma mistura de argônio e nitrogênio, em conjunto de gás de proteção a base de nitrogênio, para o corte de chapas de alumínio.

Ambos os casos costumam ser utilizados em alta pressão e devem apresentar grau de pureza semelhante ou maior aos gases utilizados em tochas de soldagem para evitar a contaminação da peça.

Velocidade de corte: a taxa com a qual o material é alimentado para o corte é um parâmetro fundamental para o controle do rendimento do processo, da qualidade do corte e da manutenção das propriedades físicas e mecânicas do material.

De maneira geral deve-se garantir o corte completo do material dentro do menor intervalo de tempo possível para evitar o contato prolongado do material com o plasma, o que aumenta o risco de alterações microestruturais do metal. Contudo, o aumento da velocidade do corte aumenta o fenômeno da deflexão do plasma, como observado na Figura 7.

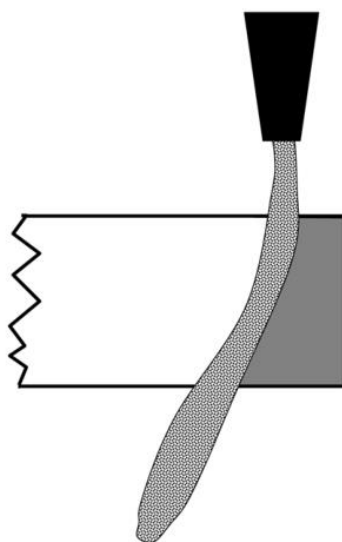


Figura 7 - Representação do fenômeno de deflexão do plasma. A região destacada representa o material que será removido pelo corte (NEMCHINSKY; SEVERANCE, 2009)

A deflexão do plasma leva à formação de um corte “em ângulo” da peça, gerando uma assimetria entre a superfície superior e inferior da peça, como visto na Figura 7. Dessa forma, a velocidade de corte da peça deverá ser determinada, então, com a finalidade de minimizar possíveis alterações na microestrutura do material e garantir com que o corte permaneça dentro dos parâmetros dimensionais necessários pelo projeto da peça.

2.5.2 Corte Laser

Equipamentos baseados em lasers apresentam grande versatilidade dentro do meio industrial devido à sua aplicabilidade em diversos processos, incluindo a soldagem, corte, tratamento superficial, usinagem, entre outros. Contudo, o seu uso para o processo de corte ainda é a sua aplicação mais comum.

Para aplicações de corte de aços e outras ligas metálicas o laser é extremamente vantajoso uma vez que o processo não apresenta contato com a peça a ser cortada, o que elimina o fator de desgasta da ferramenta, e permite a produção de peças com excelente acabamento superficial e com precisão de ± 0.025 mm (ASM INTERNATIONAL, 2006).

O seu princípio de funcionamento envolve três componentes: um meio ativo a ser excitado, uma fonte de energia para tal e um ressonador. A fonte de energia é a responsável por excitar os elétrons do meio para níveis energéticos superiores e, portanto, mais instáveis. Como uma forma de atingir o equilíbrio, estes elétrons liberam essa energia adicional na forma de fótons para retornar para níveis retornar para camadas eletrônicas mais estáveis.

A liberação destes fótons ocorre dentro do ressonador, que é composto por um par de espelhos, o primeiro 100% reflexivo e o segundo, geralmente, com 50% de reflexividade. Esse sistema de espelhos apresenta duas funções: concentrar a energia liberada na forma de um feixe paralelo de fótons e aumentar a emissão de novos fótons pelo meio. Esse aumento ocorre uma vez que, como parte da energia liberada pelo meio é mantida no interior do ressonador, ela atua em conjunto com a fonte energética para excitar os elétrons do meio e, consequentemente, liberar novos fótons.

A parcela de fótons que, por sua vez, não é refletida e passa pelo segundo espelho fica conhecida a partir desse ponto como o feixe de laser. Este, por si só, não apresenta a densidade energética para realizar o trabalho de corte do material. Para isso, ao deixar o ressonador, o feixe de laser passa por uma lente responsável concentrá-lo à uma distância desejada. Esse processo aumenta a densidade energética do feixe para níveis que podem alcançar até 10^7 W/mm no ponto focal da lente (YOUSSEF; EL-HOFY, 2010).

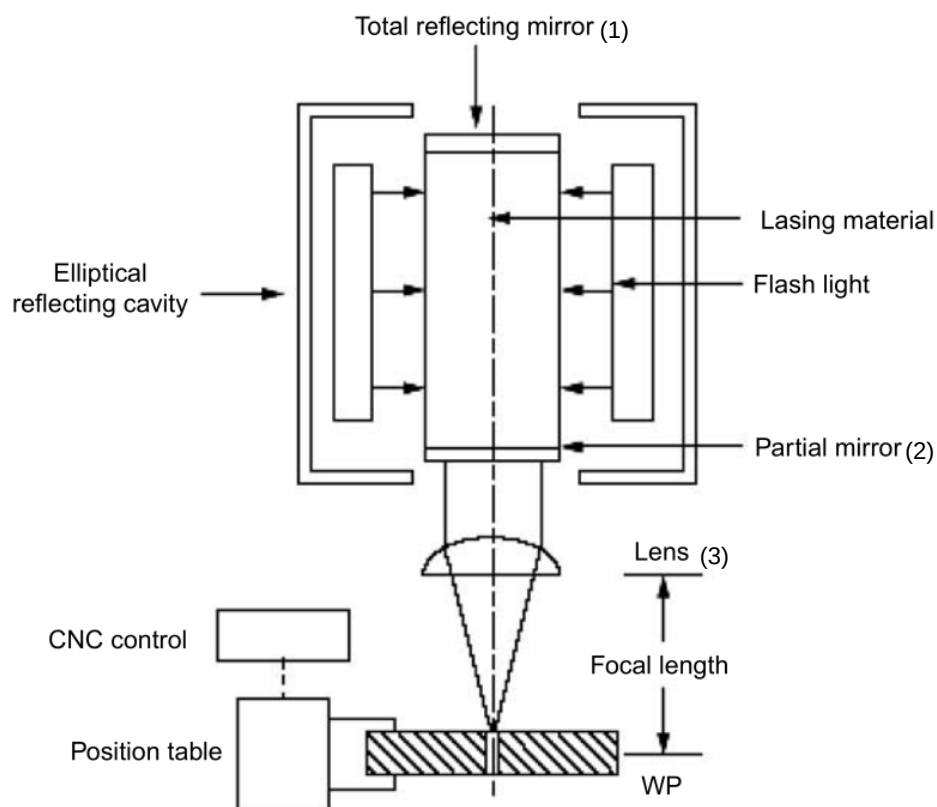


Figura 8 - Esquema de uma "tocha" de corte laser. As regiões (1), (2) e (3) representam, respectivamente, o espelho totalmente reflexivo, o espelho parcialmente reflexivo (que compõem o ressonador) e a lente focal (YOUSSEF; EL-HOFY, 2010).

Para aplicações de processamento de materiais existem dois meios ativos muito comuns na indústria: o meio a base de CO_2 e o de Nd:YAG (neodymium-doped yttrium aluminium garnet). O primeiro, uma mistura gasosa de CO_2 , N_2 e He, é o meio ativo mais utilizado uma vez que apresenta maior energia média no feixe de laser, permitindo cortes mais rápidos do que os realizados por um laser Nd:YAG. Este, um meio ativo sólido, permite a produção de peças com melhor acabamento superficial, pois pode ser utilizado para corte de ângulos nas chapas, e é capaz de cortar chapas com espessuras maiores do que as possíveis pelo eletrodo de CO_2 .

2.5.2.1 Parâmetros de processamento

Por se tratar de um método que emprega altas energias para realizar o corte de um material, os parâmetros operacionais do processo devem ser muito bem controlados para garantir um bom acabamento superficial da peça final, minimizar o tamanho de zonas termicamente afetadas nas regiões adjacentes ao corte e garantir uma velocidade operacional que torne o processo economicamente viável. Dentre os principais parâmetros operacionais, temos:

Qualidade do feixe: existem dois modos principais para a utilização do feixe laser: modo Gaussiano, ou TEM_{00} , e TEM_{01} (transverse excitation mode). O primeiro é o método mais recomendado para processos de corte pois, apresenta feixe com maior densidade energética e pode ser focado em uma região menor que a possível no modo TEM_{01} , que é recomendado para processos de endurecimento de superfície ou de perfuração de chapas. Esse fato é fundamental para o processo de corte pois não só minimiza o tamanho do corte como, também, minimiza o tamanho da zona afetada pelo calor (ZAC), uma vez que, por encontrar-se mais concentrada em uma região, diminui a transferência de energia do laser para a peça.

Alimentação de energia: o fornecimento de energia para o processo está diretamente relacionado com o rendimento do processo de corte, bem como a capacidade do feixe de cortar materiais com grandes espessuras. A Figura 9 mostra a velocidade de corte bem como a espessura de corte alcançada para lasers CO_2 com 600 e 1250W de potência. Nela poderemos observar que, com o aumento da potência do laser, é possível observar um aumento da espessura máxima que o laser consegue cortar e um aumento na velocidade de corte, para uma mesma espessura.

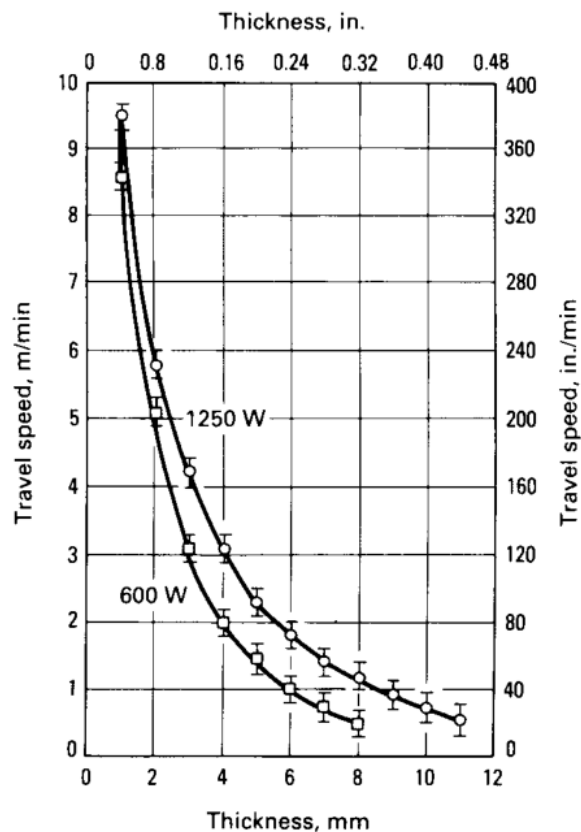


Figura 9 - Velocidade e espessura de corte de um laser com meio ativo de CO₂ em função da potência do feixe (ASM INTERNATIONAL, 2006).

Velocidade de corte: de maneira análoga ao processo de corte plasma, a taxa de corte do material está relacionada com o rendimento do processo e, também, com a qualidade final do corte. Geralmente os melhores cortes são alcançados em conjunto com a maior velocidade possível que consiga garantir o corte completo da peça. Caso esta seja maior do que o necessário pode ocorrer apenas um corte parcial da peça e, caso seja menor, podem ocorrer a queima da superfície de corte e o aumento da ZAC, ambos devido ao elevado tempo de contato entre a região e o feixe.

O design dos bocais de gás: de acordo com o material cortado pode ser recomendado, ou muitas vezes necessário, a utilização de um gás de apoio juntamente com o feixe de laser, que é adicionado no processo por meio de um bocal que é acoplado na saída da tocha.

