UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

CENTRO TECNOLÓGICO

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROJETO DE GRADUAÇÃO

LUAN BRENO DOS SANTOS

ESTUDO COMPARATIVO DO COMPORTAMENTO DO COBRE NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO E COMPRESSÃO À QUENTE NOS AÇOS

VITÓRIA
2017

LUAN BRENO DOS SANTOS

ESTUDO COMPARATIVO DO COMPORTAMENTO DO COBRE NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO E COMPRESSÃO À QUENTE NOS AÇOS

Parte manuscrita do Projeto de Graduação do aluno Luan Breno dos Santos, apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do grau de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Guilherme Comineli

Coordenador: Prof. Dr. Guilherme Fabiano Mendonça dos Santos

VITÓRIA
2017

LUAN BRENO DOS SANTOS

ESTUDO COMPARATIVO DO COMPORTAMENTO DO COBRE NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO E COMPRESSÃO À QUENTE NOS AÇOS

Projeto de Graduação do aluno **Luan Breno dos Santos**, apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do grau de Engenheiro Mecânico.

Apresentado em: 31 de agosto de 2017

COMISSÃO EXAMINADORA:

_____

Prof. Dr. Osvaldo Cominelli
Universidade Federal do Espírito Santo
Orientador

_____

Doutor Henrique Silva Furtado
Arcelor Mittal Tubarão
Examinador

_____

Mestranda Gabriela Aksascki Caetano
Universidade Federal do Espírito Santo
Examinadora

_____

Mestranda Natalia Schultz de Souza
Instituto Federal do Espirito Santo
Examinadora

RESUMO

Reduzir o problema da fragilidade a quente pode ter importantes benefícios ambientais e tecnológicos por permitir produzir aços com melhores propriedades mecânicas e de corrosão, além de aumentar a reciclagem da sucata.Os aços patináveis formam um grupo de aços de baixa liga que apresentam alta resistência mecânica e alta resistência à corrosão atmosférica. No entanto, o uso do cobre como elemento de liga é muito limitado ao sério problema de fragilidade a quente na fabricação do aço, provocando trincas no lingotamento contínuo, laminação a quente e soldagem. Este trabalho pretende discutir o comportamento do cobre sob uma nova proposta nos ensaios de tração e compressão a quente dos aços patináveis, a partir de uma investigação do comportamento do cobre nos dois ensaios propostos. Foram realizadas as análises químicas de três amostras do mesmo aço e testados respectivamente em ensaios de compressão a quente, tração a quente que foram realizados em uma máquina Gleeble e no estado original. Uma vez recebida, as amostras, fizemos processos de lixamento, polimento, ataque químico, analise com microscopia ótica e análise no microscópio eletrônico de varredura. Os ensaios de tração e compressão realizados em ambiente livre de oxigênio mostram que a formação de concentrados de cobre na superfície é resultado do efeito das tensões associadas a cada ensaio. Uma vez entendido o comportamento do cobre na incidência de trincas, será possível desenvolver um aço de baixo custo, reunindo os grandes benefícios da adição do cobre nas propriedades tecnológicas e melhorar a reciclabilidade das sucatas contaminas que são descartadas no meio ambiente.

Palavras-chave: Aços patináveis, Corrosão, Fragilidade, Inclusões.

ABSTRACT

Reducing the problem of hot brittleness can have important environmental and technological benefits by way of production with better mechanical and corrosion properties, as well as increasing the recycling of scrap. Rolling steels form a group of low alloy steels known for high mechanical strength And high resistance to atmospheric corrosion. However, the use of copper as an alloying element is very limited to the serious problem of hot brittleness in the manufacture of steel, causing cracks without continuous casting, hot rolling and welding. This is a new work to discuss the behavior of copper in a new proposal in the traction and hot compression tests of steels, based on a research on the behavior of copper in the two proposed tests. Chemical analyzes of three samples of the same steel were carried out and tested, respectively, in hot compression, hot draw tests that were performed in a Gleeble machine and in the original state. Once received, as samples, we performed sanding, polishing, etching, analysis with optical microscopy and scanning electron microscopy. The tensile and compression tests carried out in an oxygen free environment show that the formation of copper concentrates on the surface is a result of the effect of the stresses associated with each test. Once the copper behavior has been understood in the incidence of cracks, it is possible to obtain a low cost steel, bringing together the great benefits of adding copper to the technological properties and improving the recycling of scrap contaminates that are discarded in the environment.

Key-words: Weathering steel, Corrosion, Brittleness, Inclusions.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Coloração dos aços patináveis expostos a diferentes condições.
Figura 2- Coloração do Cor-ten anos após exposição.
Figura 3- Diagrama Ferro- Carbono
Figura 4- Efeito do comportamento o cobre em altas temperaturas
Figura 5- As amostras do aço 2
Figura 6- Amostras submetidas ao nital
Figura 7- Microestrutura das bordas da amostra original.
Figura 8- Análise das trincas da amostra A2.
Figura 9- Análise das trincas na amostra compressão A3
FIGURA 10- Analise EDS centro da amostra A1 e sua composição química.
Figura 11- Analise EDS centro da amostra A2 e sua composição química.
Figura 12- Analise EDS centro da amostra A3 e sua composição química.
Figura 13- Análise EDS nas inclusões da amostra A1 e sua composição química.
Figura 14- Análise EDS nas inclusões da amostra A1 e sua composição química.
Figura 15- Análise EDS nas inclusões da amostra A2 e sua composição química.
Figura 16- Análise EDS nas inclusões da amostra A2 e sua composição química.
Figura 17- Análise EDS na borda da amostra A2 e sua composição química.
Figura 18- Varredura com EDS da amostra de tração.
Figura 19 - Concentração de sobre nas bordas da amostra A2.
Figura 20- Distribuição do manganês e enxofre na amostra A2.
Figura 21- Distribuição do enxofre na amostra A2.
Figura 22- Análise EDS de outras regiões da borda.
Figura 23- Análise EDS nas inclusões da amostra A3.
Figura 24- Análise EDS nas inclusões do centro da amostra A3.
Figura 25- Análise EDS da amostra A3 região próximo a trinca.
Figura 26- Concentração de manganês, enxofre e cobre.
Figura 27- Analise EPMA Borda da amostra original.

Figura 28- Análise EPMA de borda diferente mostrando respectivamente a distribuição de cobre, enxofre e manganes.
Figura 29- Precipitação do cobre.
Figura 30- Concentração de cobre em uma região diferente.
Figura 31- Concentração de cobre no ensaio de compressão.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição química do aço 2.
Tabela 2- Composição geral da amostra A1.
Tabela 3- Composição geral da amostra A2.
Tabela 4- Composição geral da amostra A3

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO **11**
2. OBJETIVO **13**
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **14**
3.1. Aços patináveis **14**
3.2 Corrosão Atmosférica 19
3.3 Ensaio de tração 22
3.4 Ensaio de compressão 25
3.5 Inclusões não-metálicas 26
3.6 Fragilidade 27
3.6.1 Fragilidade a quente 28
3.6.2 Fragilidade a quente dos aços contendo cobre 31
4 EXPERIMENTAL **32**
4.1 Material Utilizado 32
4.2 Processamento 33
4.2.1 Lixamento 33
4.2.2 Polimento 34
4.2.3 Ataque Químico 34
4.2.4 Análise Microscópio Ótico (MO) 35
4.2.5 Análise Microscópio Eletrônico (MEV) 35
4.2.6 Microanálise por EDS (Espectroscopia por dispersão de energia) 36
4.2.7 Análise EPMA 36
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO **37**
5.1 Microestrutura do centro das amostras 37
5.2 Microestrutura das Bordas 38
5.3 Análise Química EDS 41
5.4 Análise da EDS nas inclusões e nas trincas das bordas 44
5.4.1 Análise EDS nas inclusões Amostra Original (A1) 44
5.4.2 Análise EDS nas inclusões da amostra tração (A2) 46
5.4.3 Análise EDS na amostra de compressão (A3) 50
5.5 Análise EPMA 53
5.5.1 EPMA na amostra no estado original A1 53
5.5.2 EPMA Tração A2 54
5.5.3 EPMA Compressão 56

6 CONCLUSÃO 59
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 60

1. INTRODUÇÃO

Os aços patináveis formam um grupo de aços de baixa liga que apresentam alta resistência mecânica e alta resistência à corrosão atmosférica (Pannoni, 2001). Esses materiais foram introduzidos no início da década de trinta nos Estados Unidos, inicialmente para utilização em estradas de ferro, principalmente na fabricação de vagões de carga. Atualmente, no Brasil, os aços patináveis estão acessíveis sob a forma de chapas, bobinas e perfis soldados (Ferraz, 2003). Além disso, apresentam um grande potencial de utilização em estruturas soldadas para a construção naval e petrolífera (COMINELI, 1999).

Os aços em geral sofrem corrosão, que é causada por reação química ou eletroquímica do metal com o seu ambiente circundante. O agente de corrosão é em geral líquido, mas também pode ser gasoso ou sólido. No aço carbono comum, a camada de óxido formada pela corrosão apresenta textura grosseira e aspecto escamoso, que não evita a penetração de oxigênio e umidade, atingindo o substrato metálico e corroendo-o. Embora os aços patináveis sofram corrosão de modo semelhante ao que ocorre nos aços carbono comuns, com o passar do tempo a taxa de corrosão torna-se decrescente, e, após alguns anos, praticamente não ocorre corrosão (INFOMET, 2015).

Nos aços patináveis, a pátina, que é a camada de óxido protetora apresenta uma textura fina e é altamente aderente ao substrato metálico, agindo como uma barreira à entrada de oxigênio e umidade, evitando assim o prosseguimento da corrosão. Ao contrário dos aços inoxidáveis, nos quais a fina camada protetora de óxido de cromo é transparente, a pátina possui coloração avermelhada característica (GENTIL, 1999).

Os aços em geral são produzidos, basicamente, a partir de minério de ferro, carvão e cal. A adição de cobre em aços estruturais, como é o caso dos aços patináveis, promove benefícios, como o aumento na resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão (PANNONI, 1989).

Todavia, o uso do cobre como elemento de liga é muito limitado devido ao sério problema de fragilidade a quente na fabricação do aço, que provoca trincas no lingotamento contínuo, laminação a quente e soldagem (COMINELI, 2005). Em

paralelo com as limitações de fabricação dos aços contendo cobre, a contaminação desse elemento nas sucatas de aço tende a crescer, na mesma proporção em que aumenta a eletrônica embutida nos automóveis e eletrodomésticos descartados. Como os componentes eletrônicos estão menores a cada dia, a separação do cobre desta sucata torna-se difícil e cara e estes resíduos contaminados acabam sendo descartados na natureza. Diante disso, o problema da fragilidade a quente e a contaminação desse elemento nas sucatas reduzem a reciclabilidade desse material (COMINELI, 1999).

O problema da fragilidade a quente é resolvido pela adição de níquel, que pode encarecer o aço. Sanando a fragilidade a quente do aço, é possível aumentar o uso dos aços patináveis para aplicações em construção civil e mecânica, estruturas, automobilística, naval, ferroviária e dutos, diminuindo o impacto ambiental causado pelo descarte da sucata “contaminada” (COMINELI, 2005).

Se for resolvido este problema de fabricação, a adição de cobre nos aços só traz benefícios, tanto no aspecto tecnológico como no ambiental. Atualmente o problema de reduzir a fragilidade nos aços patináveis com a adição de níquel nos aços tem um custo elevado. Entretanto, uma nova proposta tecnológica apresenta uma alternativa na fabricação dos aços patináveis focado no problema de trincas a quente causadas pelo cobre (Aço Comineli) e também no aumento da reciclagem de sucatas (Aços Verdes) (COMINELI, 2005).

2. OBJETIVO

Este trabalho pretende discutir o comportamento do cobre sob uma nova proposta nos ensaios de tração e compressão a quente dos aços patináveis.

Uma vez entendido o comportamento do cobre na incidência de trincas, será possível desenvolver um aço de baixo custo, reunindo os grandes benefícios da adição do cobre nas propriedades tecnológicas e melhorar a reciclabilidade das sucatas contaminas que são descartadas no meio ambiente.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Patináveis

No início do século XX, a adição de cobre, fósforo, cromo e outros elementos de ligas tiveram um efeito positivo sobre os aços. Essas adições conferiram grandes mudanças, como resistência à corrosão, resistência a trincas, resistência à fadiga, resistência ao desgaste, melhora na soldabilidade, e até mesmo, mudança nas propriedades elétricas e magnéticas dos aços (PANNONI, 2004). Diante disso, pode-se compreender a importância da aplicação destes aços, seja na engenharia, nas estruturas fixas como edifícios e pontes, nas estruturas móveis como na indústria ferroviária, automobilística e naval (ARRUDA, 2009).

Na indústria de transporte (caminhões, ônibus, navios, etc), por exemplo, é exigida uma relação resistência/peso mais satisfatória na aplicação do aço. Nesses casos, onde o material está sujeito a esforços severos, choques repentinos e a perda da resistência por ação corrosiva, são indicados os aços de baixo teor em liga (CHIAVERINI, 2002).

Os aços de baixa liga são aços carbono acrescidos com 1,5 a 5% de elementos de liga como, manganês, silício, níquel, cromo, cobre, molibdênio e vanádio. Tiveram seu grande estímulo ao emprego pela companhia norte-americana United States Steel Corporation que, no início da década de 1930, desenvolveu um aço patinável que a princípio seria usado na indústria ferroviária, mais precisamente em vagões, cujo nome comercial era Cor-Ten (PANNONI, 2004; INFOMET, 2015).

Inicialmente, o aço Cor-Ten foi desenvolvido para permitir a construção de vagões mais leves e sua propriedade de resistir à corrosão foi alcançada por casualidade, mesmo que desde o fim do século XIX já se conheciam as influências benéficas do cobre e do fósforo. (PANNONI, 2004)

Em 1958, O arquiteto norte americano Eero Saarinen, utilizou o aço patinável em uma construção, onde foi empregado sem pintura e deixado ao tempo, tendo ele considerado que a ferrugem que se formava sobre ele constituía por si mesma um revestimento não só aceitável, como atraente (HALL, 1995).