O seu design é fundamental pois ele pode auxiliar na qualidade final do corte, uma vez que o fluxo de gás auxilia na remoção de particulados e de material

fundido durante o corte, e na preservação das propriedades do material, quando o gás utilizado tem como finalidade promover uma atmosfera controlada na superfície a ser cortada para, por exemplo, evitar a oxidação da superfície.

Um fator determinante para a efetividade do bocal é o dimensionamento da distância entre a sua saída e a superfície da peça. Quando implementado corretamente, gás de saída terá um regime laminar com alta vazão, garantindo a boa aplicação do gás no processo mas, quando a distância entre o bocal e a peça é maior do que o necessário o gás entrará em um regime turbulento, podendo causar problemas na dispersão do material fundido (comprometendo a qualidade do corte) ou ainda promovendo a contaminação da atmosfera de corte.

Lentes e o ponto focal: as lentes são responsáveis por aumentar a densidade energética do feixe, ao concentrá-lo em uma única região da peça. São classificadas de acordo com a sua distância focal (espaçamento entre a lente e o ponto onde o feixe é concentrado apresenta o menor tamanho possível). Outro fator que deve ser considerado para a escolha da lente é sua profundidade de campo, ou seja, a área do feixe concentrado que apresenta densidade energética suficiente para ser utilizada como meio de processamento de um material. Lentes com maior profundidade de campo apresentam maior distância focal e vice-versa.

O ponto focal (PF), como mencionado anteriormente, é o ponto de menor diâmetro possível onde o feixe de laser pode ser concentrado. É importante para o acabamento superficial e a precisão dimensional do corte, uma vez que ao longo do corte podem ocorrer pequenas mudanças de posição (PF) de forma que tais alterações precisam ser levadas em conta de acordo com as necessidades do projeto.

2.5.3 Estudo de Caso 1: Aços de alta resistência

Apesar de realizarem o corte de um material por meio de mecanismos diferentes, os cortes plasma e laser empregam elevadas temperaturas para fundir o material na área desejada. Mesmo quando extremamente controlados estes processos apenas minimizam a influência das altas temperaturas no metal

trabalhado de forma que alterações na sua microestrutura, por menores que sejam, acabam sendo inevitáveis.

Igor Barényi em seu trabalho *Microstructure Changes in Cut Face Obtained by Plasma and Laser Cutting of Selected High Strength Steels* comparou o efeito dos dois métodos sobre a ZAC de aços de alta resistência.

Dos três aços analisados, o ARMOX 600 é aquele que mais se aproxima da composição do SAE 1075 estudado neste trabalho. A Tabela 1 apresenta a sua composição enquanto as Tabelas Tabela 2 e Tabela 3 apresentam os parâmetros de operação dos processos de corte utilizados.

Tabela 1 - Composição do ARMOX 600 (BARÉNYI, 2016)

ARMOX 600	Chemical composition [wt. %]	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
		0.47	0.1-0.7	1.0	0.010	0.005	1.5	3.0	0.7	0.005
	Mechanical properties	Tensile strength R_m [MPa]		Yield strength $R_{p0.2}$ [MPa]		Toughness KCU [J]		Hardness [HBW]		Elongation A5 [%]
		2000		1500		12		570 - 640		7

Tabela 2 - Parâmetros para o Corte Laser do ARMOX 600

Thickness [mm]	Laser Output [W]	Frequency [Hz]	Cutting Speed [m.min ⁻¹]
8	1900	10000	2,9

Tabela 3 - Parâmetros do Corte Plasma do ARMOX 600

Thickness [mm]	Voltage [V]	Current [A]	Cutting Speed [m.min ⁻¹]	Plasma gas: O ₂
8	130	50	0.55	Supplementary gas: O ₂ / N ₂

Em todas as amostras cortadas houve a formação de ZAC, conforme o esperado, contudo esse efeito foi mais acentuado no ARMOX 600, com espessura variando entre 400 e 600 μm . Para o caso do corte laser foi possível observar a formação de agulhas de martensita na região mais externa da ZAC cuja ocorrência

diminuiu gradativamente, em uma estrutura de aparentemente bainítica, até a região de fronteira com o material de base.

Segundo o autor, essa transformação da microestrutura se dá pelo resfriamento rápido das regiões mais próximas à extremidade de corte. Essa troca de calor ocorre em um gradiente que decai à medida que nos distanciamos da borda da peça. A partir de uma determinada distância o resfriamento torna-se mais lento, permitindo a recristalização da microestrutura até que sua composição se torna a mesma do metal de base. A Figura 10 e Figura 11 mostram, respectivamente, espessura da ZAC e a ocorrência das agulhas de martensita.

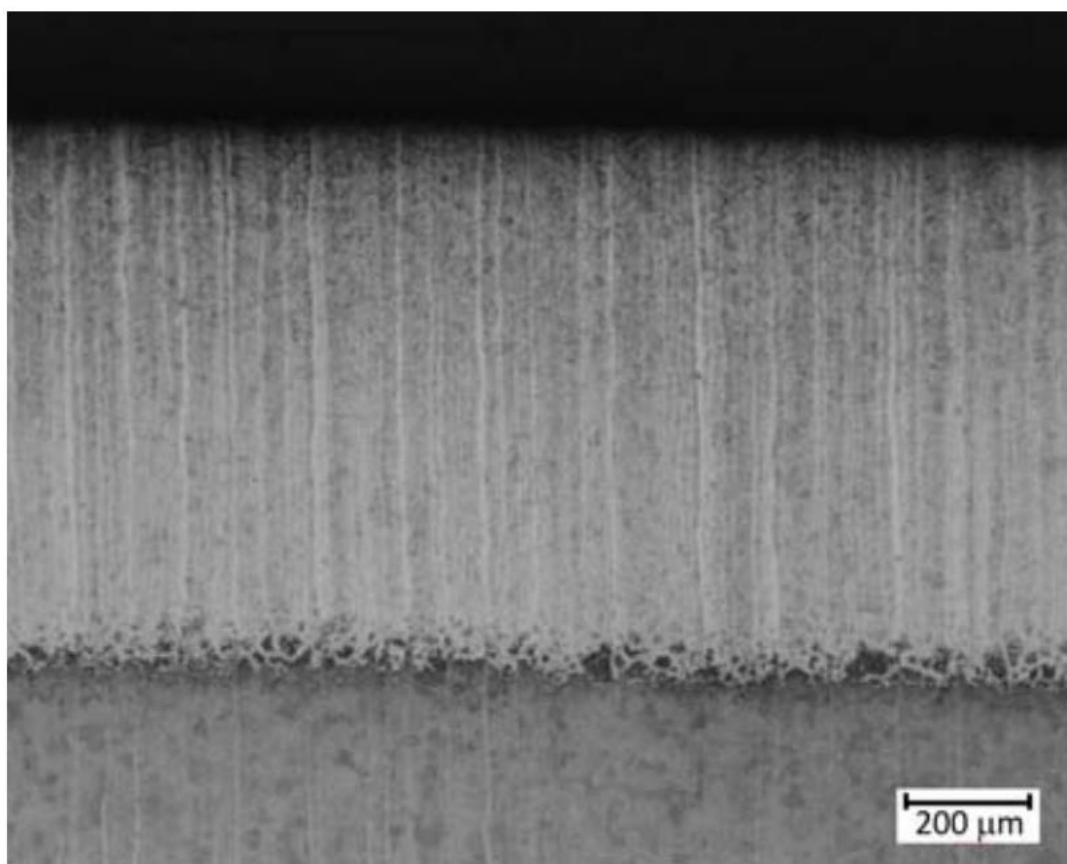


Figura 10 - Ocorrência da ZAC no ARMOX 600 após corte laser (BARÉNYI, 2016)

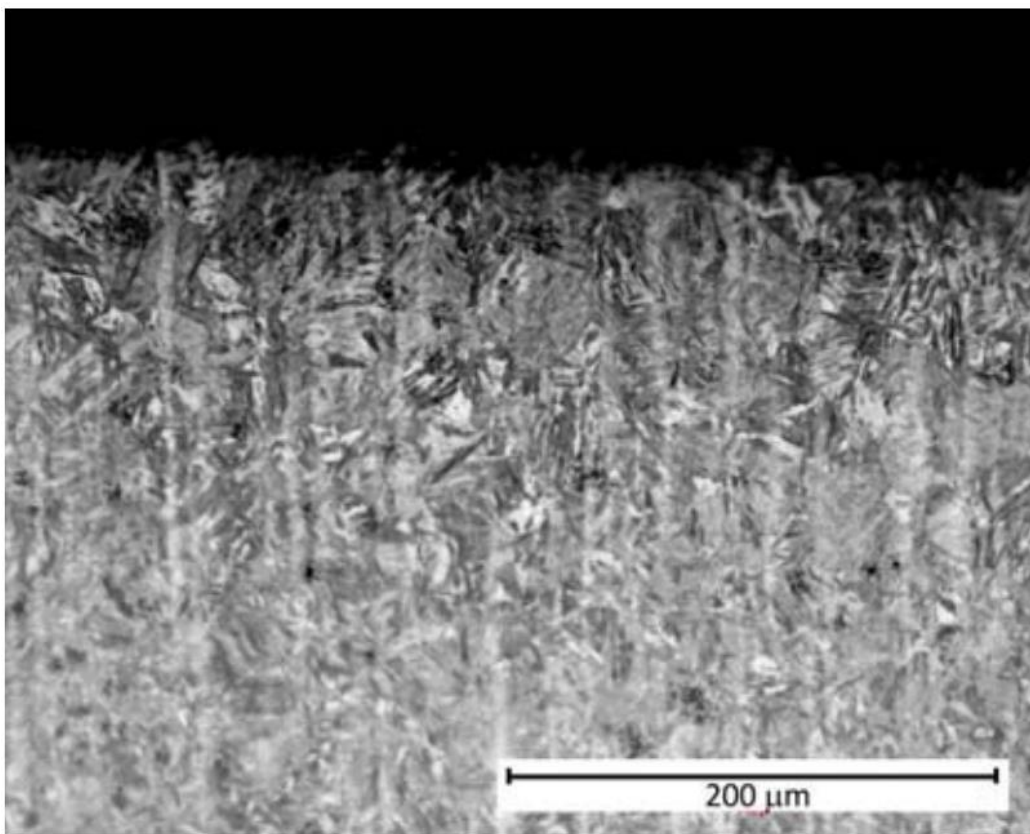


Figura 11 - Agulhas de martensita na periferia da ZAC após corte laser (BARÉNYI, 2016)

Dando continuidade, o autor repetiu o processo de corte pelo método plasma. De maneira semelhante ao processo anterior, houve a formação da ZAC em todas as amostras sendo que o ARMOX 600, mais uma vez, teve o efeito mais acentuado. Contudo, quando comparado com o método laser, a ZAC neste caso foi maior, com espessura variando entre 800 e 900 μm . A Figura 12 mostra a região afetada após o corte.

É possível observar que é visualmente muito semelhante à região formada após o método laser, com uma pequena diferença: a existência de uma camada branca na região mais externa da amostra (destacada na Figura 12). Segundo o autor ela é composta por óxidos e não estava presente nas amostras do corte laser.

Abaixo desta camada foi possível observar, mais uma vez, a existência de agulhas de martensita, com tamanho maior do que as encontradas na primeira amostra, possivelmente devido as maiores temperaturas alcançadas no corte

plasma. A Figura 13 apresenta com maior detalhe a camada de óxido observada bem como as agulhas de martensita.