Após o uso por Eero Saarinen, os aços patináveis foram estudados, desenvolveram e evoluíram enquadrando-se em normas que especificaram limites

de composição química e propriedades mecânicas (PANNONI, 2004). Gentil (1996), afirma que os aços patináveis são utilizados com sucesso em inúmeras obras de arquitetura, como na construção de edifícios de múltiplos andares, pontes, viadutos, passarelas, defensas, torres de transmissão, edifícios industriais, telhas e vagões de estradas de ferro.

Segundo Pannoni e Wolynec (1989), os elementos de ligas estão presentes em todos os aços basicamente de duas formas, integravam as matérias primas (coque, minério ou sucata), ou porque foram devidamente adicionados no processo para conferirem determinada propriedade. A adição dos elementos de liga no aço é pequena, de forma que tais elementos não tenham qualquer efeito sobre a resistência deste a corrosão atmosférica. No entanto, sabe-se há mais de 80 anos que a adição de pequenas quantidades de cobre, fósforo e outros elementos tem um efeito benéfico sobre os aços, reduzindo a velocidade em que são corroídos, quando expostos ao ar.

Dentre os aços, o aço patinável é um dos representantes mais notáveis, pois além de dispensarem a pintura em certos ambientes, apresentam uma resistência mecânica maior que a dos aços estruturais comuns. Em ambientes extremamente agressivos, como regiões que apresentam grande poluição por dióxido de enxofre ou aquelas próximas da orla marítima, a pintura lhes confere uma proteção superior àquela conferida os aços comuns (WANG ET AL, 1997, PANNONI, 2004).

Wang (1997) relatam que o aço patinável tem sido largamente utilizado, devido a sua excelente resistência à corrosão atmosférica, desde que foram criados e desenvolvidos pela US Steel na década de 1930. Devido às suas características, é amplamente utilizado para projetos de estruturas que requerem longevidade e pouca manutenção (WANG , 1997).

Os aços carbono em contato com o ambiente produzem uma camada de ferrugem porosa, onde as partículas de óxido soltam-se facilmente do substrato, que facilita o ingresso de oxigênio e água, perpetuando o processo corrosivo. Nos aços patináveis a proteção contra a corrosão do ambiente é conferida pela formação de uma camada aderente dos produtos de corrosão. A pátina (característica singulares dos aços cor-ten) é uma película de óxidos durável, resistente e aderente, que se desenvolve sob condições particulares. Essa camada, quando bem formada, é a principal responsável por reduzir de forma eficiente à corrosão (PANNONI, 2004;

WANG, 1997). Segundo Wang (1997), esta camada protetora está relacionada com os elementos de liga e com as condições ambientais presentes.

Segundo Pannoni (2004), os elementos de liga, notadamente o cobre, inibem a formação de óxidos de ferro, sendo protetor, na interface metal/ferrugem. Os produtos de corrosão formam uma camada mais densa e compacta que protege mais efetivamente a superfície do aço dos componentes corrosivos da atmosfera.

Vários fatores estão ligados à formação da pátina protetora: como parâmetros climáticos e níveis de poluição do local onde a estrutura está exposta; do grau de abrigo de um dado componente estrutural; e da própria composição química do aço. (PANNONI 2004).

Períodos de molhamento e secagem intermitentes devido à incidência de chuvas e aos ciclos dos ventos, são favoráveis para o início e formação e desenvolvimento dessa camada (KENNY, 1995). Sob essas condições, a pátina apresenta cor marrom escura (figura 1A) (PANNONI, 2004). Daí o fato de não apresentarem resistência à corrosão quando estiverem sempre úmidos ou sujeitos à imersão em solução aquosa (PANNONI 2004).

Em ausência de da chuva, a superfície metálica fica recoberta por uma camada de ferrugem de coloração marrom amarelada (figura 1B) que é menos protetora do que a pátina bem formada, porém ainda mais resistente e aderente que a ferrugem formada no aço comum. (PANNONI 2004).

Após o período de estabilização da ferrugem, cerca de um a dois anos, o aço apresenta uma coloração castanho-escuro característica (figura 1C). Conforme o passar dos anos a coloração da pátina estabilizada tende a escurecer (PANNONI 2004).

Figura 1- Coloração dos aços patináveis expostos a diferentes condições. (A): Períodos de molhamento e secagem intermitentes (cor marrom escura); Figura 1(B): Ausência de chuva (cor marrom amarelada); Figura 1(C): Pátina estabilizada (cor castanha escuro).

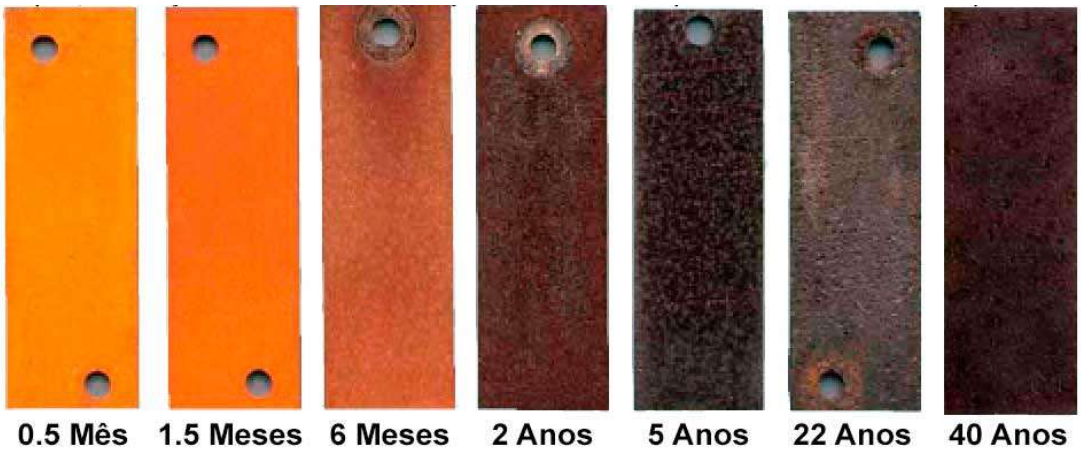
Fonte: Google imagens.

De modo geral, a velocidade de corrosão é estabilizada na maior parte das atmosferas após três ou quatro anos de exposição. Em exposições internas, não há diferença sistemática observada entre os aços patináveis e os aços carbono estruturais comuns (PANNONI, 2007).

Em áreas rurais a velocidade de corrosão também é normalmente pequena tanto para os aços carbono estruturais quanto para os aços patináveis, e o período de tempo necessário para o desenvolvimento de uma pátina protetora e de boa aparência pode ser muito longo (Figura 2) (PANNONI, 2007).

Em áreas urbanas, onde os teores de dióxido de enxofre não excedem 100mg/m^3, os aços patináveis apresentam velocidades de corrosão estabilizadas em valores muito próximos daqueles observados em atmosferas rurais. Todavia, a baixa velocidade de corrosão observada em ensaios comparativos entre aços patináveis e aços estruturais comuns são devido primordialmente à baixa corrosividade do meio e não à composição química diferenciada do aço (PANNONI, 2007).

Figura 2- Coloração do Cor-ten anos após exposição.



Fonte: Página Cor-tem Kairós na internet.[1]

A pátina não é plenamente desenvolvida em ambientes marinhos agressivos, onde a velocidade de corrosão pode ser bastante alta. Isso também é válido quando a estrutura se encontra próxima da praia e também para superfícies abrigadas da chuva, onde o acúmulo de cloretos (que nunca são lavados pela chuva) acaba promovendo um grande ataque. Já sob condições de longo tempo de umedecimento (ou umedecimento permanente), como na exposição ao solo ou à água, a velocidade de corrosão dos aços patináveis é aproximadamente a mesma daquela encontrada para o aço carbono estrutural (PANNONI, 2007).

Os aços patináveis normalmente contêm de 0,2 a 0,5% de cobre. De acordo com a Teoria de Tomashov, o benefício da adição de cobre é devido à formação de uma cobertura superficial que age como proteção. É provável que o cobre forme sulfatos básicos com baixa solubilidade que se precipitam nos poros da camada de óxido que diminuem a porosidade (TOMASHOV ,1964). A adição de cobre nessas quantidades tem como consequência o aumento significativo da resistência à corrosão atmosférica, especialmente quando o aço tem enxofre como impureza (ARRUDA, 2009).

[1] Disponível em https://www.kairoscorten.com.br/, acesso em: 22/05/2017

A adição de 0,01% a 0,04% de cobre pode determinar uma diminuição de até 70% da taxa de corrosão quando comparada ao aço carbono (LANDOT, 1997).

O aço patinável apresenta comportamentos distintos para os períodos de formação e pós-formação da pátina. Segundo Zhang (2002) quando o aço patinável é exposto por quatro anos em ambiente costeiro, apresenta comportamento semelhante ao aço-carbono até o segundo ano de exposição, e a resistência à corrosão deste material não é marcante. Após o segundo ano, por ação do elemento de liga Cr, nota-se um aumento na resistência à corrosão.

Fatores ligados à geometria da peça também explicam por que diferentes estruturas do mesmo aço dispostas lado a lado podem ser atacadas de modos distintos. Este fenômeno é atribuído à influência de seções abertas/fechadas, drenagem correta das águas de chuva e outros fatores que atuam diretamente sobre os ciclos de umedecimento e secagem. Regiões particulares tais como juntas de expansão, articulações e regiões superpostas tem comportamento crítico quanto à corrosão, tal como ocorre com os aços carbono tradicionais. A corrosão também se deve aos elementos de ligação utilizados na estrutura (chapas, parafusos, porcas, arruelas, rebites, cordões de solda, etc.) devem apresentar não só resistência mecânica compatível com o aço patinável, mas também compatibilidade química, para evitar, ou minimizar o aparecimento da corrosão entre os componentes (PANNONI, 2004).

3.2 Corrosão Atmosférica

Pode-se definir a corrosão atmosférica, como um processo eletroquímico, por meio do qual um metal ou ligas metálicas se deterioram quando submetidos à ação do ambiente. Dentre as formas de ataque de corrosão, essa é considerada uma das formas de ataque mais danosas sob o ponto de vista econômico e de segurança dos projetos de engenharia, podendo proporcionar prejuízos maiores que os decorrentes de outras formas de corrosão. Quando a superfície é molhada pela chuva, orvalho ou adsorção de umidade, os sítios de sulfato em combinação com a área vizinha formam as superfícies de corrosão (PANNONI, 2004).

Kucera e Mattsson (1987, p. 232) explicam que a iniciação da corrosão em uma superfície metálica limpa em atmosfera isenta de contaminantes é um processo

bastante lento mesmo em atmosfera saturada de vapor. O fator de maior importância para a iniciação da corrosão é a presença de partículas sólidas na superfície (KUCERA E MATTSSON, 1987). Landolt (1997), complementa que o oxigênio do ar é difundido até o eletrólito onde sofre redução. Simultaneamente, o ferro é oxidado em íon ferroso que é dissolvido no eletrólito.

No início do processo de corrosão são criadas áreas anódicas circundadas por áreas catódicas. Em presença do eletrólito sobre a superfície do metal, são criadas as condições para a propagação do processo corrosivo. O processo é estimulado pelo SO_2 absorvido para superfície de corrosão, então o sulfato é acumulado nos anodos e cria os sítios de sulfato na camada de óxido. No estágio inicial, a superfície é coberta por um grande número de sítios de sulfato. Com o aumento no período de exposição, os sítios tornam-se maiores e a sua quantidade por unidade de área diminui (KUCERA E MATTSSON, 1987).

A possibilidade de predição da perda de massa do aço sujeita à corrosão atmosférica é fundamental para a determinação da vida útil das construções em aço, bem como para o conhecimento dos custos relacionados à manutenção (KUCERA E MATTSSON, 1987).

Segundo Money (1992) a agressividade do ambiente é indicada pela designação do tipo de ambiente como rural, urbano, industrial, marinho ou uma combinação destes, como segue:

- A atmosfera rural é classificada como aquela que não contém poluentes industriais, porém contém componentes orgânicos e inorgânicos. A atmosfera rural é geralmente a menos corrosiva. (MONEY, 1992; KUCERA E MATTSSON, 1987)
- A atmosfera das grandes cidades, hoje apresentam além dos compostos tipicamente urbanos, SOx e NOx, emitidos pelos motores dos veículos, também compostos tipicamente industriais, como derivados mais pesados de hidrocarbonetos entre outros. (MONEY, 1992; KUCERA E MATTSSON, 1987)
- A atmosfera industrial pode conter dióxido de enxofre, cloretos, fosfatos e nitratos ou outras emissões industriais específicas. Estas emissões combinam-se com a precipitação da umidade para formar o eletrólito. (MONEY,1992)

Nas atmosferas poluídas com cloretos, Kucera e Mattson (1987) explicam que a corrosão do aço se processa sobre a superfície em locais semelhantes aos sítios

de sulfato. Eles podem crescer em torno das partículas de cloretos depositadas sobre as superfícies, onde a solução de cloreto concentrada destrói localmente o filme passivante de FeOOH. Nas áreas anódicas formadas, os cloretos são concentrados por migração, enquanto a superfície em volta coberta por óxido atua como um catodo.

Áreas próximas a regiões marítimas são um dos ambientes mais corrosivos. Tem sido demonstrado que a quantidade de sais (cloretos) neste ambiente diminui com o aumento na distância do oceano e é grandemente influenciada pela direção e pela velocidade dos ventos. A atmosfera marinha apresenta finas partículas de sais que são transportadas pelos ventos e depositadas sobre os materiais (MORCILLO , 1999).

A agressividade da atmosfera em região litorânea é causada principalmente pela presença de cloretos que são transportados pela névoa salina proveniente do mar. Estes cloretos causam a formação de produtos de corrosão solúveis e tendem a destruir a passivação da superfície do metal além de aumentar a condutividade do eletrólito. Esta é a razão primária do porque a taxa de corrosão de estruturas expostas em ambientes marinhos é muito elevada (MORCILLO , 1999).

A superfície do metal pode ser umedecida de sais, depositados ou formados pela corrosão, que absorverem água da atmosfera. Tal absorção ocorre acima de uma certa umidade relativa, chamada de umidade relativa crítica, cujo valor depende da natureza dos contaminantes sobre a superfície do metal. Normalmente, a corrosão aumenta quando a umidade relativa excede o valor para o qual o sal começa a absorver água e se dissolver. A umidade relativa, juntamente com a freqüência de chuvas, orvalho e temperatura do ar e da superfície do metal, tem efeito no parâmetro tempo de molhamento, que é extensamente utilizado em modelos que relacionam a taxa de corrosão com o ambiente (KUCERA E MATTSSON, 1987). Estes autores reportam que o principal significado do termo *“tempo de molhamento”,* é a extensão de tempo durante o qual a superfície do metal é coberta por um filme de água que possibilita a corrosão atmosférica. O aumento no tempo de molhamento proporciona um aumento na taxa de corrosão. Afirmam ainda que o aumento na temperatura estimula o ataque corrosivo pelo aumento nas taxas de reações químicas e eletroquímicas bem como de processos difusivos. Por outro lado, um aumento na temperatura leva à evaporação mais rápida do filme de líquido

na superfície do metal. A taxa de corrosão do aço depende da interação de diversos parâmetros ambientais tais como pluviosidade, temperatura, umidade, insolação, incidência dos ventos, precipitação de poluentes. Além das condições climáticas, os outros parâmetros que influenciam no comportamento da corrosão são os poluentes, que podem causar aumento na condutividade do eletrólito, mudança na umidade relativa crítica e afetar os produtos de corrosão que poderiam proteger a superfície do metal.

Leuenberger-Minger (2003) afirmam que os poluentes atmosféricos atingem as superfícies de materiais expostos e são incorporados ao eletrólito por deposição seca ou úmida. Os poluentes de maior relevância na corrosão atmosférica são os cloretos e os compostos de enxofre como o dióxido e os sulfatos.

As partículas em suspensão na atmosfera também podem contribuir para a corrosão dos metais. Gentil (1996) explica que a deposição de material não metálico, como sílica, que embora não atacando diretamente o material metálico, cria condições de aeração diferencial, ocorrendo corrosão localizada embaixo do depósito. A deposição de material metálico, de natureza química diferente daquele da superfície em que estiver depositado, pode causar a formação de pilhas de eletrodos metálicos diferentes, com a consequente corrosão galvânica do metal mais ativo. As partículas podem também reter, sobre a superfície metálica, gases corrosivos existentes na atmosfera – caso de partículas de carvão que, devido ao seu grande poder de adsorção, adsorvem gases de atmosferas industriais, os quais, com a umidade, formam substâncias corrosivas como ácido sulfúrico e sulfídrico.

3.3 Ensaio de tração

O esforço de tração sólido provoca uma deformação na direção do esforço produzindo um alongamento longitudinal, associado a uma contração na seção transversal. Há uma relação entre tensão aplicada (carga sobre área da secção transversal da peça) e a deformação resultante. A uniformidade da deformação permite ainda obter medições precisas da variação dessa deformação em função da força aplicada. Essa variação é de extrema importância para o Engenheiro, que por meio de pontos ou de uma reta dada pela máquina determina a curva tensão por

deformação do material. Porém ao se alcançar o ponto de tensão máxima suportada pelo material, a uniformidade na deformação termina devido ao aparecimento do fenômeno de estricção, ou diminuição da seção do corpo de prova, para metais com certa ductilidade. A ruptura se dá na faixa estreita do material, a menos que defeitos internos promovam a ruptura em algum ponto fora dessa região, o que é de rara ocorrência (SOUZA, 1982).

A facilidade na execução e a produtividade dos resultados colocam o ensaio de tração como um dos mais importantes meios de se determinar propriedades mecânicas dos materiais em engenharia (BLUHM,1965).

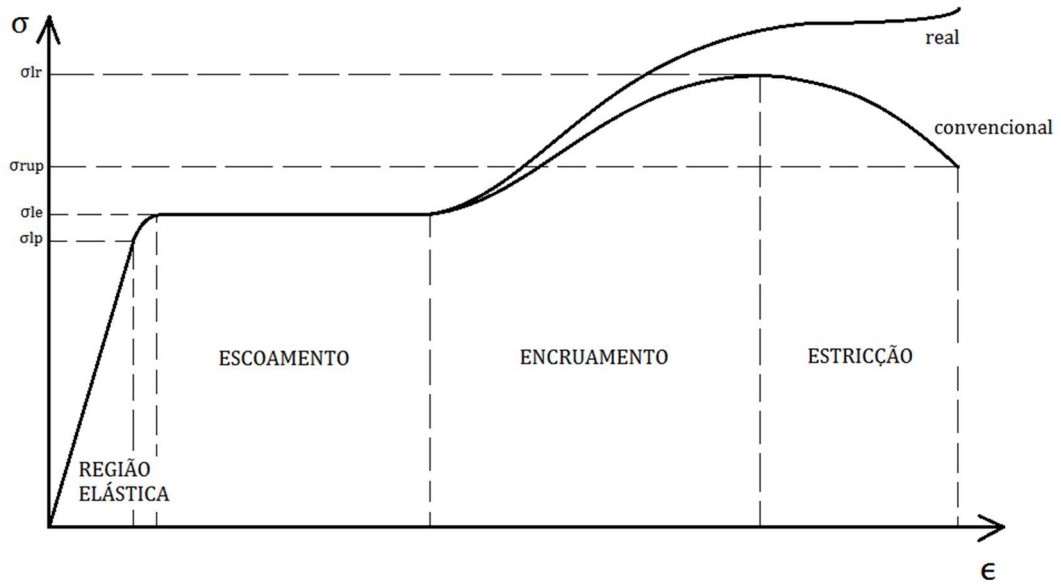
Em engenharia o ensaio de tração é amplamente utilizado na determinação de dados quantitativos das características mecânicas dos materiais, como por exemplo: limite de resistência à tração (σ_u), limite de escoamento (σ_e), módulo de elasticidade (E), módulo de resiliência (U_p), módulo de tenacidade (U_t), ductilidade, coeficiente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (K), o modo de obtenção dessas propriedades é analisado nos parágrafos abaixo e também ao longo desta revisão teórica (GARCIA, 2000).

Quando aplicamos uma força de tração sobre a superfície transversal de uma peça, produzimos um alongamento. Esse, dentre certos limites, é proporcional a tensão aplicada (GARCIA, 2000).

A tensão nominal no diagrama tensão-deformação (Gráfico 1) correspondente à resistência à tração (limite de resistência) é definida pelo valor máximo da carga e a pela área da secção transversal original do corpo de prova. Essa relação em alguns materiais mais dúcteis, não expressa o verdadeiro comportamento da tensão. Devido a um grande estrangulamento ou estricção na área de ruptura, o cálculo da tensão nominal, determinada a partir da área inicial do corpo de prova é menor do que a real, por ser realizado com a área da secção transversal verdadeira, portanto menor que a inicial (GARCIA, 2000).

Os dados obtidos por um ensaio de tração são fortemente influenciados pela temperatura, velocidade de deformação, anisotropia do material, tamanhão de grão e porcentagem de impurezas presente no material (GARCIA, 2000)

Gráfico 1- Curva tensão - deformação de engenharia.



Fonte: Dieter (1982)

Do mesmo modo que a “tensão real” é obtida dividindo-se a carga aplicada, em qualquer estágio de sua aplicação, pela área de secção real, pode-se obter a “deformação real” ou “deformação logarítmica” que equivale, para um determinado aumento de carga, à relação da mudança comprimento devido ao incremento da carga para a grandeza do comprimento, imediatamente, antes da aplicação do incremento de carga (CHIAVERINI, 1986)

Os ensaios de tração podem ser realizados com uma parte do próprio material. O corpo de prova é, usualmente, obtido pela usinagem de uma amostra do produto ou obtido por forjamento ou fundição. Entretanto, produtos de seção constante (barras, fios, etc.) e também corpos de prova fundidos (ferro fundido cinzento, ferro fundido branco, ligas não ferrosas) podem ser ensaiados sem serem usinados (NBR 6152, 2002).

O corpo de prova tem forma e dimensões especialmente indicadas para o ensaio e obedece a normas específicas. A Associação Brasileira de Normas

Técnicas (ABNT) tem o método MB-4 que indica a forma e as dimensões de um corpo de prova, segundo o caso e o material usados no ensaio (NBR 6152, 2002).

O alongamento do corpo de prova pode ser medido em qualquer etapa do ensaio de tração. Entretanto o comprimento final, no momento da ruptura, é necessário para o cálculo da deformação total. (CHIAVERINI, 1986, NBR 6152, 2002).

A deformação total é a soma das deformações:

- Deformação elástica (recuperada após a ruptura);
- Deformação durante o escoamento;
- Deformação plástica;
- Deformação depois de atingida a carga máxima.

3.4 Ensaio de compressão

Metais comportam-se diferentemente no ensaio de compressão, conforme variam sua ductilidade. Enquanto os metais frágeis rompem praticamente sem fase elástica, os metais dúcteis sofrem grande deformação na fase plástica, às vezes sem atingir a ruptura. Abaixo se descreve o comportamento de cada tipo de metal (GARCIA, 2000).

O ensaio de compressão é o mais indicado para avaliar algumas características, principalmente quando se tratam de materiais frágeis, como ferro fundido, madeira, pedra e concreto. É também recomendado para produtos acabados, como molas e tubos (GARCIA, 2000).

Quando um material é submetido a cargas de compressão, as relações entre tensão e deformação são semelhantes àquelas obtidas no ensaio de tração. Até a tensão de escoamento, o material comporta-se elasticamente. Ultrapassando esse valor, ocorre a deformação plástica (DIETER, 1982).

No teste de compressão o corpo de prova é testado pela aplicação de uma carga axial compressiva, e construído o diagrama tensão–deformação, semelhantemente ao procedimento do ensaio de tração (GARCIA, 2000).

Materiais dúcteis e materiais frágeis, especificamente metais, comportam-se diferentemente no ensaio de compressão. Enquanto os metais frágeis rompem

praticamente sem fase elástica, os metais dúcteis sofrem grande deformação na fase plástica, às vezes sem atingir a ruptura (GARCIA, 2000).

3.5 Inclusões não-metálicas

As impurezas normais dos aços são o fósforo, o enxofre, e os óxidos de manganês, silício e alumínio, formando as chamadas “inclusões não metálicas”. A formação dessas inclusões se dá, em grande parte, na fase final de desoxidação os aços (INFOMET, 2017; CHIAVERINI, 1979).

As inclusões nos aços são de várias naturezas e são devidas a uma série de causas, todas elas ligadas a reações que ocorrem no aço líquido, durante seu processo de fabricação. As causas mais importantes são:

- Precipitação, durante o processo de solidificação do aço, de óxidos e sulfetos cuja solubilidade no aço líquido ou sólido diminui à medida que cai a temperatura; (CHIAVERINI,1979).
- Separação deficiente dos produtos de oxidação e de sulfuração resultantes da adição de desoxidantes e dessulfurantes (CHIAVERINI,1979);
- Formação de escórias nos fornos e nas panelas de vazamento;
- Arrastamento para o metal líquido de produtos de erosão e corrosão do material refratário das paredes dos fornos ou dos canais de vazamento; (CHIAVERINI,1979).
- Adição de produtos como ferro-ligas ou aditivos de fundição, mais difíceis de se dissolverem no banho metálico (CHIAVERINI,1979).

Devido à tendência de se produzirem aços com propriedades cada vez melhores, em face das condições de sua aplicação se tornarem cada vez mais severas, o estudo do efeito das inclusões nessas propriedades e o aperfeiçoamento das condições de fabricação, têm concentrado, nos últimos anos, a atenção dos estudiosos na matéria (CHIAVERINI,1979; FERNANDES 2002).

Na realidade, algumas das inclusões podem até mesmo serem consideradas necessárias ou benéficas devido ao efeito de certo modo positivo que pode acarretar. Mesmo assim, e principalmente quando as condições de serviço provocam o aparecimento de esforços cíclicos e alternados, alguns tipos de inclusões podem ser prejudiciais, sobretudo quando sua quantidade, forma e

dimensões estão além do que se considera aceitável (INFOMET, 2017; CHIAVERINI,1979).

Dentre as impurezas, o fósforo foi considerado, por muito tempo, um elemento exclusivamente nocivo, devido à fragilidade a frio que confere aos aços, sobretudo nos aços duros, de alto carbono e quando seu teor ultrapassa certos limites. Por essa razão, as especificações são rigorosas a respeito. Certas especificações restringem as porcentagens máximas admissíveis aos valores abaixo, conforme as aplicações consideradas (INFOMET, 2017; CHIAVERINI,1979).

O cobre, níquel e cromo, juntamente com o fósforo em baixos teores apresentam alguns aspectos favoráveis, pois ao aumentar a dureza do aço, aumenta igualmente sua resistência à tração, fato esse que pode ser aproveitado nos aços de baixo carbono onde seu efeito nocivo é menor, juntamente com outros elementos como cobre, níquel e cromo em baixos teores. Além disso, o fósforo melhora a resistência à corrosão e a usinabilidade dos aços, principalmente neste último caso, quando adicionado juntamente com o enxofre. (CHIAVERINI,1979; FERNANDES 2002).

Nos aços-liga, o fósforo, por exemplo, especificado com 0,04% no máximo em alguns casos e em outros, 0,025% máximo. Não possui esse elemento tendência a formar carbonetos, mas dissolve-se na ferrita, endurecendo-a e aumentando o tamanho de grão do material, ocasionando a “fragilidade a frio”, representada por baixa resistência ao choque ou baixa tenacidade. Essa influência é tanto mais séria, quanto mais alto o teor de carbono do aço (INFOMET, 2017; CHIAVERINI,1979).

3.6 Fragilidade

Ainda que tecnicamente a fragilidade se defina mais propriamente como a capacidade de um material de fraturar-se com pouca deformação. Pelo contrário, os materiais dúcteis ou tenazes se rompem após sofrer perceptíveis deformações, geralmente do tipo deformações plásticas. A fragilidade, ao contrário da tenacidade, tem a peculiaridade de absorver relativamente pouca energia, diferentemente da ruptura dúctil (CHIAVERINI, 1979).

A fragilidade de um material também se relaciona com a velocidade de propagação ou crescimento de trincas através de seu corpo. Isto significa um alto risco de fratura súbita dos materiais com estas características uma vez submetidos a esforços. Ao contrário, os materiais tenazes são aqueles que são capazes de deter o avanço de trincas (CHIAVERINI, 1979).