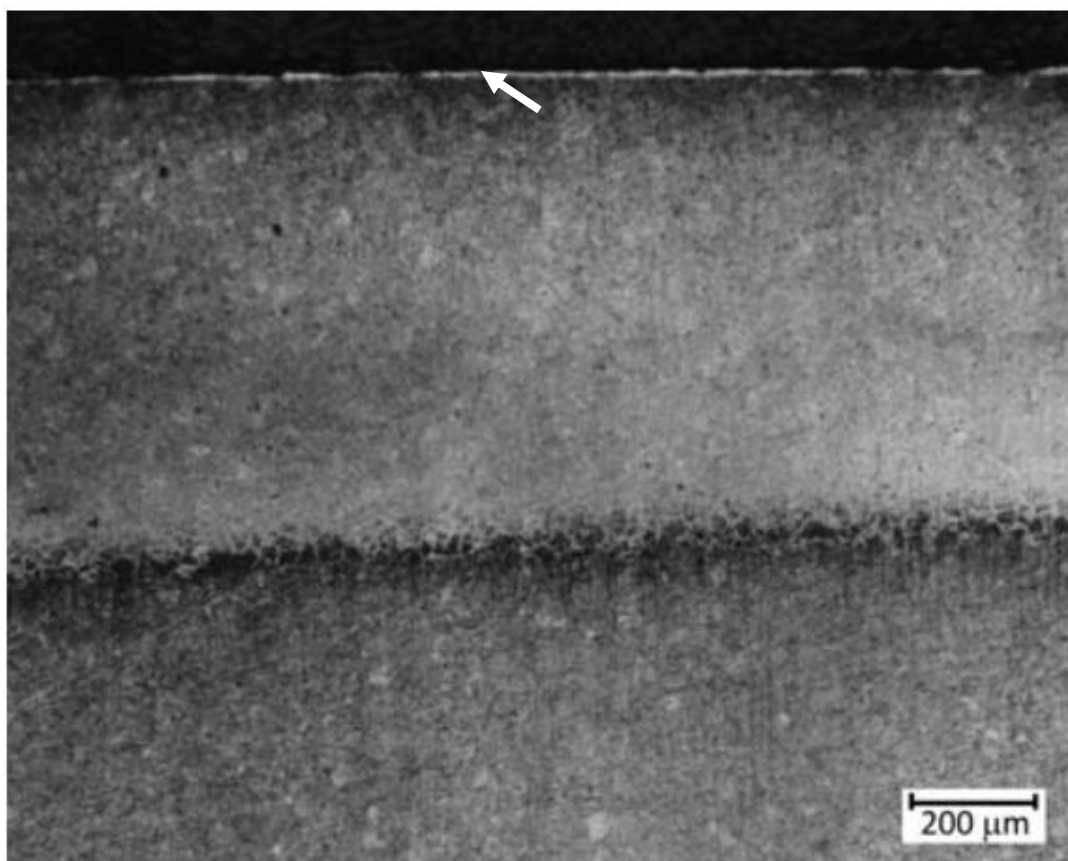


Figura 12 - ZAC observada após o corte plasma. A região indicada representa a camada de óxido existente (BARÉNYI, 2016)

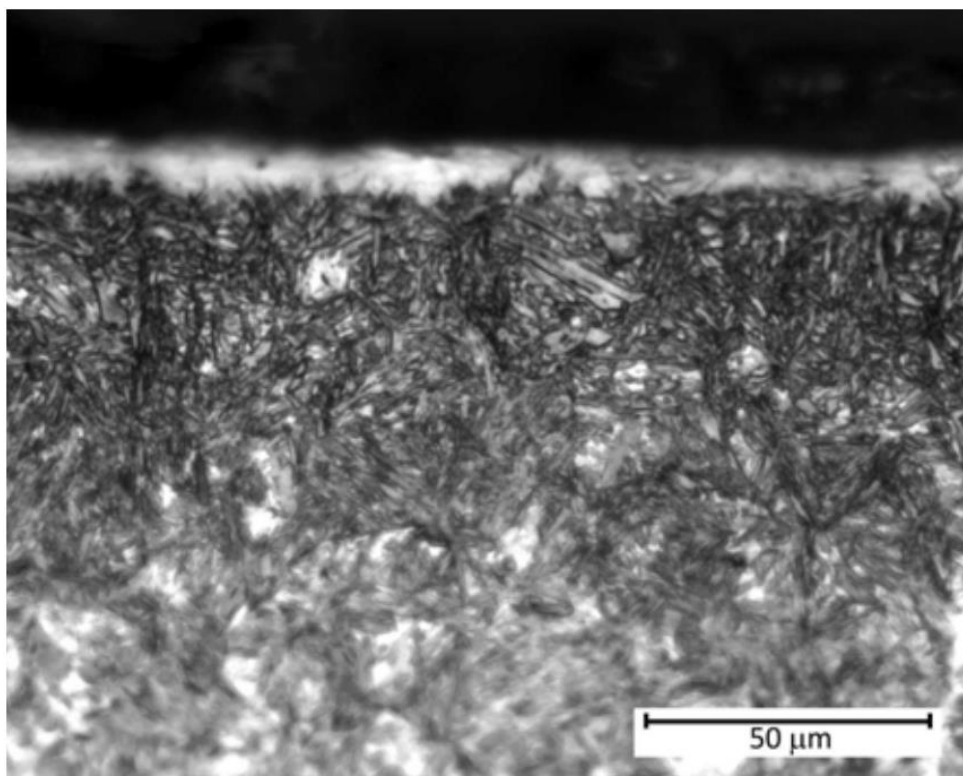


Figura 13 - Aproximação da região externa da ZAC, onde é possível observar a camada de óxido e as agulhas de martensita (BARÉNYI, 2016)

2.5.4 Estudo de Caso 2: Serra de descaroçadora de algodão

No trabalho de análise de falhas *Fracture of Cutting Tools due to the Formation of Untempered Martensite*, desenvolvido por Monlevade *et al* foram analisados três casos onde a causa matriz de falha foi determinada como sendo a formação de martensita não-revenida. Neste trabalho entraremos em detalhe para o Caso 1 descrito por Monlevade onde foi realizada a análise da falha ocorrida em uma serra utilizada em um equipamento para o descaroçamento de algodão.

Neste caso a amostra era composta pela serra já afiada, temperada e revenida, que apresentava diversos dentes fraturados, onde todas as falhas ocorreram em suas respectivas raízes. A Figura 14 apresenta a serra recebida e é possível observar alguns dos pontos de ocorrência das falhas.



Figura 14 – Fotografia da amostra enviada para análise. Todas as falhas ocorreram na mesma posição, nos três casos visíveis (MONLEVADE et al., 2013)

Para determinar a causa raiz da falha foi feita a análise metalográfica da serra enviada bem como de um dos dentes fraturados da mesma. A Figura **15** e Figura **16** indicam, respectivamente, essas duas regiões.

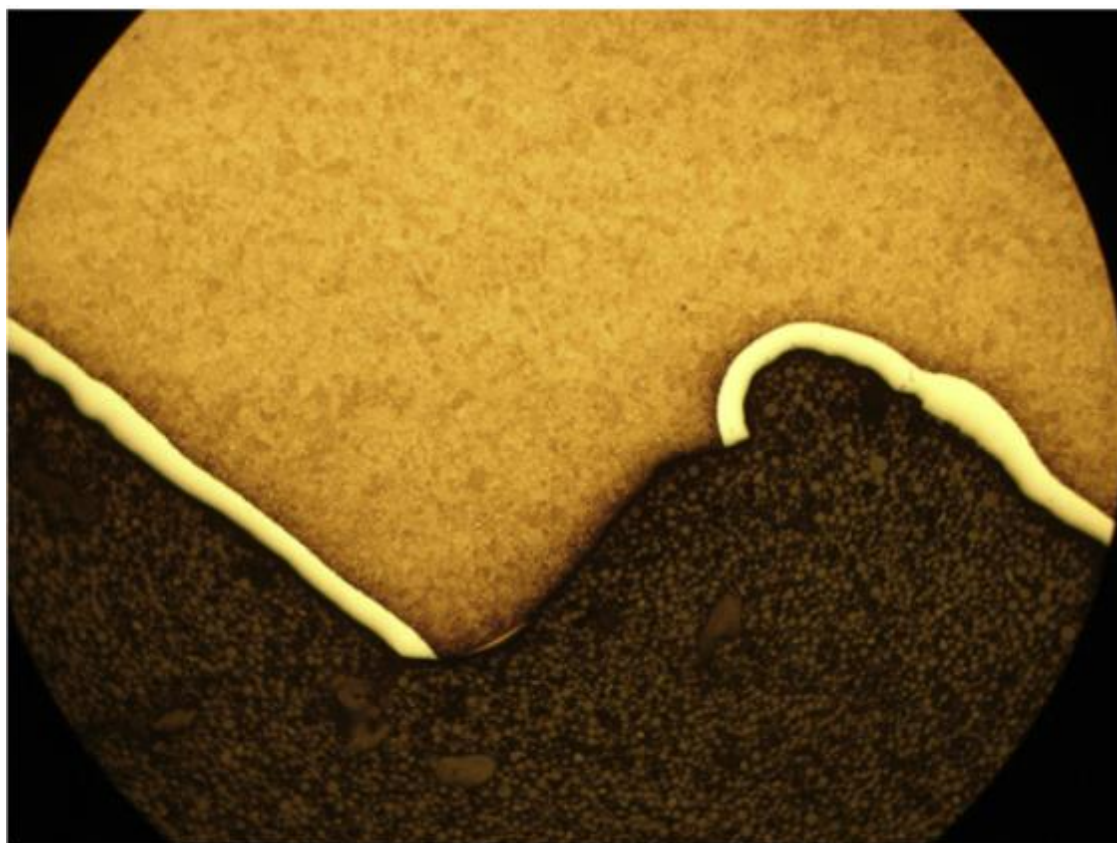


Figura 15 – Micrografia da região fraturada na Figura 16 (MONLEVADE et al., 2013)

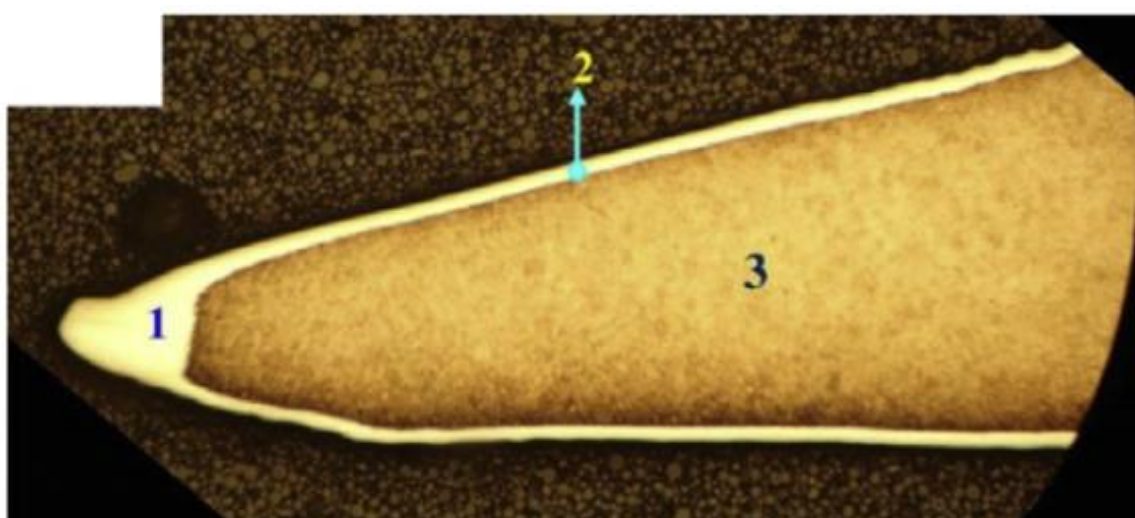


Figura 16 - Micrografia do dente fraturado (MONLEVADE et al., 2013)

Na Figura 15 e Figura 16 foi possível observar duas morfologias distintas na microestrutura do disco. Após a realização de ensaios de dureza Vickers nas duas regiões foi determinado que a região branca observada nas duas micrografias era composta de martensita não-revenida enquanto a região mais escura era composta de martensita revenida (composição esperada uma vez que a base para o disco era composta de aço previamente temperado e revenido).