3.6.1 Fragilidade a quente

Geralmente, a temperatura mais elevada de trabalho a quente é limitada bem abaixo do ponto de fusão devido a possibilidade de fragilização à quente (existência de compostos com menor ponto de fusão). Basta uma pequena quantidade de um filme de constituinte com baixo ponto de fusão nos contornos de grão para fazer um material desagregar-se quando deformado (fragilidade a quente).

Um elemento não desejado, que pode estar presente nos aços, devido à falta de controle no processo de fabricação ou até no emprego de sucata estanha, pode tornar o material suscetível à fragilidade a quente (INFOMET, 2017; CHIAVERINI, 1979).

Outros elementos residuais que podem ser encontrados nos aços são certos elementos de liga existentes nas matérias primas empregadas na fabricação do aço. Então nesse caso, o titânio, o vanádio o zircônio, o cromo e o cobre. Como elementos residuais, pouco afetam, isoladamente, as propriedades daquelas ligas. Contudo, como a maioria desses elementos aumenta o fator de endurecimento dos aços, seu efeito adicionado pode ter consequências indesejáveis, principalmente quando a ductilidade é fator crítico, como em aplicações de estampagem profunda. Por isso na fabricação de aços existe um cuidado de reduzir ao mínimo a quantidade desses elementos nos aços comuns, mediante uma seleção cuidadosa da sucata utilizada (INFOMET, 2017; CHIAVERINI,1979).

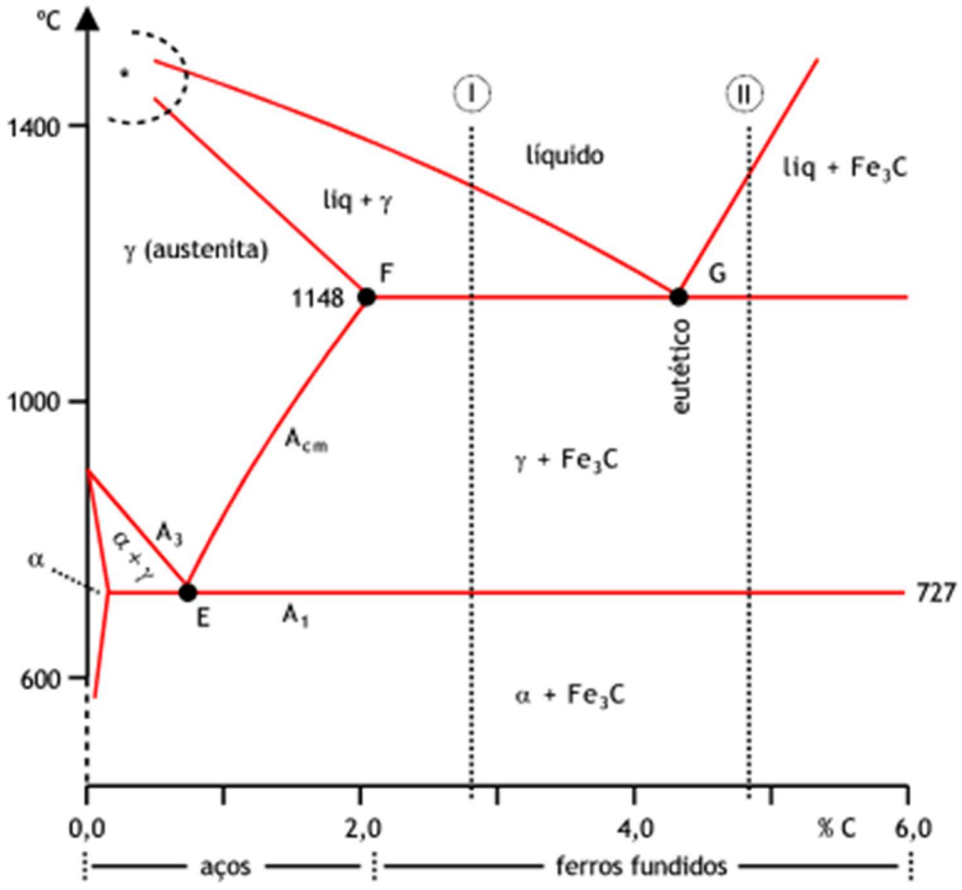
Outros tipos de inclusões nos aços são os sulfetos FeS e MnS que se localizam nas regiões de maior segregação e, portanto, são igualmente prejudiciais.

O sulfeto de ferro possui um ponto de fusão muito baixo, em relação ao do aço (o FeS solidifica em torno de 1000°C), de modo que sua presença nos processos de conformação mecânica a quente, realizados normalmente acima de 1000°C, confere ao aço a chamada “fragilidade a quente”, defeito que deve ser

evitado para permitir uma conformação mecânica correta. Nessas condições, faz-se necessária a adição do manganês, pois o enxofre tem maior afinidade por esse elemento do que pelo ferro e o sulfeto de manganês formado, cujo ponto de fusão é em torno de 1600°C (103), elimina a fragilidade a quente. Além disso, o MnS forma-se em partículas diminutas, relativamente plásticas, deformando-se e amoldando-se no sentido em que o material é trabalhado (CHIAVERINI, 1979)

Analisando o Diagrama Ferro-Carbono, podemos observar que na faixa de temperatura de A_3 (tanto em equilíbrio A_{3e} quanto no resfriamento $A_{3r)}$ o Cu é relatado não ser prejudicial à ductilidade quente. (CHIAVERINI,1979; COMINELLI 2017)

Figura 3- Diagrama Ferro-Carbono



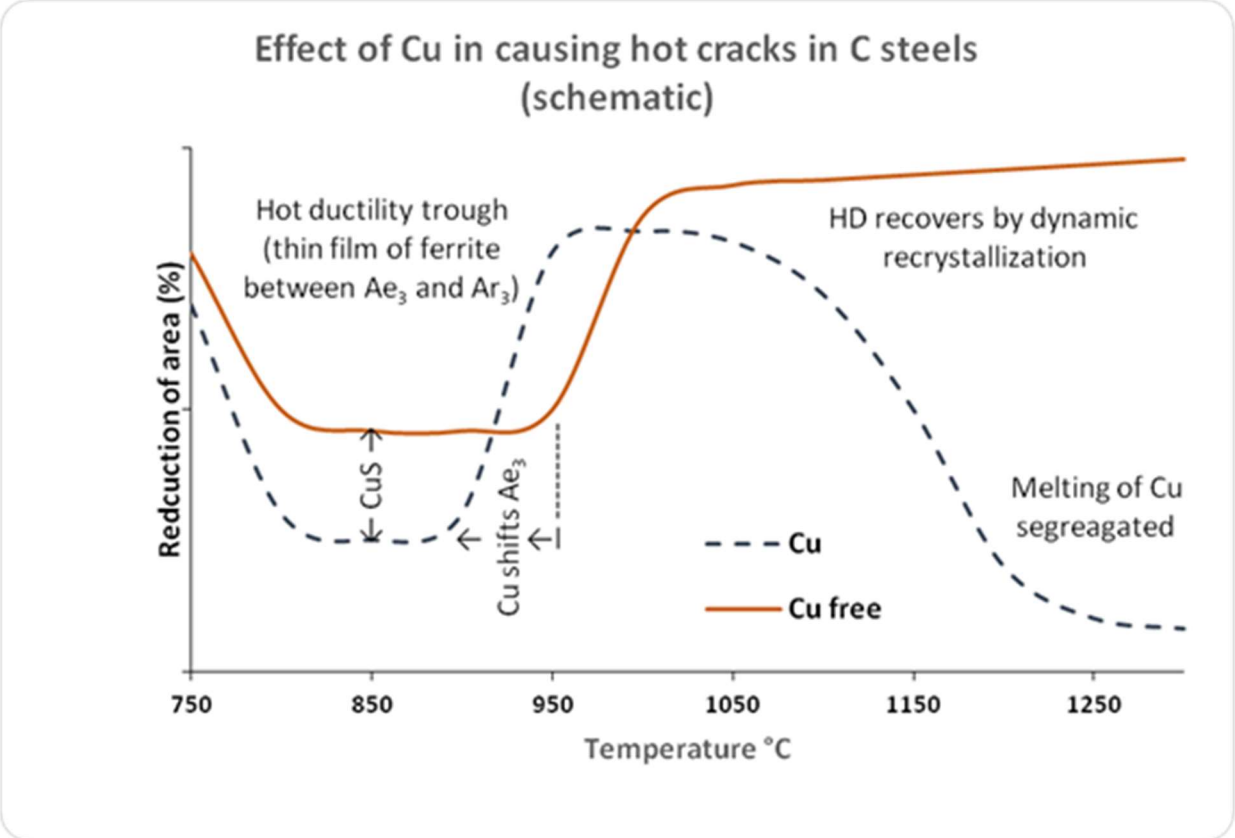
Fonte: Chiaverini (1986).

Fazendo um comparativo do comportamento dos aços quando submetido a altas temperaturas, com e sem a adição de Cobre (Figura 5).

Em temperaturas baixas (abaixo de A_3) o aço sem adição de cobre, tem uma redução de área, devido a formação de filme de perlita entre a austenitas. Conforme, a temperatura vai aumentando o aço consegue reorganizar sua estrutura.

Já o aço com adição de cobre, em baixas temperaturas, tem uma redução de área maior que o aço carbono, devido a presença de sulfetos de cobre. Até a faixa de temperatura A_3 não existem restrições ao seu uso. Porém, conforme a temperatura aumenta o cobre presente como elemento de liga, chega fase liquida, devido ao seu baixo ponto de fusão.

Figura 4- Efeito do comportamento o cobre em altas temperaturas



Fonte: Comineli (2017)

Portanto, esta investigação centrou-se no problema das inclusões que influenciam a concentração de Cu e as suas consequências em trincas a quente, tanto no ensaio de tração quanto de compressão.

3.6.2 Fragilidade a quente dos aços contendo cobre

O uso do cobre como elemento de liga é muito limitado, por causa do sério problema de fragilidade no processamento a quente do aço, que provoca trincas no lingotamento contínuo, laminação e soldagem. Esta limitação reduz a reciclabilidade das sucatas, na medida em que a contaminação com cobre tende a aumentar, resultado do aumento da quantidade de componentes eletrônicos na automação dos automóveis e eletrodomésticos descartados. O controle da fragilidade a quente é possível pela adição de níquel, que encarece o aço. Resolvendo-se o problema da fragilidade a quente, além do benefício ambiental, pode-se aumentar o uso destes aços patináveis, para aplicações em construção civil e mecânica, estruturas, automobilística, naval, ferroviária e dutos. Comineli (2007) propõe uma nova tecnologia patenteada para reduzir o problema de trincas, permitindo que os benefícios da adição de cobre tornem estes aços patináveis um material altamente interessante para as aplicações em engenharia.

4 EXPERIMENTAL

4.1 Material Utilizado

Foram realizadas as análises químicas na amostra original (Figura A1) do mesmo aço (aço 2), por O. Comineli, através do processo de fabricação, que estão representadas na tabela 1.

Tabela 1- composição química do aço 2.

Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	N
2	0.21	0.14	0.89	0.025	0.0134	0.002	1.78	0.12	0.0081

Fonte: O. Comineli (2007)

As amostras (figura 3) foram entregues, retiradas de corpos de provas testados respectivamente no estado original, nos ensaios de tração e compressão a quente.

Figura 5 - As amostras do aço 2 estão, respectivamente representadas na figura como amostra original (A1), amostra submetida a ensaio de tração (A2) e amostra submetida a ensaio de compressão (A3).

Fonte: Elabração própria

4.2 Processamento

As amostras utilizadas neste trabalho passaram pelos processos de tração e compressão, com subsequente preparação, conforme abaixo:

- Lixamento
- Polimento
- Ataque Químico
- Análise com microscopia ótica (M.O)
- Análise no microscópio eletrônico de varredura (M.E.V)

Os resultados em Electon Probe Micro Analysis – EPMA -, foram feitos na McGill University, Canadá por O. Comineli.

4.2.1 Lixamento

O processo inicial de lixamento, com a lixa mais grossa (100), já havia sido realizado. Por isso foi necessário utilizar somente a lixa mais fina (1000). Essa etapa foi realizada no Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICOMAT) da UFES. Foram utilizadas lixas do tipo "lixa d'água", na Politriz semi-automática DP-3, com água corrente em todo o processo, para evitar o aumento de temperatura. A velocidade de lixamento utilizada durante todo o processo foi baixa.

Vale ressaltar que cada vez que se muda a lixa, deve-se mudar também o ângulo do sentido de lixamento em 90º. O processo de lixamento é feito sob refrigeração com água e obedece a sequência abaixo:

- Posicionar a lixa de 100 no prato giratório do equipamento e não ligar a máquina;
- Abrir o registro de água (elemento refrigerante, conforme citado);
- Manter contato da peça com a lixa com força constante e uniforme.

Após utilizar a primeira lixa, gira-se a peça em 90 graus com relação ao sentido de lixamento anterior. Ao receber a peça bruta, prosseguimos o lixamento

com a lixa 100, depois para as lixas 220, 320, 400, 500, 600, 800 e 1000, através do mesmo processo, até que a amostra obtenha uma aparência ”quase espelhada”. Verificamos ainda o grau de acabamento através de inspeção visual.

4.2.2 Polimento

Para a etapa de polimento utilizou-se panos especiais, colados à Politriz semi-automática DP-10, sobre os quais são colocadas pequenas quantidades de abrasivos.

O abrasivo varia em função do tipo de metal que está sendo preparado. Para essas amostras foram utilizadas pastas de diamante de 6 μm, 3 μm e por último a pasta de 1 μm. O processo de polimento foi feito sob refrigeração com água. Durante este processo aplicou-se constantemente água com abrasivos para que seja mantido um filme refrigerante entre a amostra e o feltro, realizando sempre movimentos circulares, a fim de obtermos um grau de acabamento ideal para análise Metalográfica. O grau de acabamento foi verificado através de microscopia ótica. O ataque químico, a medição do tamanho de grão e a medição da dureza das amostras foram realizadas no TRICOMAT (UFES).

4.2.3 Ataque Químico

Os ataques químicos aplicados a materiais têm como finalidade revelar sua microestrutura, assim como a morfologia das fases presentes e, em alguns casos, as impurezas que venham a estar dispersas na matriz microestrutural. As condições de ataque tais como, composição química, temperatura e tempo, podem ser variadas para atingir as mais diversas finalidades de contrastes (Fazano 1980).

Existe uma enorme variedade de ataques químicos para diferentes tipos de metais e situações. Para as amostras de aço utilizadas neste projeto, o ataque foi feito por imersão da amostra em NITAL 3% (3 ml de HNO3 em 97 ml de álcool etílico (95%)), sendo os 3% correspondentes à concentração do ácido nítrico. As amostras foram lixadas antes de serem submetidas ao ataque:

- Amostra original: imersa em NITAL por 10 segundos

- Amostra submetida à tração: Em um dia foi imersa por 2 segundos e posteriormente lixada, e em outro dia, imersa por 6 segundos e lixada novamente
- Amostra submetida à compressão: em um dia foi imersa por 10 segundos e posteriormente lixada, e em outro dia, imersa por 15 segundos e lixada novamente.

O tempo de imersão das amostras no NITAL tem influência na coloração da região de ataque, que será analisada no microscópio ótico. Esse procedimento também foi realizado no TRICOMAT (UFES).

4.2.4 Análise Microscópio Ótico (MO)

Depois que a amostra foi atacada, no Laboratório TRICOMAT (UFES) foi utilizado o microscópio ótico invertido Nikon Eclipse MA200, para revelar a superfície do material e verificar como sua microestrutura se comporta.

Geralmente a análise Metalógrafica com microscópio ótico é aplicada nos produtos metalúrgicos, que permite observar a granulação do material, a natureza, forma, quantidade e distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões.

Através da análise com o microscópio ótico pode-se observar que as técnicas de lixamento e polimento não produziram alterações na estrutura das amostras.

4.2.5 Análise Microscópio Eletrônico (MEV)

O MEV foi utilizado no LPT - Laboratório de Plasma Térmico da UFES para visualizar as inclusões nas amostras com um aumento de 5000x. Esse tipo e microscópio utiliza um feixe de elétrons no lugar de fótons, que são utilizados em um microscópio óptico convencional, o que permite solucionar o problema de resolução relacionado com a fonte de luz branca.

O MEV é um aparelho que pode fornecer rapidamente informações sobre a morfologia e identificação de elementos químicos de uma amostra sólida. Sua utilização é comum em biologia, odontologia, farmácia, engenharia, química, metalurgia, física, medicina e geologia

Outra característica importante do MEV é a aparência tridimensional da imagem, resultado direto da grande profundidade de campo. Permite também o

exame em pequenos aumentos e com grande profundidade de foco, o que é extremamente útil, pois a imagem eletrônica complementa a informação dada pela imagem óptica.

4.2.6 Microanálise por EDS (Espectroscopia por dispersão de energia)

A microanálise por EDS foi utilizada no LPT - Laboratório de Plasma Térmico UFES para reunir informações químicas importantes para caracterizar o material em si, analisar as inclusões e as áreas próximas às trincas.

Essa técnica considera o princípio de que a energia de um fóton (E) está relacionada com a freqüência eletromagnética (v) pela relação E = hv, onde “h” é a constante de Planck. Fótons com energias correspondentes a todo espectro de raios-X atingem o detector de raios-X quase que simultaneamente, e o processo de medida é rápido, o que permite analisar os comprimentos de onda de modo simultâneo.

O detector é capaz de determinar a energia dos fótons que ele recebe. Fica possível, portanto, traçar um histograma com a abscissa sendo a energia dos fótons (keV) e a ordenada o número de fótons recebidos (contagens). O tempo necessário para adquirir o espectro de boa qualidade fica em torno de 2 minutos.

4.2.7 Análise EPMA

A EPMA é uma técnica de caracterização que quantifica elementos químicos com base em informações específicas de raios X, fornecidas por um feixe de elétrons de alta intensidade. Sua vantagem sobre a EDS é a resolução mínima de cem partes por milhão (ppm) e, assim como os outros, também pode produzir imagem através de um mapeamento da distribuição elementar na amostra**.** Vale ressaltar que essa técnica foi realizada pelo realizada anteriormente por O. Comineli e vamos aproveitar alguns resultados em nosso trabalho.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As amostras foram preparadas para um melhor acabamento para micrografia. Na imagem abaixo com aumento 50x, podemos observar que as estruturas estão bem definidas no plano examinado, gerando uma estrutura heterogênea.

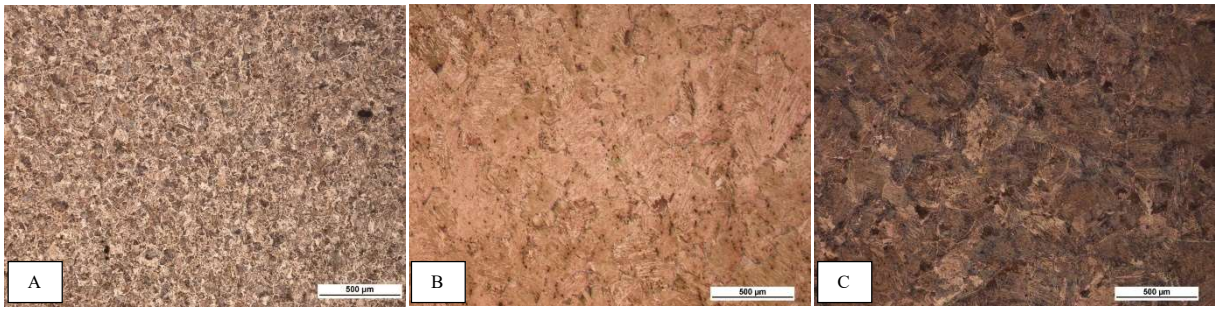
5.1 Microestrutura do centro das amostras

Analisando as amostras A1 (figura 6 A), A2 (figura 6 B) e A3 (figura 6 C), pode-se verificar que nas três amostras a estrutura, de modo geral, poucas alterações ocorreram. Como o Nital 3% não revela elementos como o cobre, que é o motivo em questão, não foi realizado estudos mais aprofundados sobre a análise metalográfica das 3 amostras.

O processo de tração e compressão a quente mudou a estrutura da amostra. Podemos observar pelo tamanho dos contornos de grãos. Como caracterizar a estrutura não está nesse escopo, sugerimos essa análise para trabalhos futuros para trabalhos futuros.

Cada amostra precisou de um tempo diferente de ataque para revelar sua microestrutura, e esse tempo influenciou na coloração das amostras e na resolução com que o contorno dos grãos foi apresentado na microscopia.

Figura 6 – (A) Amostra Original (A1), Aumento 50x, imersão em Nital 3% por 10 segundos. (B) Amostra submetida à tensão (A2), aumento 50x, imersa em Nital 3% por 6 segundos. (C) Amostra submetida à compressão (A3), aumento 50x, imersa em Nital 3% por 15 segundos.



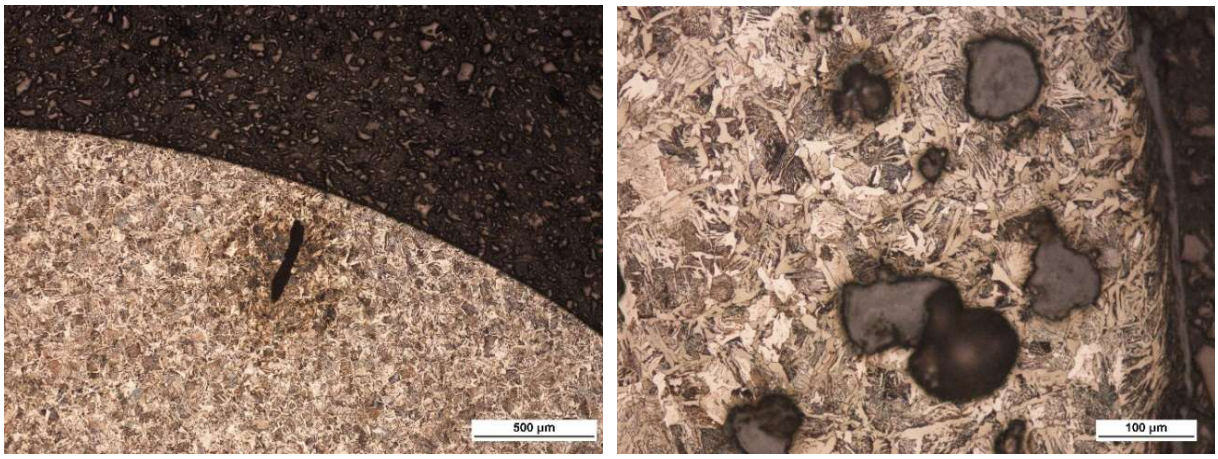
Fonte: Elaboração própria

5.2 Microestrutura das Bordas

Uma boa forma de investigar o comportamento dos aços alta concentração de cobre é observando como se comporta sua estrutura e como distribui suas trincas e inclusões. No entanto, esse método não é o ideal para investigar o comportamento e a distribuição do cobre na amostra. Todavia, a observação aliada com a análise no EDS e EPMA possibilita reunir informação importantes sobre como se distribui o cobre nas 3 amostras.

A amostra original não apresentou trincas nas bordas, mas apresentou inclusões e descontinuidades como mostra na figura 7. Esse resultado é o esperado no comportamento de aços com alto teor de S e Cu.

Figura 7- Microestrutura das bordas da amostra original A1.

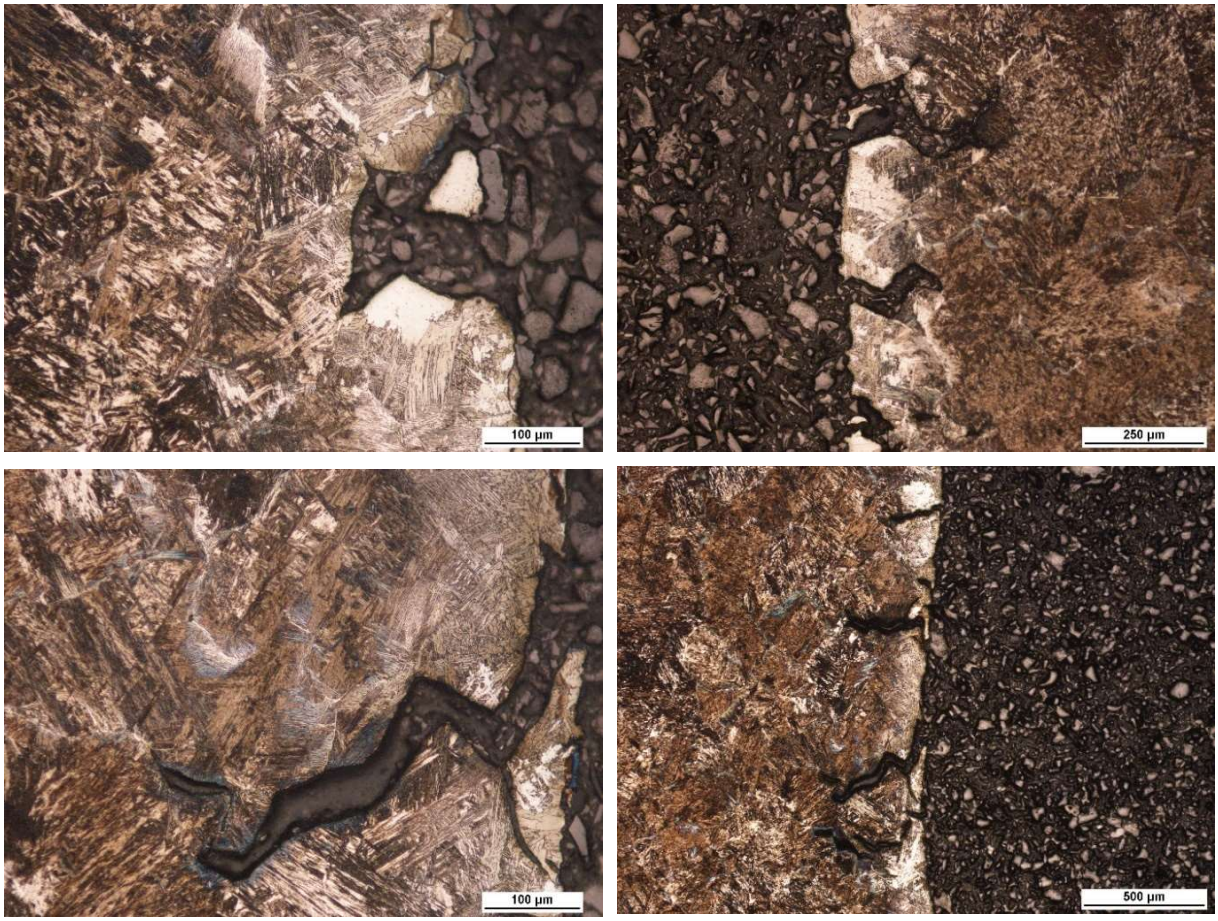


Fonte: Elaboração própria

A amostra A2 apresentou trincas nas bordas e uma coloração mais clara (figura 8), que serão investigadas posteriormente, usando o método de análise por varredura em EDS e EPMA.

Dentre as três amostras foi a que mais apresentou trincas nas bordas. Acreditamos que a maior incidência de trincas está ligada ao ensaio de tração.