Sabendo que a serra era cortada a partir de uma chapa por meio do corte laser, uma nova amostra foi obtida, mas está só havia sido submetida ao corte, descartando possível efeitos de aquecimento no processo de afiação. A Figura 17 mostra a micrografia do dente, intacto, dessa nova amostra.

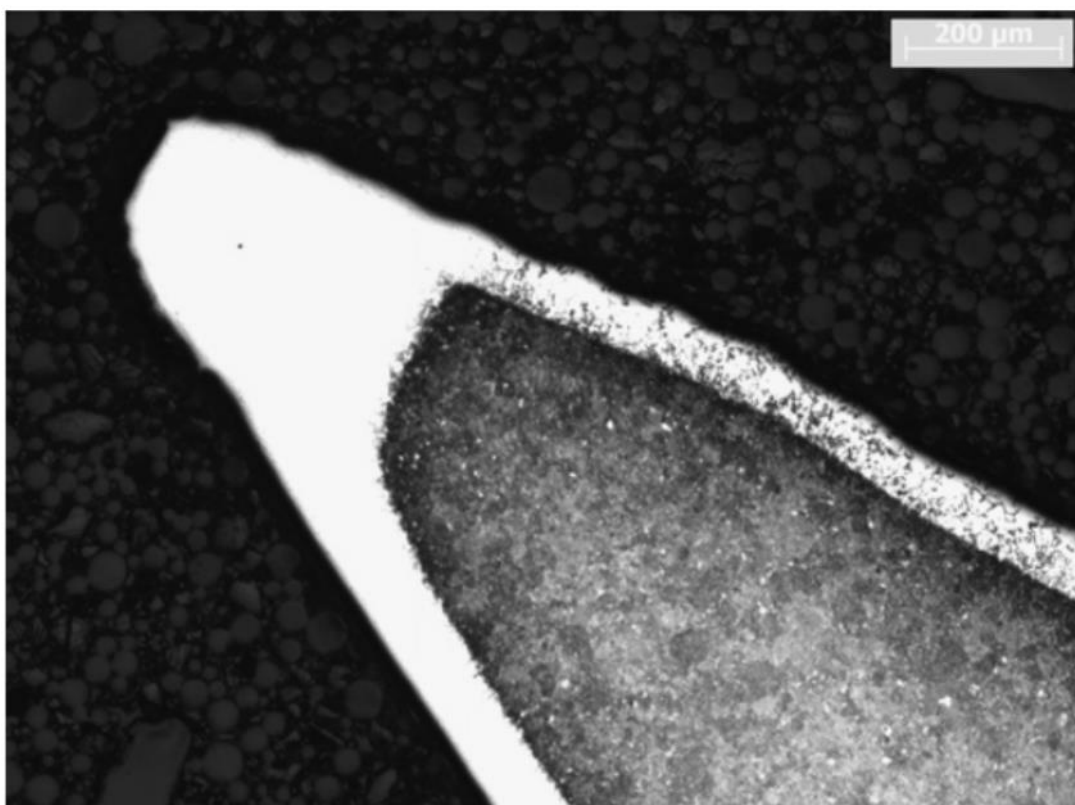


Figura 17 - Micrografia da nova amostra. Observa-se que a camada de martensita não-revenida também está presente (MONLEVADE et al., 2013)

Com essa nova análise, a conclusão alcançada pelos autores foi da influência do corte a laser na microestrutura do aço, devido à criação de uma zona afetada pelo calor nas proximidades da região de corte.

A principal hipótese levantada para este caso foi um conjunto entre a austenitização do aço, devido às altas temperaturas do processo de corte, em conjunto com um resfriamento acelerado da região de corte logo após a passagem do feixe laser.

3 Análise Experimental

Para este trabalho foram feitas as análises metalográficas de duas amostras de aço diferentes. A primeira amostra (Amostra 1), indicada Figura 18, é uma chapa de aço SAE 1080, semelhante ao aço utilizado para a confecção da mola, que foi submetida aos processos de laminação à quente e resfriamento ainda em sua fábrica de origem.

Uma vez que a mesma foi recebida pela empresa fabricante das molas, essa chapa passou, apenas, por um processo de corte plasma.



Figura 18 - Fotografia da amostra fornecida pelo fabricante da chapa de aço. As regiões "A" e "B" indicadas foram as faces escolhidas para a análise metalográfica.

Esta amostra foi analisada de duas formas diferentes. Em primeiro lugar foi feita a observação da microestrutura da face resultante do corte da chapa (região "A" indicada) e, em sequência, o mesmo procedimento foi realizado para a região perpendicular à face de corte (região "B" indicada).

Em ambos os casos, os corpos de prova coletados foram cortados em serra, em segmentos com, aproximadamente, 1 cm de largura que, em seguida,

passaram por um processo de embutimento em baquelite em equipamento da Teclago, modelo EM30D, como forma de facilitar os processos de lixamento e polimento.

Em sequência, todas as amostras utilizadas foram submetidas a um processo de lixamento em lixas rotativas com granulometria variando entre 100 e 1200, e passaram, também, por um processo de polimento em com pastas de diamante variando entre 6 e 1 μm .

Uma vez polidos, os corpos de prova foram submetidos a um ataque químico com Nital 2% para auxiliar na visualização da sua microestrutura em um microscópio óptico Olympus BX60M em diversos aumentos. Os corpos preparados estão representados na Figura 19.

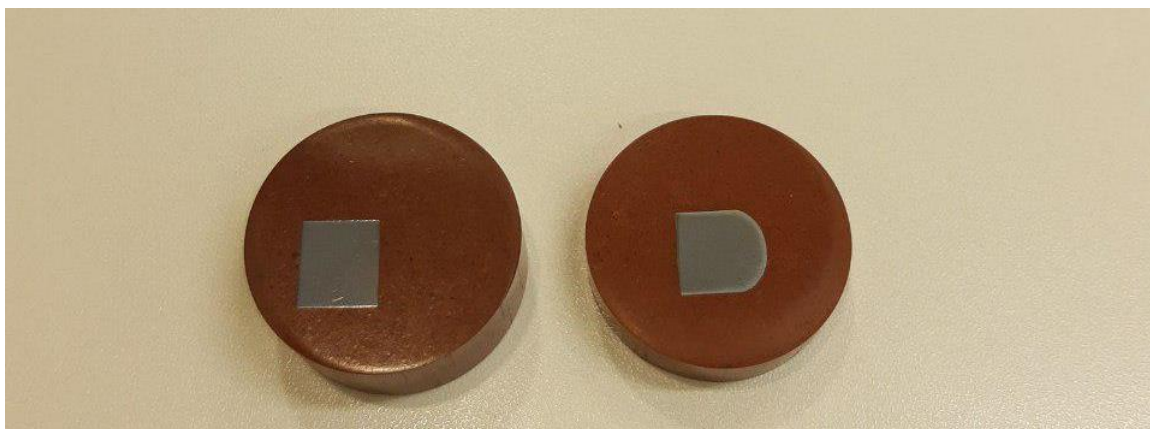


Figura 19 - Corpos de prova utilizados para análise metalográfica. As amostras da esquerda e da direita são referentes, respectivamente, às regiões "A" e "B" indicadas na Figura 7.

A segunda amostra (Amostra 2) foi de uma mola em aço SAE 1075, já em sua forma final, temperada e revenida. Esta, contudo, já apresentava uma trinca ao longo da sua extensão, mas o corpo de prova analisado foi retirado de uma região sem indícios de trinca aparente para comparar a microestrutura da peça final com a da chapa que passou pelo corte plasma. A segunda amostra, a sua trinca e a região da qual foi retirado o corpo de prova pode ser observado na Figura 20.

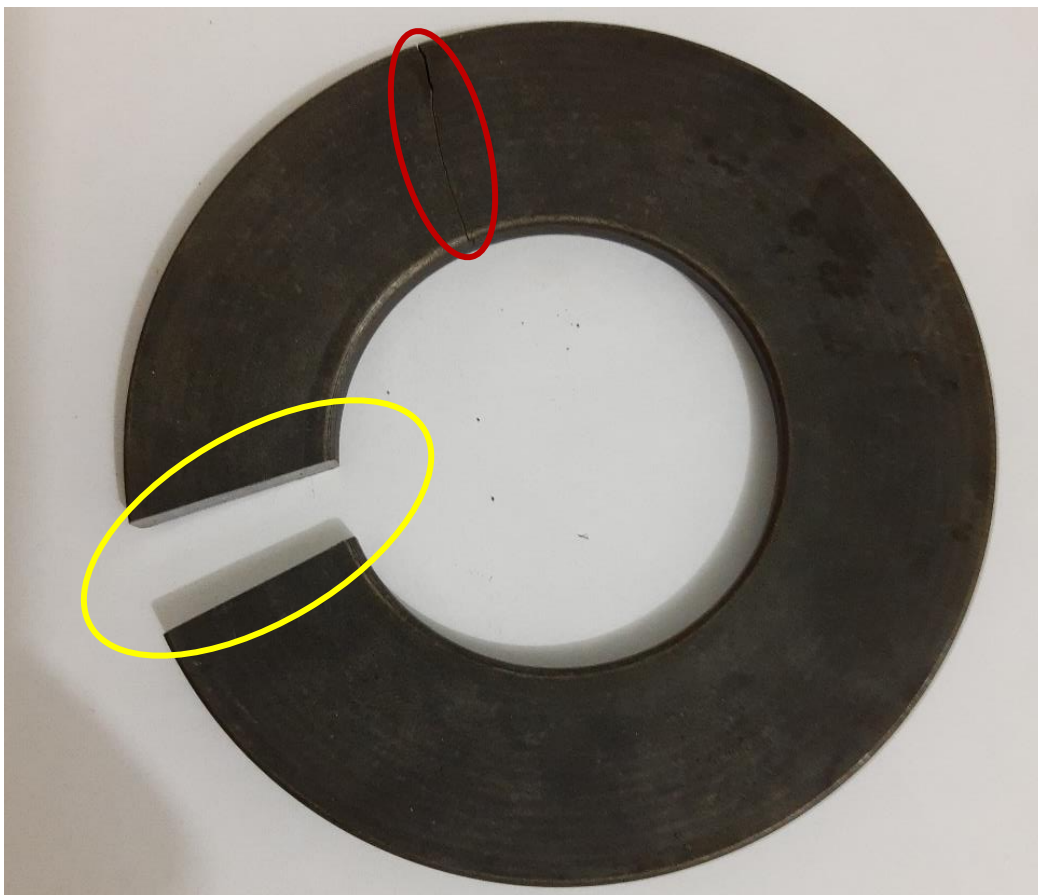


Figura 20 – Fotografia da mola enviada. A trinca pode ser observada na região destacada em vermelho. O destaque em amarelo, por sua vez, indica a região da qual foi retirado o material para o corpo de prova para análise metalográfica.