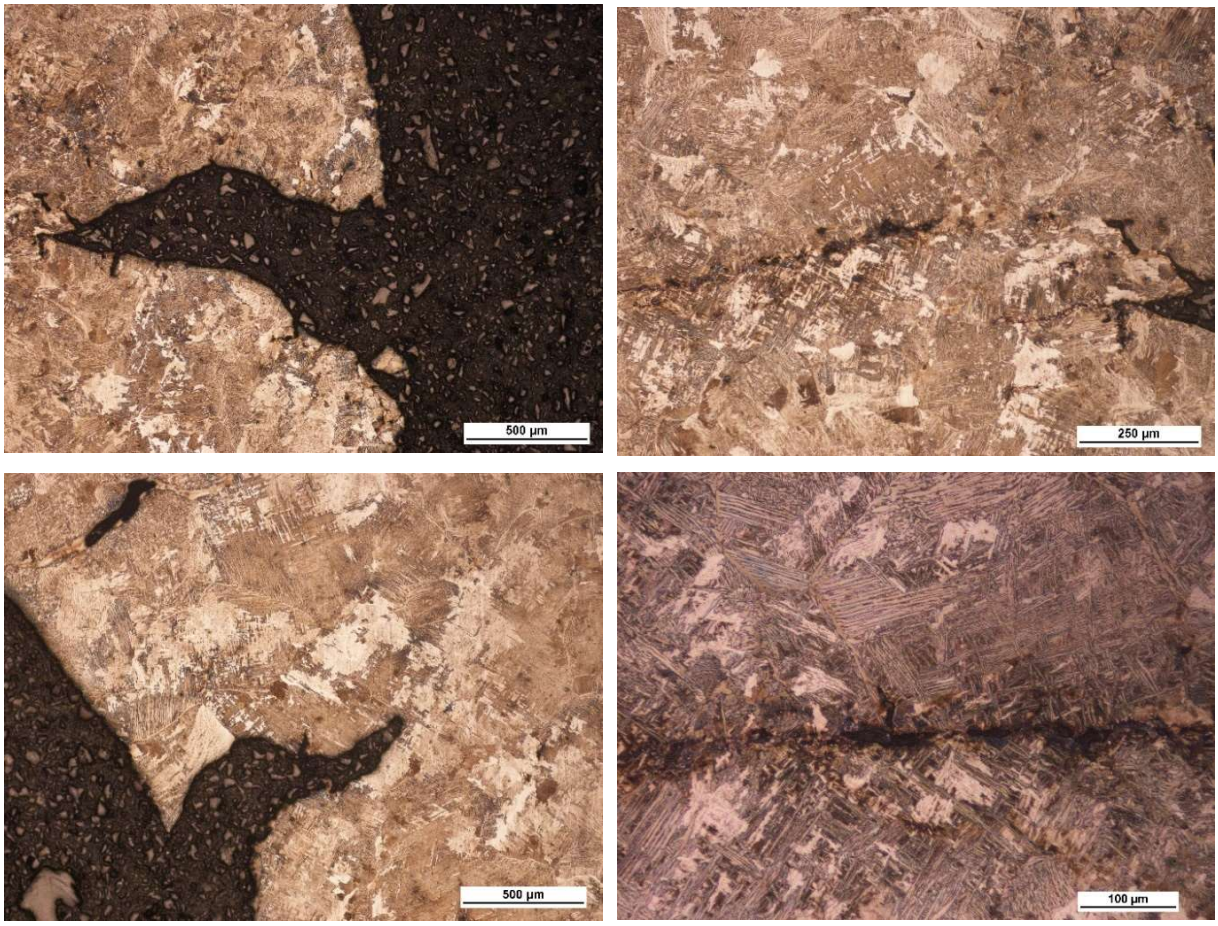
Figura 8- Análise das trincas nas bordas da amostra de tração A2



Fonte: Elaboração própria

A amostra A3 apresentou poucas trincas nas bordas, porém as colorações permaneceram constantes próximas às trincas (Figura 9).

Figura 9- Análise das trincas na amostra compressão A3



Fonte: Elaboração própria

5.3 Análise Química EDS

A seguir serão mostrados os resultados da análise química utilizando EDS, onde foram selecionadas as regiões próximas do centro da amostra com poucas inclusões a fim de investigar sua composição geral.

Em todas as amostras é possível constatar a presença de ferro, cobre, manganês e carbono (figuras 10, 11 e 12, tabelas 2, 3 e 4). Nas amostras A1 e A2 (tabela 3 e 4) observa-se a presença de silício e na amostra A3, silício e nitrogênio (tabela 4). O elemento nitrogênio foi observado, apenas na amostra central que havia muitas inclusões (Figura 12), pois geralmente estão associados às inclusões. Além disso, como foram adicionados em pequena quantidade, é comum não observarmos outros elementos na amostra. Em nenhuma das 3 amostras foram

encontrados níquel ou fósforo, provavelmente por estarem distribuídos igualmente em toda amostra.

Podemos inferir que a ausência desses elementos também seja explicada pela baixa concentração desses na amostra.

As análises seguintes mostrarão através de EPMA a presença tanto de cobre quanto dos elementos presentes e ausentes nas análises do EDS citadas anteriormente.

Figura 10- Analise EDS centro da amostra A1 e sua composição química.

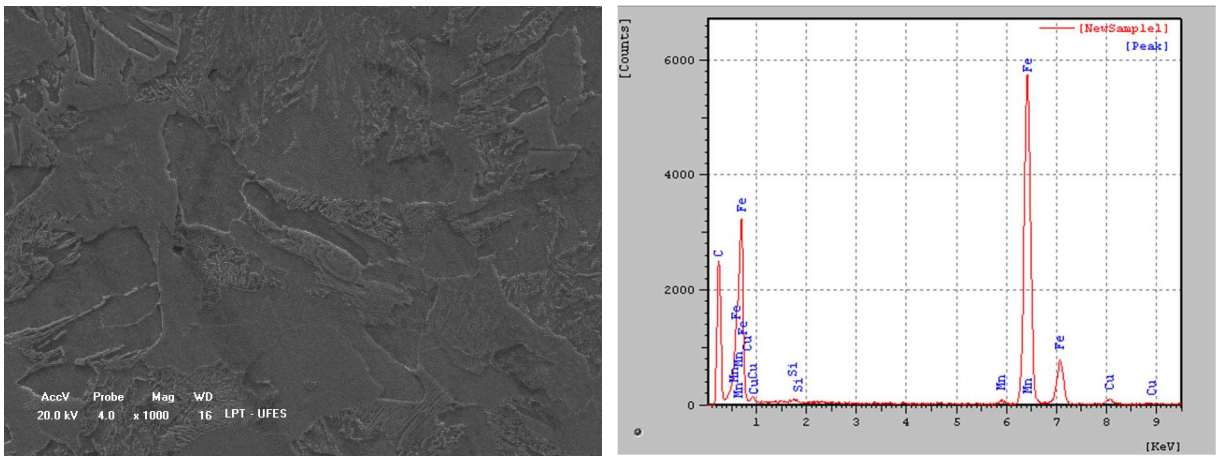


Tabela 2- Composição geral da amostra A1

Elemento	Intensidade	Peso %	AT %
C	14,0440	36,4260	72,7140
Si	0,4660	0,2650	0,2270
Mn	0,4290	0,6770	0,2950
Fe	31,0920	60,2330	25,8590
Cu	0,5720	2,3990	0,9050

Fonte: Elaboração própria

Figura 11- Analise EDS centro da amostra A2 e sua composição química.

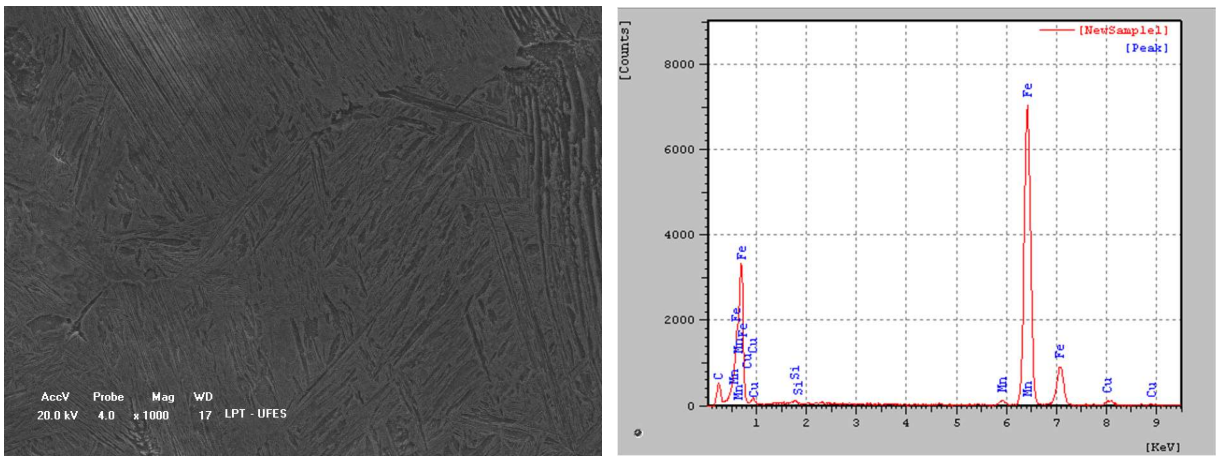


Tabela 3- Composição geral da amostra A2

Elemento	Intensidade	Peso %	AT %
C	2,9250	11,1290	36,7610
Si	0,6030	0,4520	0,6390
Mn	0,6310	1,1320	0,8170
Fe	38,8650	84,6530	60,1380
Cu	0,562	2,634	1,6450

Fonte: Elaboração própria

Figura 12- Analise EDS centro da amostra A3 e sua composição química.

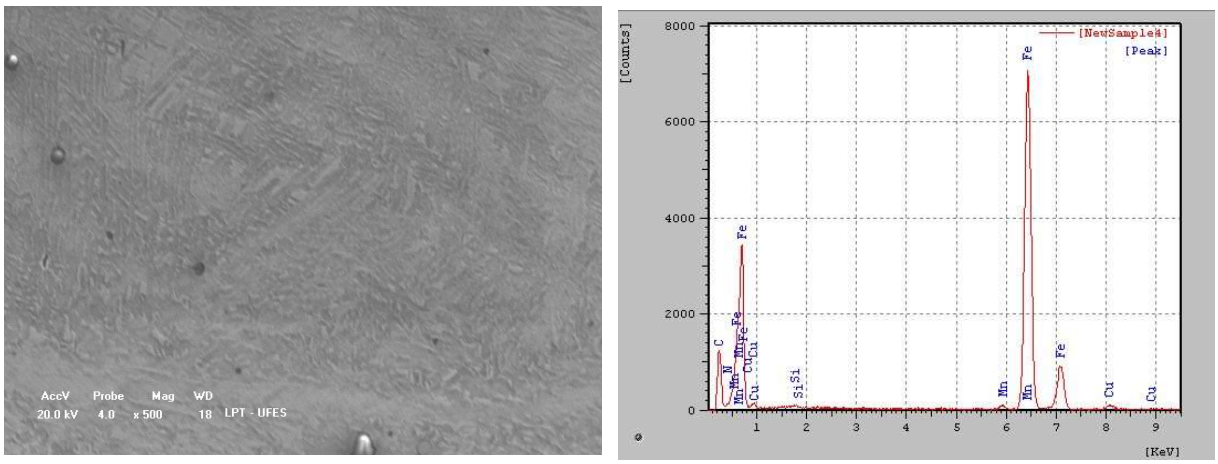


Tabela 4- Composição geral da amostra A3

Elemento	Intensidade	Peso %	AT %
C	6,9160	1,9624	49,5630
N	0,7030	4,1600	9,0110
Si	0,4900	0,2910	0,3140
Mn	0,5110	0,7830	0,4330
Fe	39,2320	73,0640	39,6870
Cu	0,5170	2,0780	0,9920

Fonte: Elaboração própria

5.4 Análise da EDS nas inclusões e nas trincas das bordas

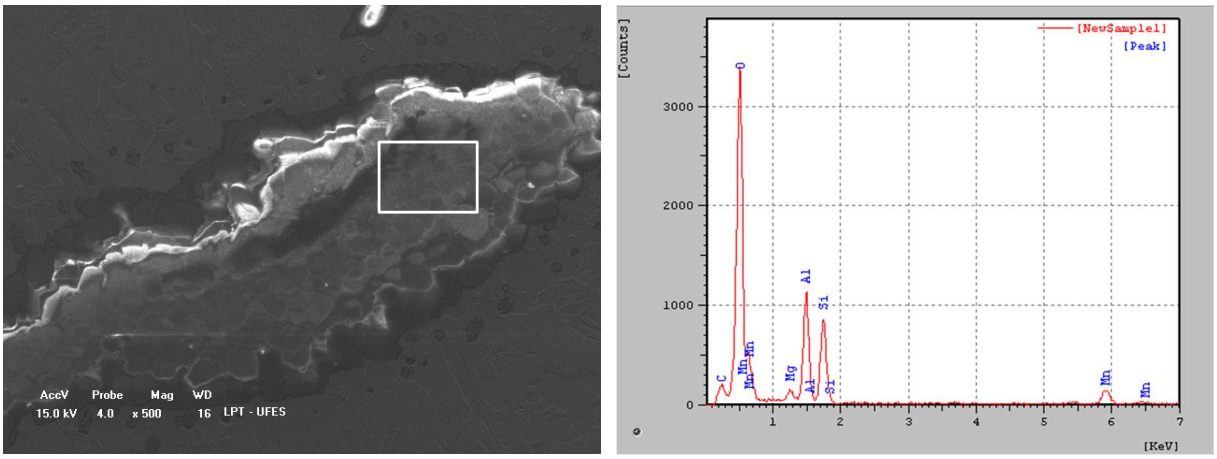
Como o centro do material apresenta uma leve variação da sua composição, foi feita uma breve investigação nas inclusões para analisar possíveis concentrações dos elementos pouco presentes e ausentes na composição, como alumínio e silício. Também analisamos se o Cu está presente nas inclusões e como está associado com outros elementos.

5.4.1 Análise EDS nas inclusões Amostra Original (A1)

Como já foi citado anteriormente, a amostra original (A1) não apresenta trincas nas bordas, dessa forma demos ênfase no estudo das inclusões. Podemos observar na figura 13 a concentração relevante de manganês, silício, alumínio e oxigênio.

Percebemos que a região analisada na figura 13 não apresenta cobre no centro da inclusão. No entanto não podemos afirmar que esse elemento não esteja nas bordas da inclusão.