Assim como realizado na amostra da chapa de aço, o corpo de prova coletado da mola foi submetido ao tratamento metalográfico usual, passando por lixas rotativas com variação grão 100 e 1200, seguido de polimento em politriz orbital utilizando pasta de diamante variando entre 6 e 1 μm . Em seguida o corpo preparado foi observado em microscópio óptico.

4 Resultados e Discussões

4.1.1 Amostra 1 – Chapa de aço

Apesar de não ser exatamente o mesmo material utilizado para a produção da mola, o aço SAE 1080 apresenta composição muito semelhante ao 1075 utilizado, de forma que, supondo parâmetros operacionais idênticos, os efeitos do processo de corte serão semelhantes nos dois materiais.

Dessa forma, foram feitas as micrografias do corpo de prova referente a região A.

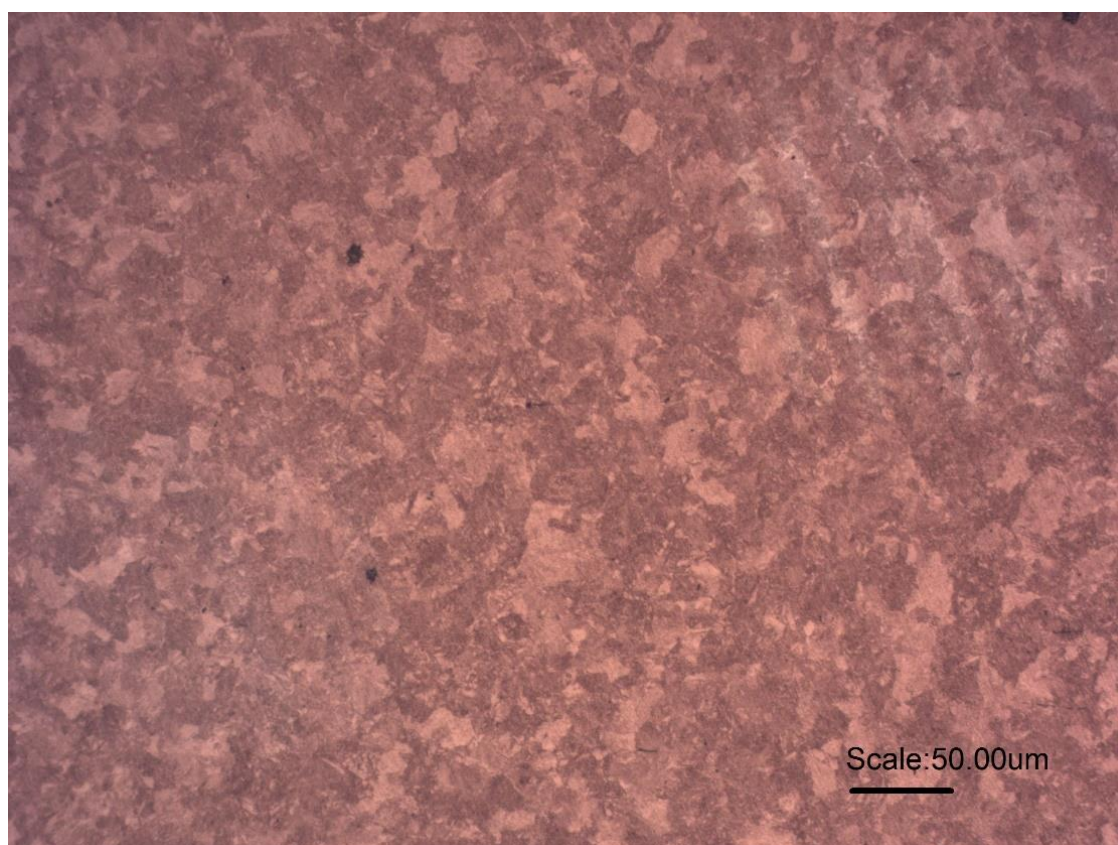


Figura 21 - Microestrutura da região central da face de corte do corpo de prova A. Aumento de 200x e ataque realizado com Nital 2%.

Como visto na observar na Figura 21, a microestrutura da chapa de aço analisada apresenta indícios característicos de aços-carbono submetidos ao

processo de austenitização: uma microestrutura composta de ferrita (região de coloração mais clara) e perlita fina (região de coloração mais escura).

Esta microestrutura estaria dentro do esperado para uma peça cuja aplicação final deverá resistir à esforços mecânicos, como é o caso da mola de aço. Isso se deve devido à presença da perlita fina. Esta fase é composta por ferrita (pobre em carbono) e cementita (rica em carbono), com uma divisão equilibrada entre elas na microestrutura. Isso confere à perlita fina uma maior resistência mecânica (devido à grande quantidade de carbono) quando comparada com a perlita grossa, que apresenta uma composição inversa: maior quantidade de ferrita do que cementita.

Segundo Moretão (MORETÃO, 2019), quando uma amostra rica em perlita grossa é submetida à esforços, ocorre um desgaste da ferrita e a eventual exposição da cementita à fonte destes esforços. Apesar da elevada concentração de carbono conferir boa resistência mecânica à cementita isso também a torna uma fase muito frágil, aumentando a chance do surgimento e propagação de trincas.

Quando o mesmo esforço ocorre em uma microestrutura com grande presença de perlita fina, a ocorrência de quantidades equilibradas de ferrita e cementita torna o aço mais resistente ao desgaste uma vez que ele apresenta tenacidade maior do que uma mostra rica em perlita grossa.

Contudo, ao continuar a análise da microestrutura ao longo do corpo de prova, observa-se que, próximo à região de fronteira entre o aço e a baquelite, existe uma diferença na coloração da microestrutura (consideravelmente mais branca que as demais regiões) e com diferenças no tamanho de grão perlita, como observado na Figura 22.

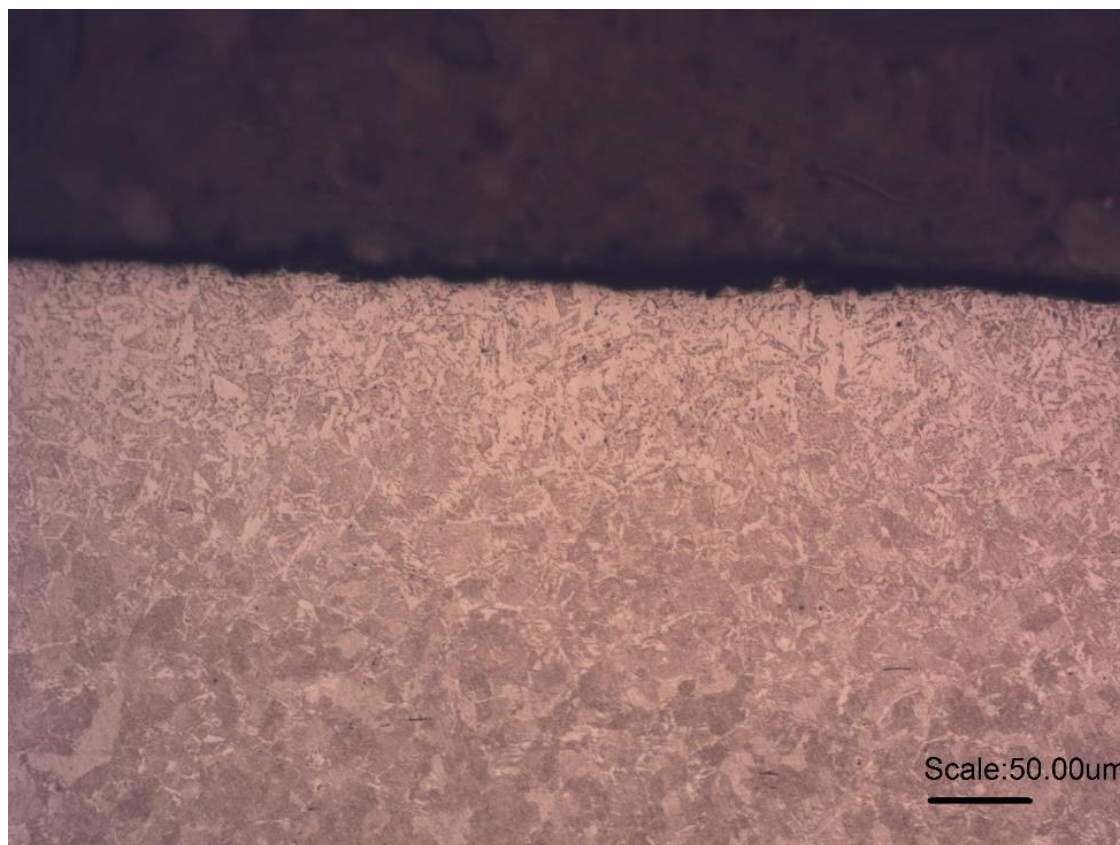


Figura 22 - Região de fronteira entre a peça e a baquelite do corpo de prova A. Aumento de 200x e ataque realizado com Nital 2%.

Após essa observação foi feita a análise do corpo de prova referente a região B da Amostra 1. A Figura 23 mostra a microestrutura da região central do corpo B quando observada em microscópio óptico.

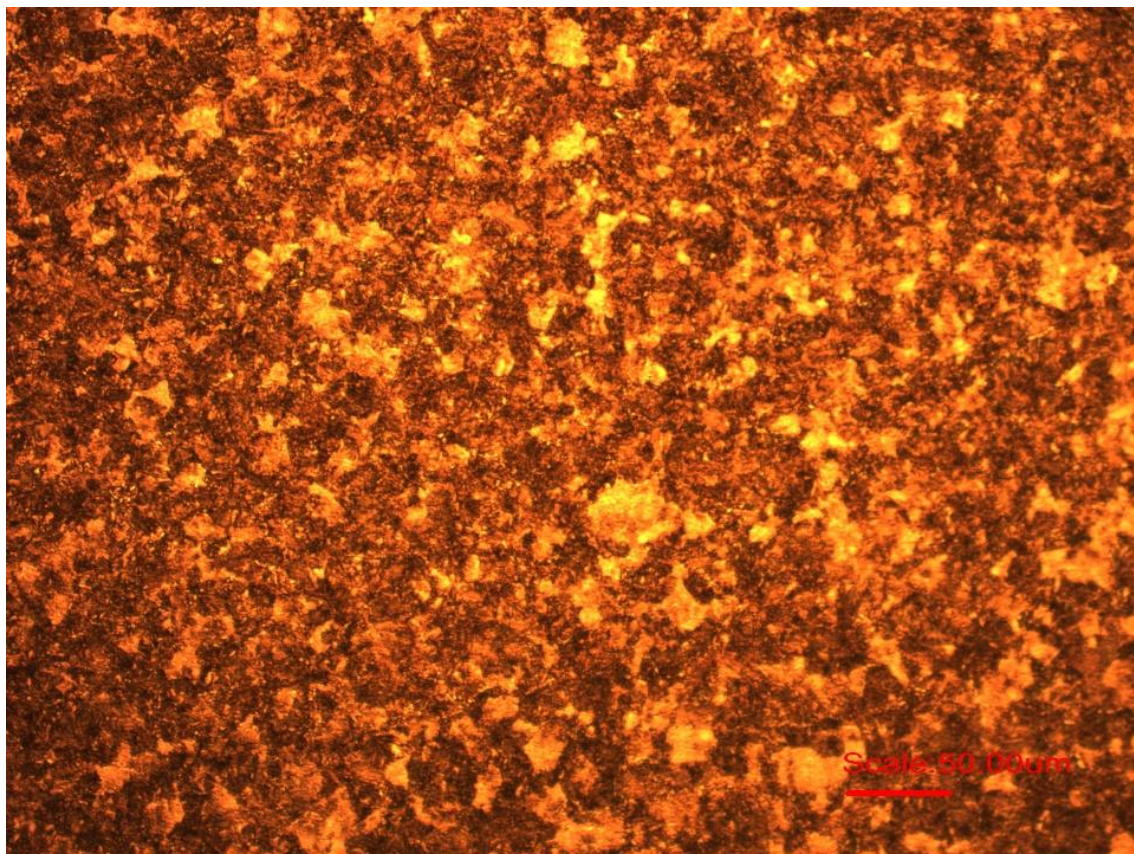


Figura 23 - Região central do Corpo de Prova B. Aumento de 200x e ataque com Nital 2%.

Em primeira observação, é possível observar que a microestrutura é muito semelhante à da Figura 21, ou seja, apresenta indícios de que sua composição seja de ferrita e perlita fina. Contudo, ao observar as regiões periféricas da amostra existe uma diferença significativa na sua composição, como visto na Figura 24.

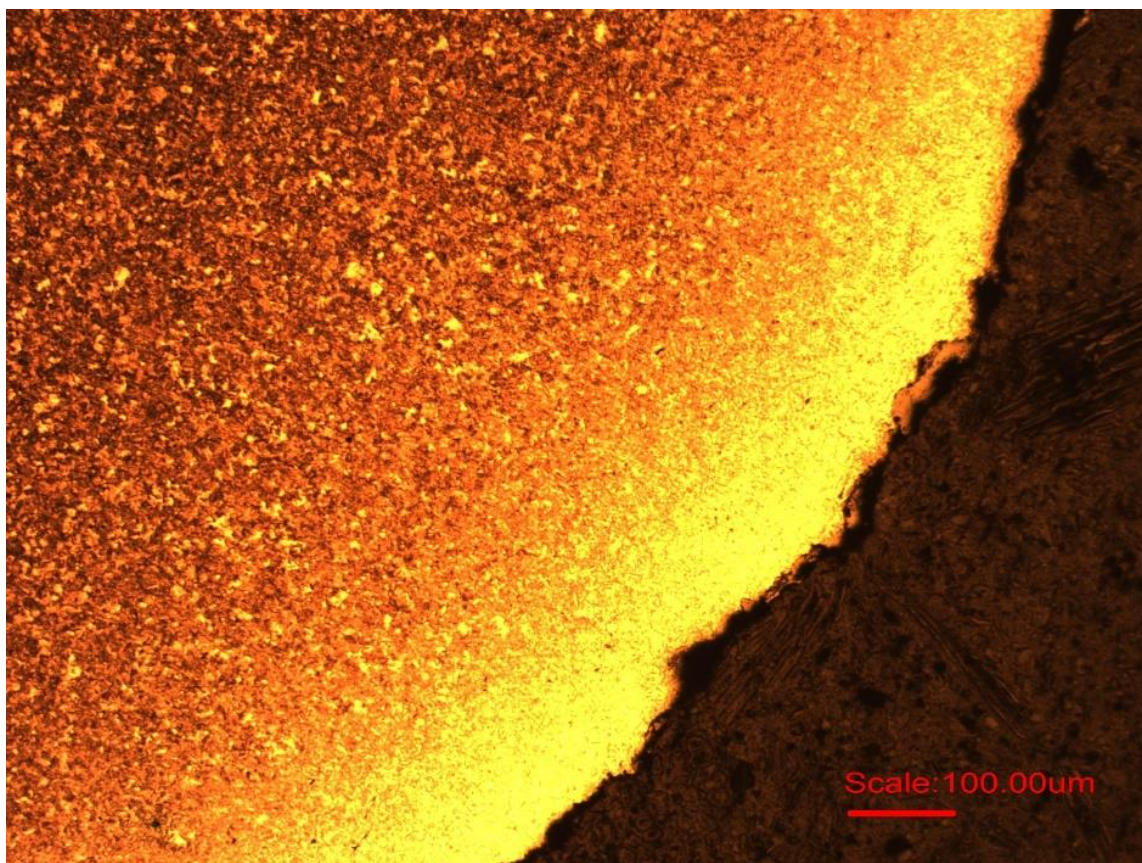


Figura 24 - Fotografia da fronteira entre a peça e a baquelite do Corpo de Prova B. Aumento de 50x e ataque com Nital 2%.

A Figura 24, uma fotografia feita na região de fronteira entre a baquelite e o corpo de prova, apresenta uma região de colocação amarela muito distinta do restante da amostra. Fotografias realizadas ao longo de todo o perímetro da amostra mostram que esta camada clara está presente ao longo de toda o corpo de prova, como pode ser observado na Figura 25.

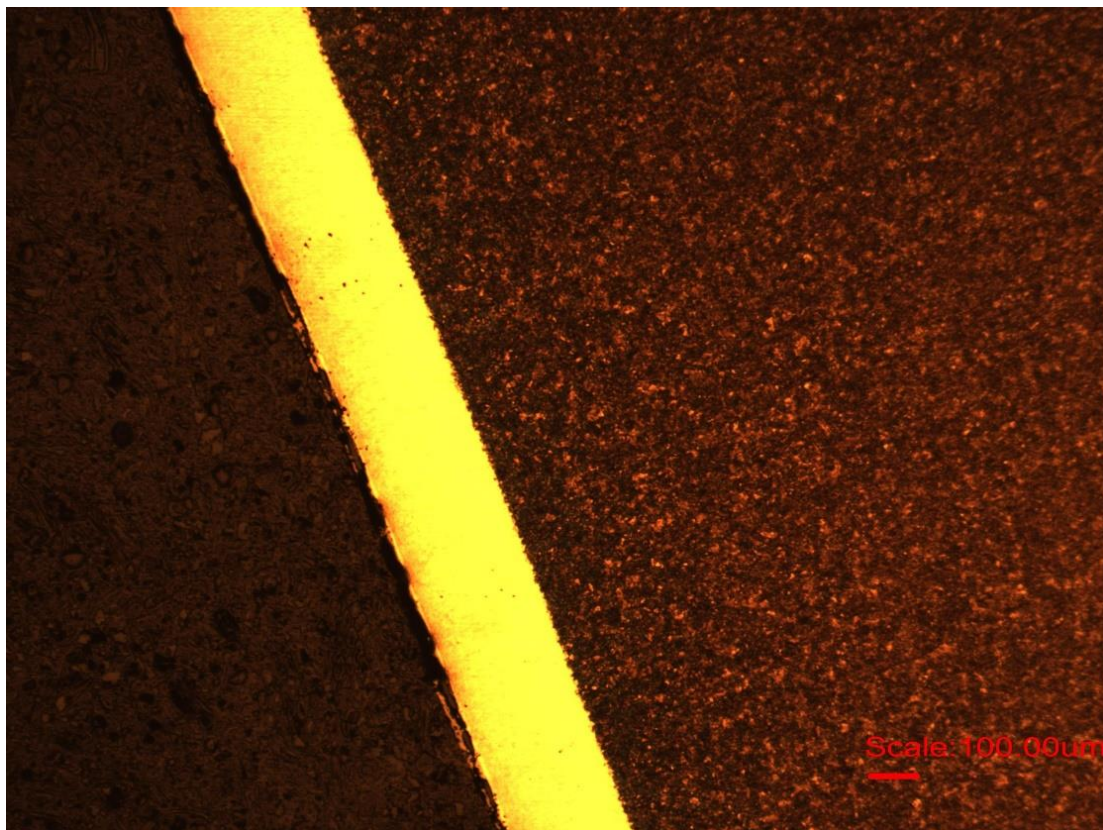


Figura 25 - Micrografia de outra região de fronteira do Corpo de Prova B, onde observa-se a formação da mesma faixa de coloração amarela. Aumento de 50x e ataque com Nital 2%.

Esta configuração de microestrutura é muito semelhante à observada na Figura 10, Figura 12 e Figura 15. Nas três situações a microestrutura detectada era referente a formação de uma ZAC após processo de corte laser e/ou plasma. Uma vez que esta amostra foi submetida à um corte plasma é seguro afirmar que esta região é a ZAC resultante na chapa de aço. A Figura 26 apresenta uma aproximação da região destacada na Figura 25 para obter maiores detalhes desta estrutura.

Nela, em destaque, existe uma pequena faixa de coloração mais clara do restante da ZAC, muito semelhante à camada de óxidos observada por Barényi na Figura 12, no estudo do ARMOX 600 submetido ao corte plasma. A Figura 27 apresenta ainda mais detalhes desta região.

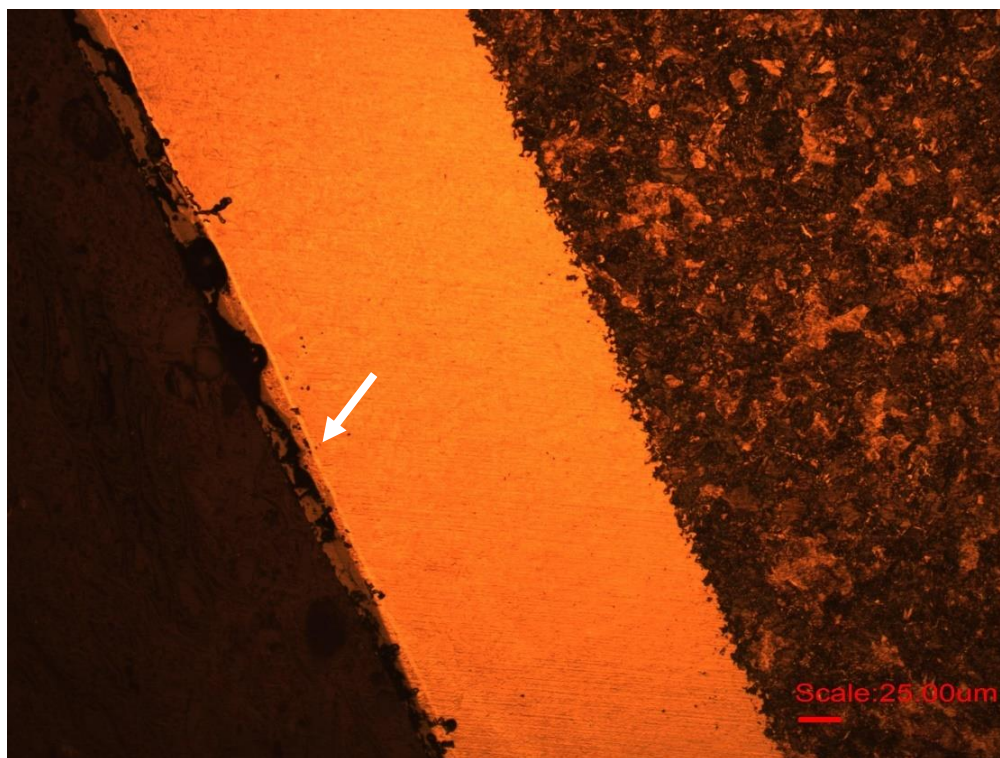


Figura 26 - Aproximação da Figura 25. Nessa observa-se uma faixa de coloração ainda mais clara na borda da ZAC. Aumento de 200x e ataque com Nital 2%