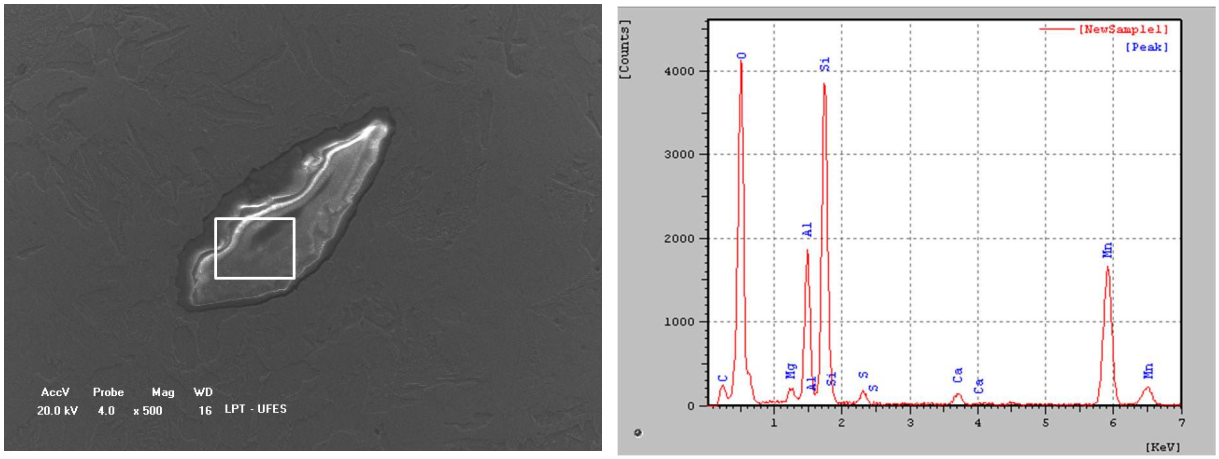
Figura 13- Análise EDS nas inclusões da amostra A1 e sua composição química



Fonte: Elaboração própria

Na figura 14 também se pode observar que o centro da inclusão não apresentou Cu, no entanto notamos a presença de concentrações diferentes de silício, manganês e alumínio, além de uma baixa concentração de enxofre.

Figura 14- Análise EDS nas inclusões da amostra A1 e sua composição química

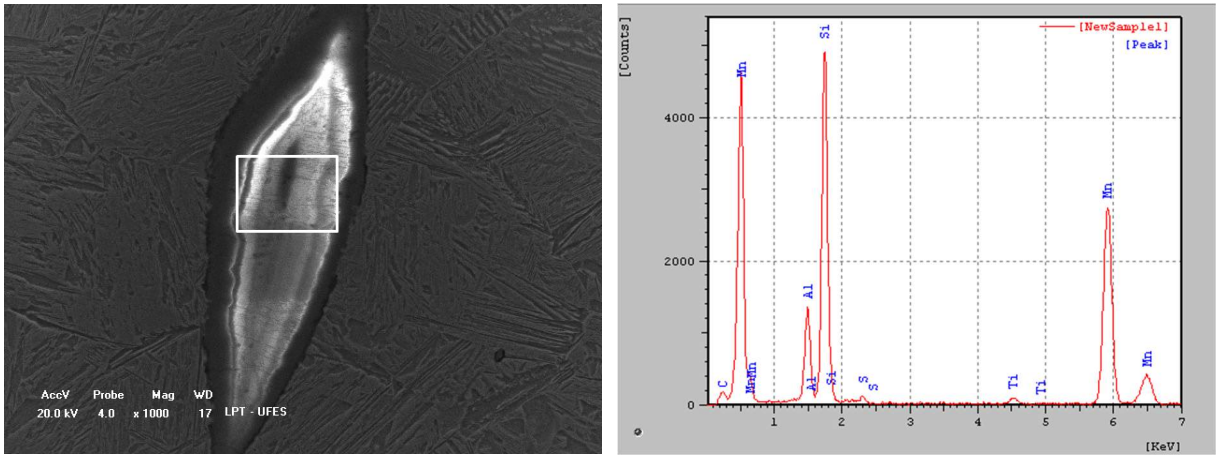


Fonte: Elaboração própria

5.4.2 Análise EDS nas inclusões da amostra tração (A2)

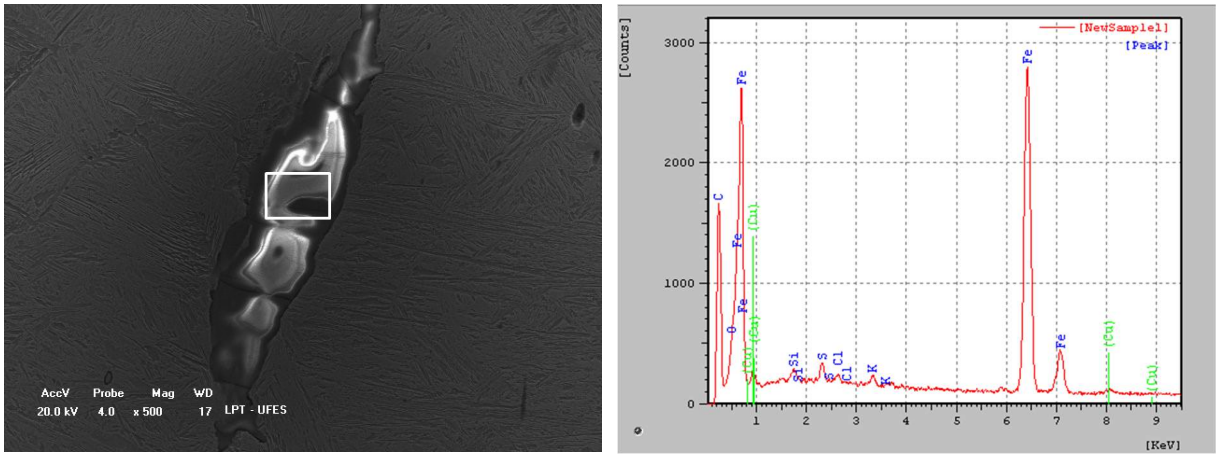
Na amostra de tração (A2), foi possível analisar as inclusões e regiões próximas às trincas. Na amostra A2 foram encontrados nenhum (figura 15) ou pouco Cu no interior da inclusão (figura 16).

Figura 15- Análise EDS nas inclusões da amostra A2 e sua composição química



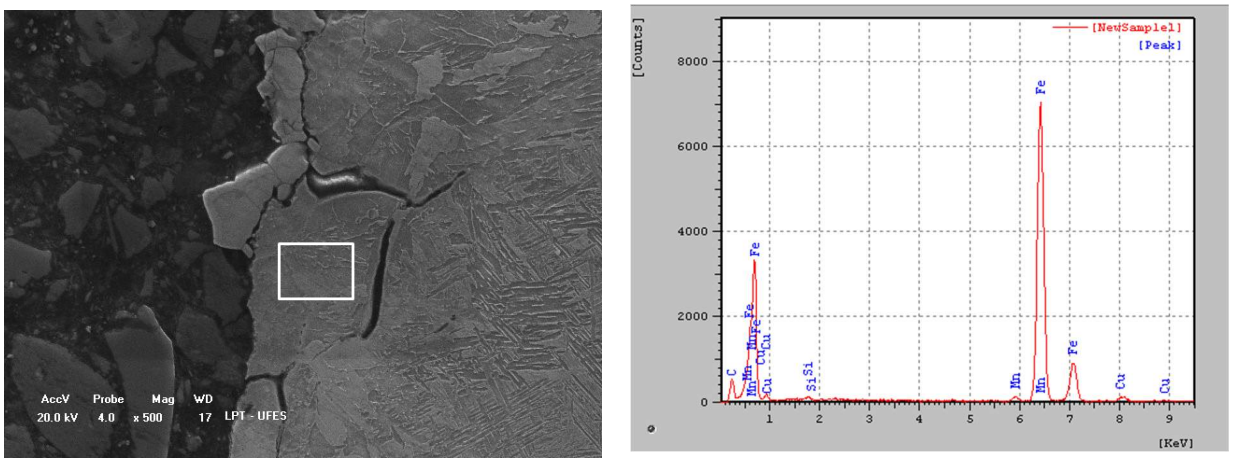
Fonte: Elaboração própria

Figura 16- Análise EDS nas inclusões da amostra A2 e sua composição química



Fonte: Elaboração própria

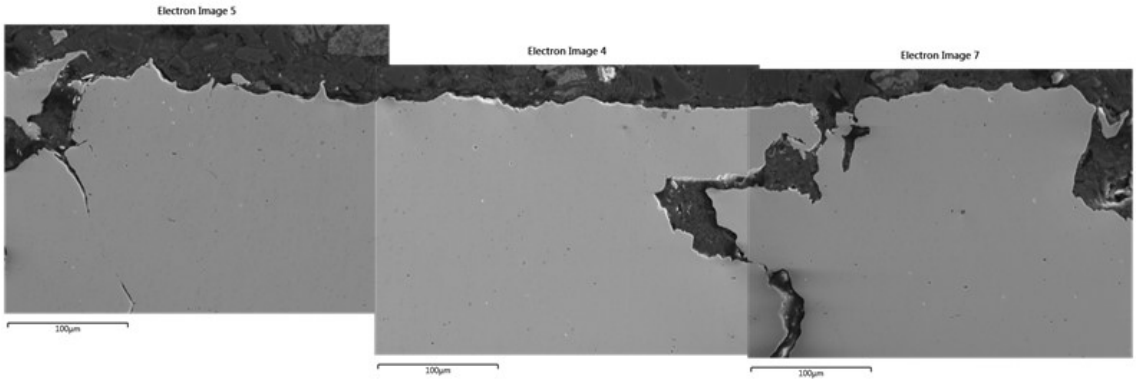
Figura 17- Análise EDS na borda da amostra A2 e sua composição química



Fonte: Elaboração própria

Analisando as bordas da amostra do material, observamos uma concentração de cobre nas bordas. Fizemos uma varredura inspecionando o comportamento de cada elemento (figura 18).

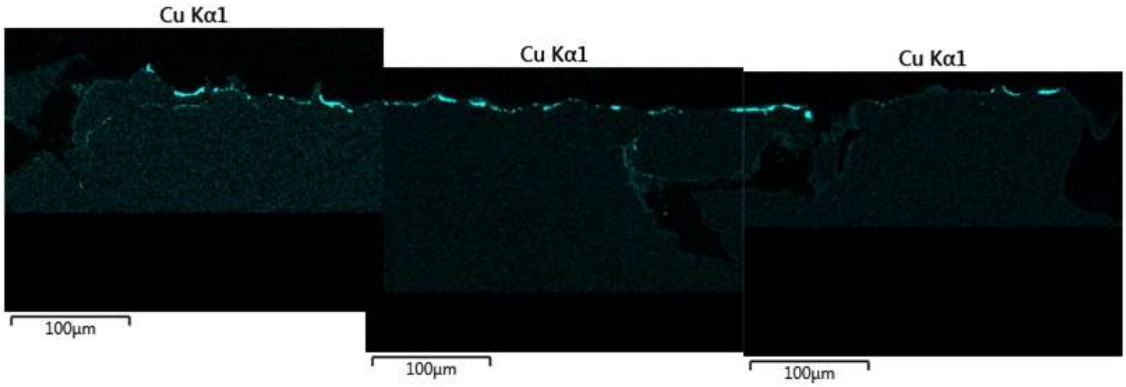
Figura 18- Varredura com EDS da amostra de tração



Fonte: Cominelli 2017

Conseguimos observar que o cobre está concentrando na borda como foi suposto (figura 18 e 19).

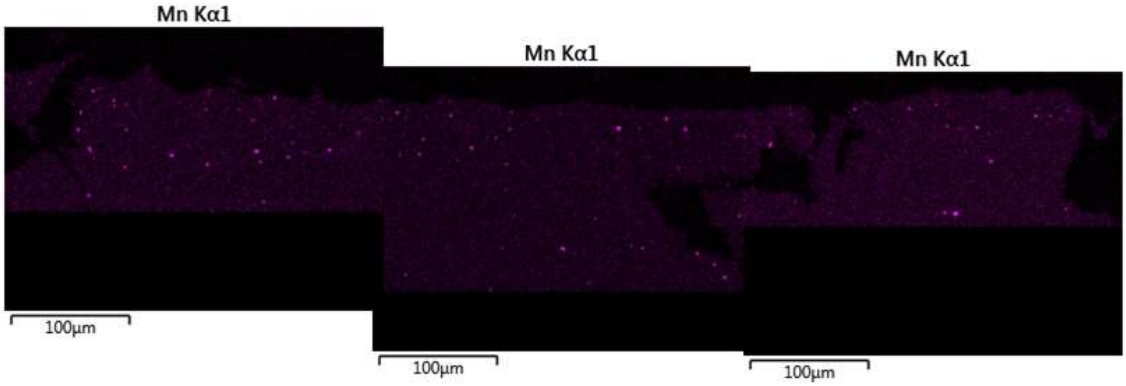
Figura 19 - Concentração de sobre nas bordas da amostra A2



Fonte: Cominelli 2017

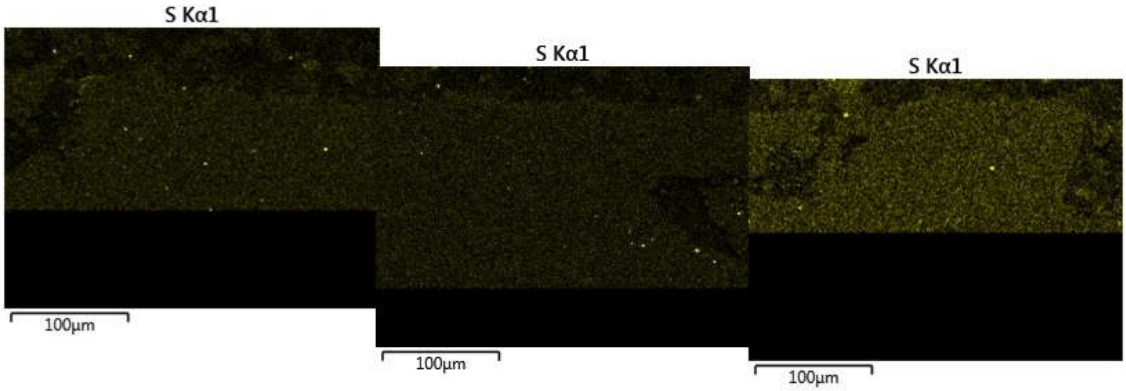
Quando analisamos o comportamento do Manganês e enxofre, fora os casos que eles estão concentrados em inclusões, estes estão bem distribuídos na amostra (Figura 20 e 21)