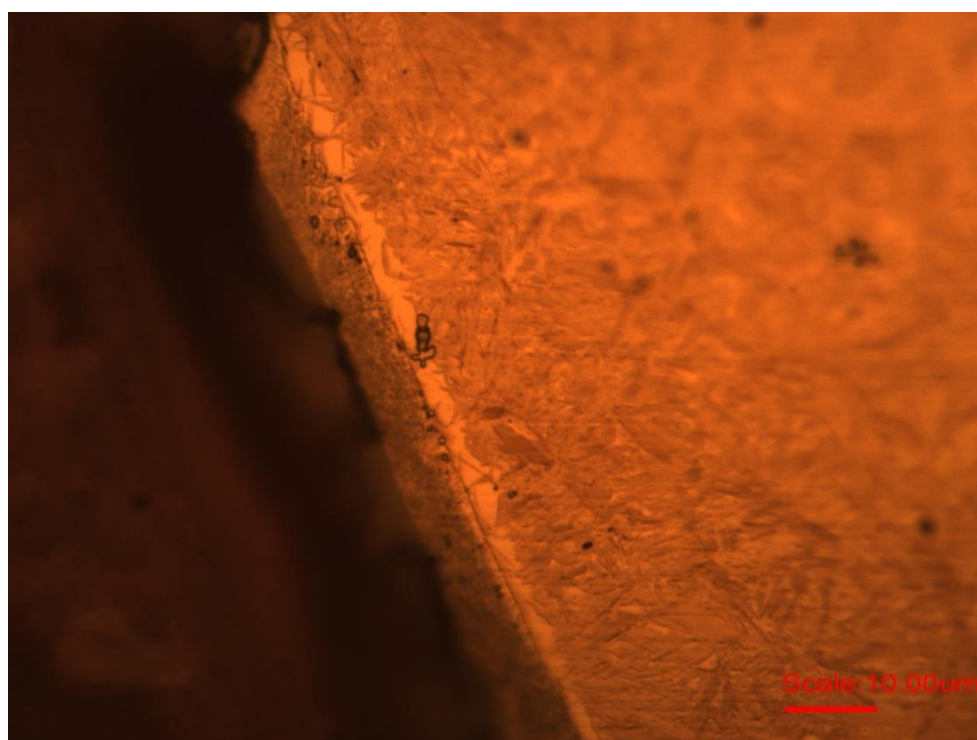


Figura 27 - Micrografia da suposta camada de óxidos observada na Figura 26. Aumento de 1000x e ataque com Nital 2%

A Figura 27 apresenta ainda mais semelhanças com o caso observado por Barényi. Ao compararmos a Figura 27 com a Figura 13 temos uma microestrutura a direita da faixa mais clara (que aparenta ter sofrido perda de carbono) uma estrutura muito semelhante às agulhas de martensita observadas na Figura 13 logo após a camada de óxidos formada pelo processo de corte plasma. Essa semelhança levanta a hipótese de que o mesmo fenômeno possa ter ocorrido na amostra analisada.

Esse fenômeno pode ser explicado pelas altas temperaturas empregadas nos processos de corte plasma. Como discutido anteriormente, tais métodos podem atingir temperaturas da ordem de até 33.000°C na superfície de corte. Segundo discutido por Monlevade, aços com teor de carbono em torno de 0,75%, como é o caso das amostras estudadas neste trabalho, podem sofrer austenitização completa em temperaturas relativamente baixas, da ordem de 750°C. Nestas condições, a faixa de temperaturas empregada em um processo de corte plasma é mais do que suficiente para que o mesmo ocorra.

Caso os parâmetros do processo não estejam devidamente ajustados é possível que a variação de temperatura, após a passagem do plasma, entre a superfície da peça e a atmosfera seja suficiente para que a taxa de resfriamento resultante possa interromper o mecanismo de difusão da austenita. Nesta situação, temos as condições ideais para a formação de agulhas de martensita não-revenida na superfície do aço.

4.1.2 Amostra 2 – Mola

Logo após a coleta do material para a confecção do corpo de prova para análise metalográfica da Amostra 2 a mesma rompeu completamente na região da trinca observada na Figura 20. A Figura 28 permite uma análise mais detalhada da região de fratura.



Figura 28 - Fotografia da trinca da Amostra 2. É possível observar, nas regiões destacadas, dois focos de oxidação

Como observado, e assim como foi observado por Moretão em sua análise preliminar de uma amostra similar, existem dois focos de oxidação nas extremidades da amostra, muito característicos de corpos cuja região de fratura estava exposta durante processos de alta temperatura.

Foi possível observar também, na região onde foi feito o corte para a coleta do material para o corpo de prova, uma pequena trinca na região mais externa da mola. Com uma observação mais detalhada foi possível identificar uma trinca ao longo de todo o diâmetro externo da mola. A Figura 29 e Figura 30 mostram, respectivamente, a trinca na seção transversal da mola e ao longo do seu diâmetro externo.

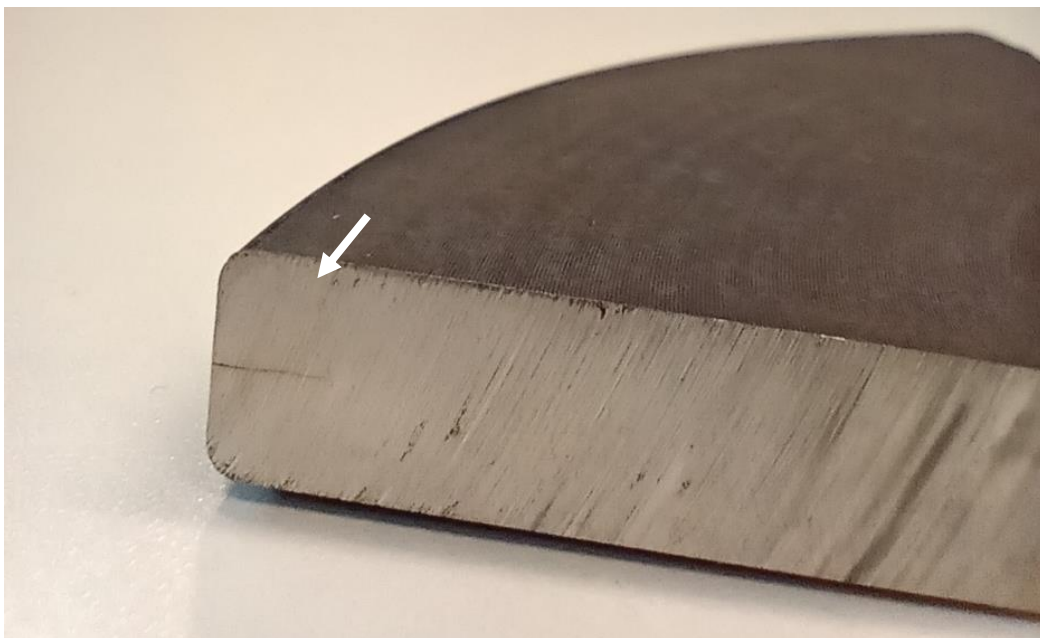


Figura 29 - Fotografia da seção transversal da mola. É possível observar a trinca na região destacada.

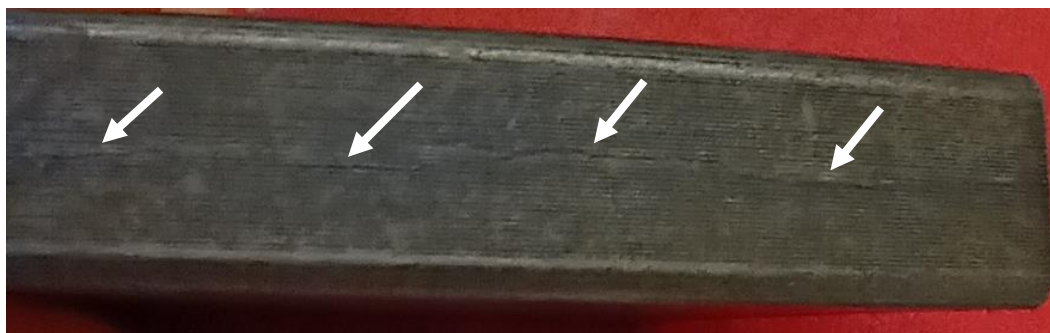


Figura 30 - Fotografia do diâmetro externo da mola, onde é possível ver a propagação da trinca observada na figura anterior.

Para analisar a possível causa dessa trinca, o material utilizado para o corpo de prova foi coletado de uma região distante da trinca observada, indicada na Figura 20, em amarelo. Da região representada na Figura 29, foi cortada uma seção de, aproximadamente, 1,5 cm de comprimento e 1 cm de profundidade, tomando como referência o ponto de origem da trinca.

Para a análise metalográfica da amostra foi feito o preparo metalográfico usual, como descrito na seção de Análise Experimental. As fotografias foram

retiradas ao longo do comprimento da trinca para avaliação da microestrutura em seu entorno. A Figura 31 apresenta a região mais externa da mola.



Figura 31 – Fotografia da fronteira entre a baquelite e a trinca. Aumento de 100x e ataque com Nital 2%

Sabendo que a mola é composta de um aço-carbono, com 0,75%C, que foi temperado e revenido é possível supor que a microestrutura seja composta de, quase que exclusivamente, martensita revenida.

Mais fotografias foram realizadas ao longo da trinca como forma de monitorar a uniformidade da microestrutura obtida. As Figura **32** e Figura **33** foram feitas ao longo da continuação da trinca enquanto a Figura 34 foi feita em uma região próxima do final da trinca.



Figura 32 - Micrografia da região final da trinca. Aumento de 200x e ataque com Nital 2%



Figura 33 - Micrografia da região central do corpo de prova. Aumento de 500x e ataque com Nital 2%

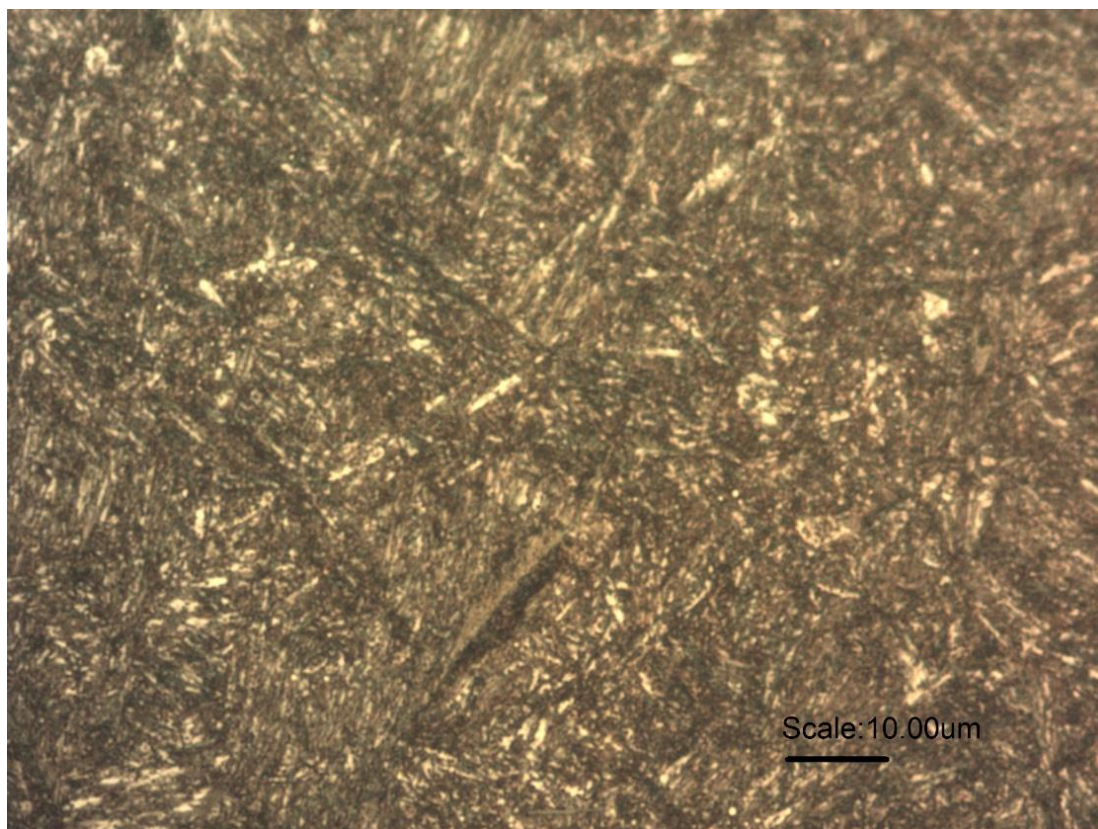


Figura 34 - Micrografia de uma região adjacente à trinca. Aumento de 1000x e ataque com Nital 2%

Na Figura 32, Figura 33 e Figura 34 observa-se que, de fato, a microestrutura aparenta ser composta, exclusivamente, por martensita em placas uma vez que apresenta grandes semelhanças com a Figura 4 e Figura 5, encontradas na literatura. Tal conclusão estaria de acordo com o esperado para um aço carbono que foi temperado e revenido. Contudo, ao retornarmos à Figura 31 existem duas regiões de coloração diferenciada na fronteira entre o aço da mola e a baquelite. A Figura 35 apresenta a região com maiores detalhes.

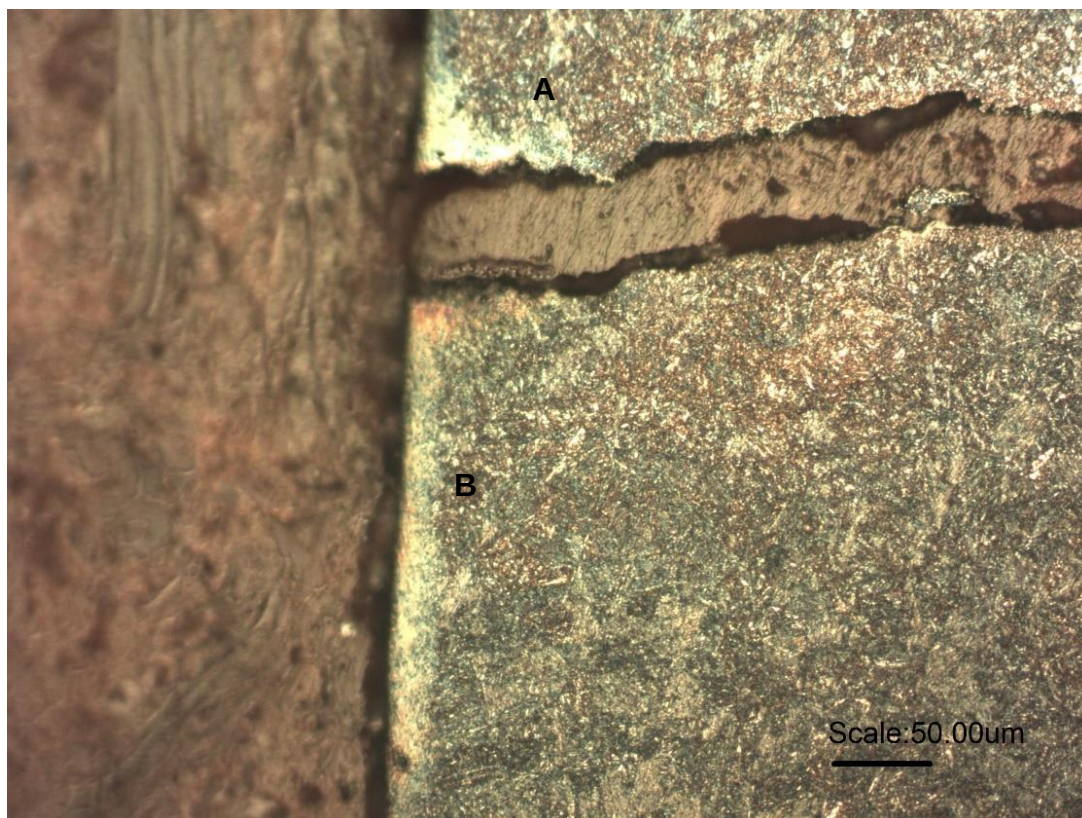


Figura 35 - Fotografia da fronteira entre a baquelite e a trinca. Aumento de 200x e ataque com Nital 2%

Duas regiões foram destacadas com base na Figura 35. A região A foi descartada da análise com base na sua proximidade com a borda da trinca. Tal decisão foi tomada pois a ocorrência de possíveis efeitos de borda na trinca poderia levar a interpretações incorretas.

A região B, no entanto, chama a atenção devido à sua espessura relativamente constante ao longo do seu comprimento. O mesmo efeito pôde ser observado na ZAC da Figura 25.

Sabendo que a chapa de aço utilizado para a confecção da mola foi usinada após o corte plasma, o que é ainda mais evidente na Figura 28 pela presença dos cantos arredondados nas extremidades da amostra, existe uma grande possibilidade de que região B seja um resquício da ZAC resultante do processo de corte plasma.

Dada essa hipótese, existe uma grande possibilidade da trinca observada nessa amostra e em todo o diâmetro externo da mola, como observado na Figura

30, ter sido nucleada na ZAC formada após o corte plasma da chapa de aço SAE 1075 utilizado para a sua confecção. A presença de estruturas semelhantes às agulhas de martensita não-revenida nessa mesma região também fortalece essa hipótese uma vez que essa é uma fase que apresenta alta dureza, mas, também, alta fragilidade.

Sabe-se, também, que as marcas de oxidação observadas na Figura 28 levantam indícios de que já existiam trincas nucleadas antes do processo de têmpera do aço. Uma vez que ele foi usinado e estampado, após o corte plasma e antes da têmpera, existem grandes chances de a nucleação da trinca ter ocorrido em um destes dois estágios.

A explicação mais provável para o defeito observado é a ocorrência de um processo de têmpera parcial durante o processo de corte plasma seguido de uma nucleação de trinca nos processos de usinagem e estampagem subsequentes.

Retomando os conceitos do processo corte plasma, os principais fatores que podem levar à um eventual processo de têmpera parcial são a velocidade de corte do material e o diâmetro do fluxo de plasma.

O diâmetro do feixe de plasma será um indicador da quantidade de corrente que está sendo aplicada para o corte que, por sua vez, indicará a temperatura máxima que será atingida pelo processo. Caso a quantidade de corrente aplicada seja superior ao necessário para o processo o metal será submetido à uma temperatura alta o suficiente para causar uma possível austenitização da região adjacente ao corte.

Aliado a isso, caso a velocidade do processo esteja abaixo do esperado, o efeito dessa austenitização será visível à distancias muito maiores da superfície de corte, uma vez que o material de base ficará em contato com o plasma por uma quantidade de tempo maior do que o necessário, contribuindo para o aumento da ZAC após o processo.

Longos períodos de contato entre o plasma e o metal de base também contribuem para uma maior troca de calor entre as duas partes, de forma que o metal, após o corte, apresente uma temperatura maior do que a desejada. Após a passagem do feixe de plasma, o contato da peça com o ar, ou mesmo com o jato do gás de proteção utilizado no corte, pode gerar uma taxa de resfriamento

alta o suficiente para impedir o mecanismo de difusão de ferro e carbono na austenita, criando uma condição ideal para o processo de transformação martensítica e a formação de agulhas de martensita não-revenida.

Sabendo que esta é uma fase muito frágil, supõe-se que os processos de usinagem subsequentes, por envolverem a remoção de material para fins de acabamento e ajuste dimensional, podem gerar tensões altas o suficiente para a nucleação da trinca observada na amostra estudada neste trabalho.

5 Conclusões

A utilização de processos de corte por métodos que envolvem altas temperaturas, como plasma e laser, são de grande interesse para a indústria por permitirem a implementação de linhas com alta produtividade, bom acabamento superficial e relativa estabilidade dimensional.

Esses métodos, no entanto, necessitam de um controle bastante preciso nos seus parâmetros operacionais. Velocidade de corte, temperatura empregada e as taxas de resfriamento, provenientes do contato com o metal recém cortado com o ar ou gás de arrefecimento, são os fatores operacionais mais críticos e que necessitam de maior atenção para que o produto final apresente as propriedades físicas e mecânicas desejadas ao final do processo.

O caso estudado neste trabalho apresentou uma situação onde foi possível observar os efeitos negativos do processo de corte plasma, observados na forma de alterações na microestrutura do aço trabalhado, e como estes erros de processamento se propagam ao longo dos demais processos aos quais a peça foi submetida.

Com base no que foi observado é possível fazer as seguintes recomendações com o intuito de buscar minimizar os efeitos do processo plasma na microestrutura do aço:

- Diminuição da corrente aplicada: como foi visto, a têmpera parcial da peça pode ocorrer caso ocorra um resfriamento muito brusco do metal cortado após o corte. Uma maneira de atenuar esta possibilidade é diminuir a temperatura do processo por meio da redução da corrente elétrica aplicada ao gás que será ionizado. Desde que a mesma esteja dentro dos parâmetros mínimos para o corte do material, a redução da temperatura pode levar, também, a redução da espessura da zona afetada pelo calor, o pode levar a redução da quantidade de material que deve ser removido em processos subsequentes de usinagem.
- Aumento da velocidade de corte: caso a velocidade do processo tenha sido dimensionada incorretamente, o contato prolongado entre o metal de base e o plasma pode levar ao superaquecimento da peça dentro das condições

onde possa ocorrer a têmpera parcial. Dessa forma, caso a temperatura empregada para o corte seja suficiente, o aumento da velocidade de corte do material diminui o tempo de contato entre o material e o plasma o que, consequentemente, diminui o tempo de troca de calor entre os dois meios, diminuindo a possibilidade de superaquecimento da peça.

Acredito que o escopo deste trabalho poderia ser ampliado a fim de ser mais assertivo sobre a causa raiz do problema, por meio da análise de amostras intermediárias do processo de produção da mola.

Contudo, as dificuldades para a obtenção das mesmas amostras ao longo da elaboração deste trabalho deixam em aberto a possibilidade para melhorias no processo de análise em possíveis futuras revisões do texto aqui presente.

6 Bibliografia

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. 10. ed. Ohio: American Technical Publishers Ltd, 2005.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 14b: Metalworking: Sheet Forming. 9. ed. Ohio: American Technical Publishers Ltd, 2006.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating. 10. ed. Ohio: American Technical Publishers Ltd, 2010.

BARÉNYI, I. Microstructure changes in cut face obtained by plasma and laser cutting of selected high strength steels. UPB Scientific Bulletin, Series D: Mechanical Engineering, 2016.

CALLISTER JR., W. D. Ciencia e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2005.

HUALLPA, E. A. Caracterização da transformação martensítica em temperaturas criogênicas. São Paulo: Universidade de São Paulo, 2011.

MONLEVADE, E. F. DE et al. Fracture of cutting tools due to the formation of untempered martensite. Engineering Failure Analysis, 2013.

MORETÃO, M. Análise de Falhas em Aços Alto Carbono. São Paulo: Universidade de São Paulo, 2019.

NEMCHINSKY, V. A.; SEVERANCE, W. S. Plasma arc cutting: Speed and cut quality. Journal of Physics D: Applied Physics, 2009.

ŠOLIĆ, S.; PODGORNIK, B.; LESKOVŠEK, V. The occurrence of quenching cracks in high-carbon tool steel depending on the austenitizing temperature. Engineering Failure Analysis, 2018.

YOUSSEF, H.; EL-HOFY, H. Machining Technology: Machine Tools and Operations. Estados Unidos: CRC Press, 2010.