Figura 20- Distribuição do manganês e enxofre na amostra A2



Fonte: Cominelli 2017

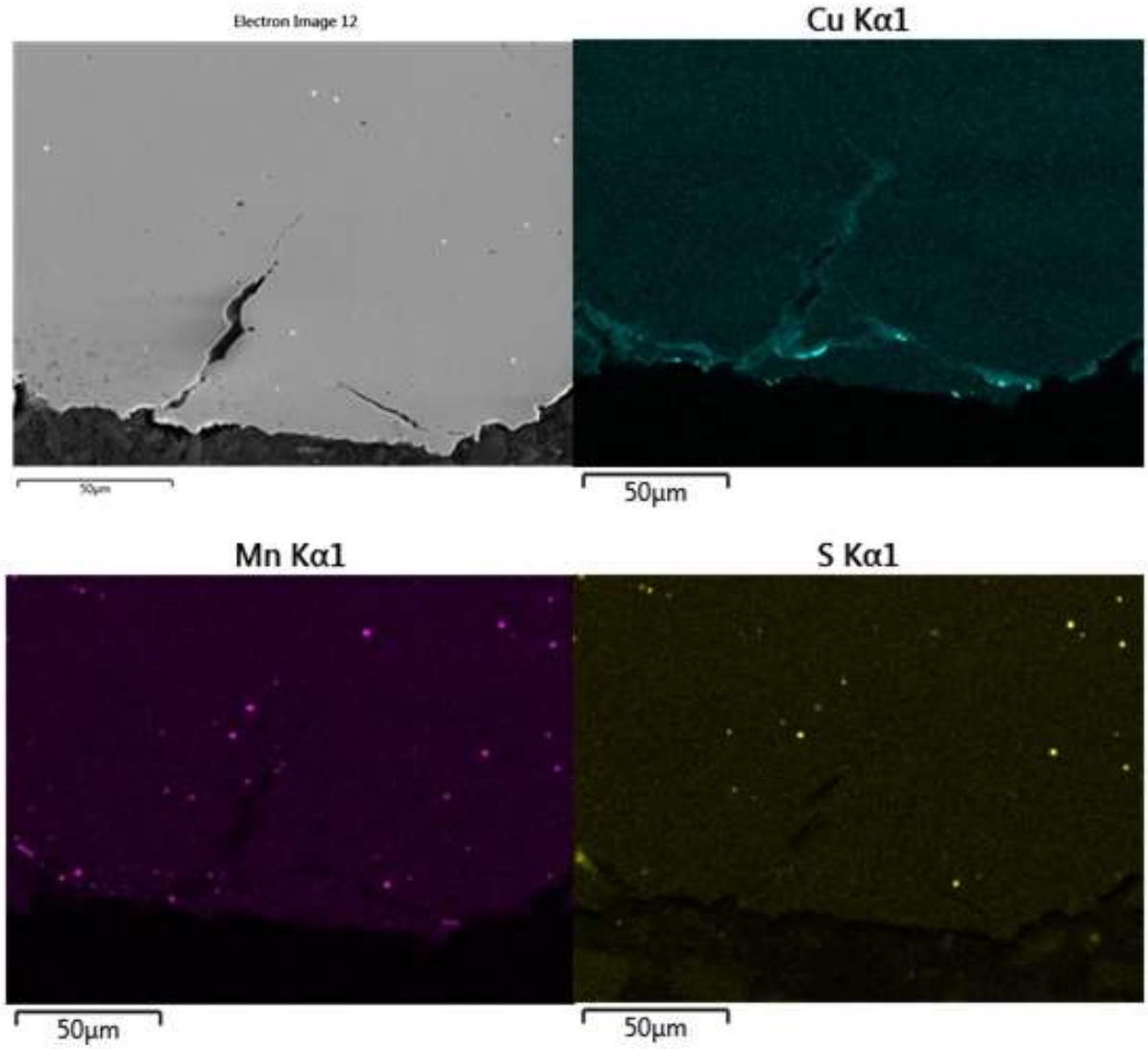
Figura 21- Distribuição do enxofre na amostra A2



Fonte: Cominelli 2017

Em uma outra parte da borda podemos identificar o mesmo processo de concentração de cobre próximo às trincas, enquanto os outros elementos como manganês e enxofre se mantém bem distribuído nas amostras (figura 22).

Figura 22- Análise EDS de outras regiões da borda.

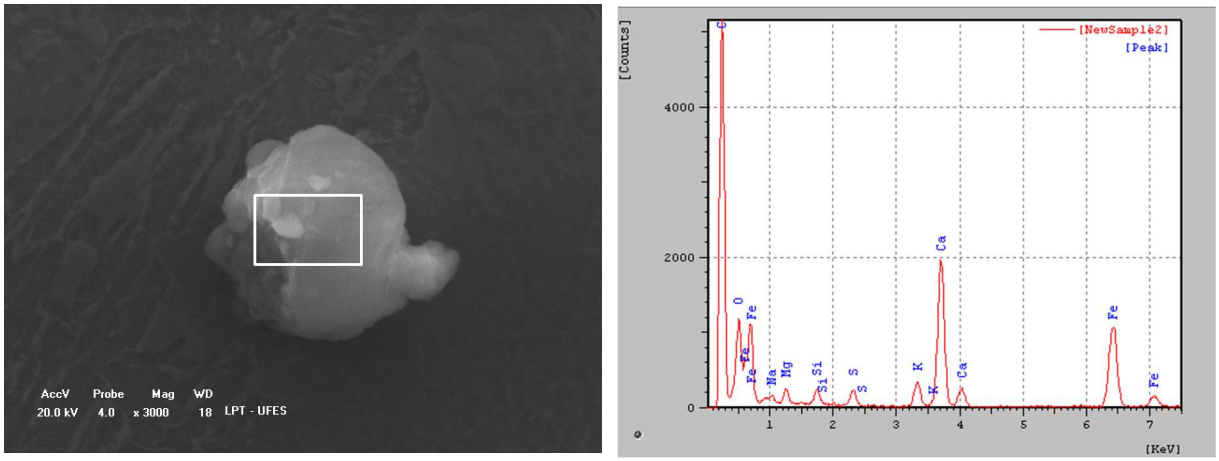


Fonte: Cominelli 2017

5.4.3 Análise EDS na amostra de compressão (A3)

Na figura 23 podemos observar diversas inclusões no centro da amostra. As inclusões maiores não apresentaram cobre em sua composição, somente outros elementos.

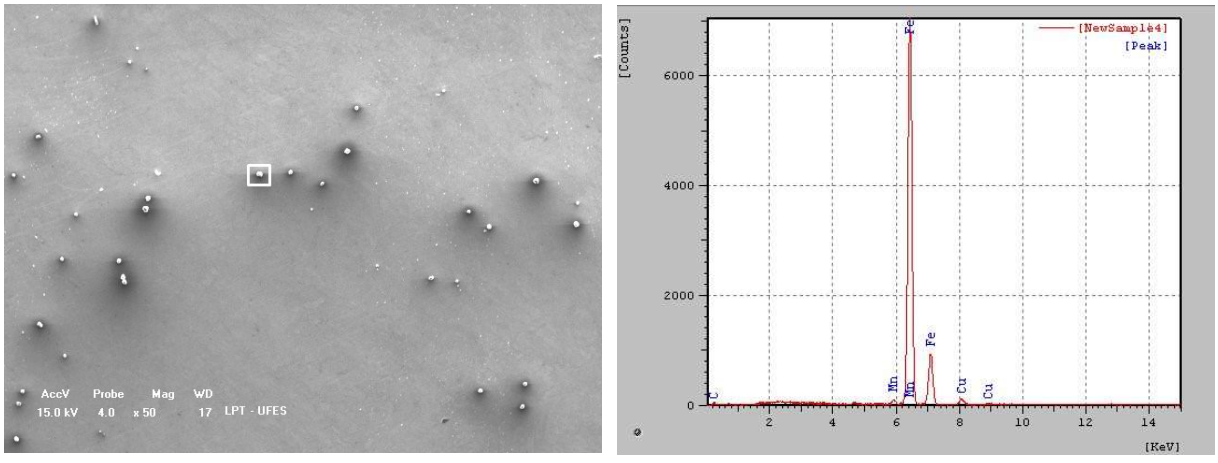
Figura 23- Análise EDS nas inclusões da amostra A3



Fonte: Elaboração própria

No centro da amostra (figura 24) foram observadas diversas inclusões menores ricas em ferro, manganês e cobre apenas. É possível que o cobre não tenha migrado para a borda, apresentando-se em pequenas concentrações no centro da amostra.

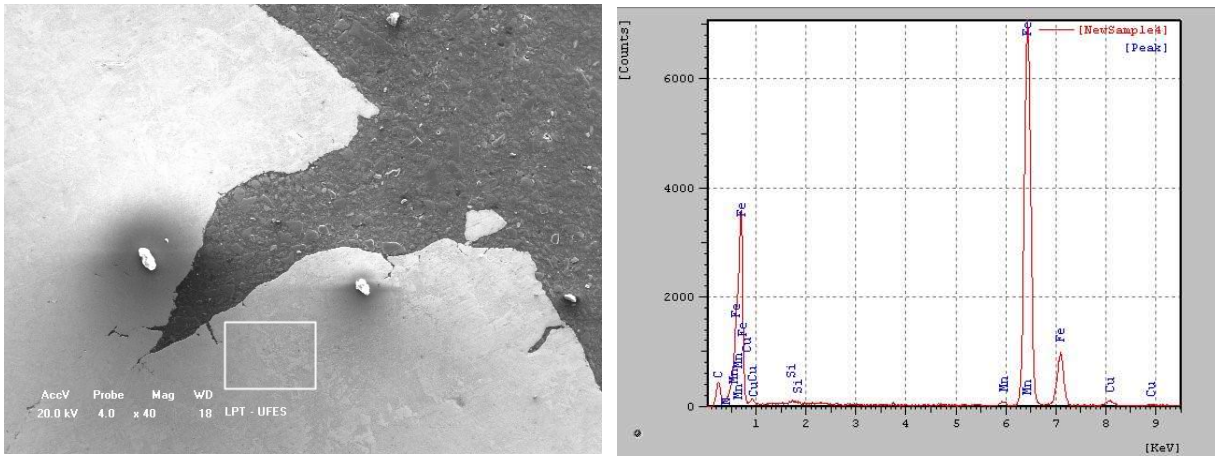
Figura 24- Análise EDS nas inclusões do centro da amostra A3



Fonte: Elaboração própria

Na amostra A3 foi encontrada somente uma trinca (figura 25). Analisando a área próxima à trinca encontramos quantidades semelhantes de cobre como demonstrado na composição geral do aço (tabela 1). Diante disso podemos inferir que o cobre não migrou para as bordas, concentrando-se no centro da peça.

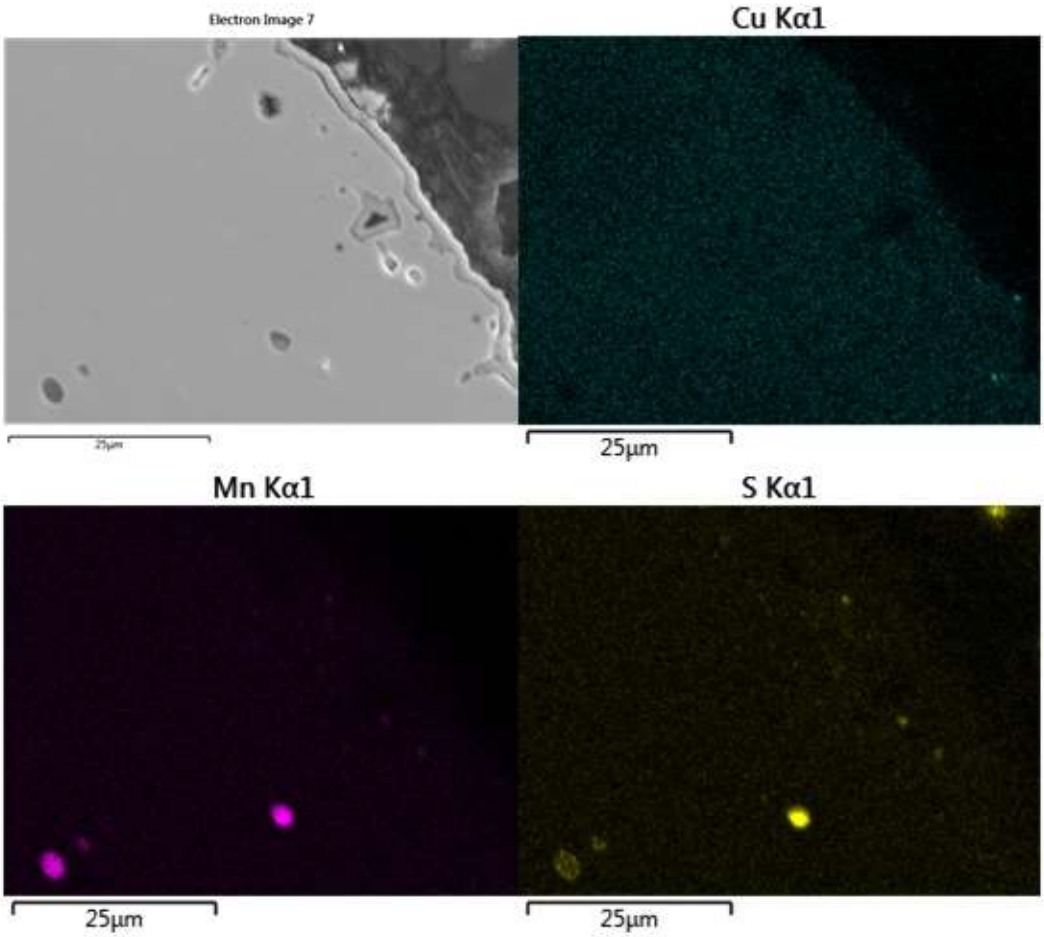
Figura 25- Análise EDS da amostra A3 região próximo a trinca



Fonte: Elaboração própria

Fazendo uma varredura na amostra de compressão (Figura 26) percebemos que a concentração de cobre não se configura na superfície do material como na amostra de tração. Mesmo que exista concentração de cobre, em forma de inclusões, essas se concentram de forma diferente que nas amostras de tração (figura 19). A concentração de Manganês e enxofre se manteve bem distribuída na amostra, exceto nos casos que estão concentrado em inclusões. Esta analise foi realizada na MgGill University por Cominelli.

Figura 26- Concentração de manganês, enxofre e cobre



Fonte: Cominelli 2017

5.5 Análise EPMA

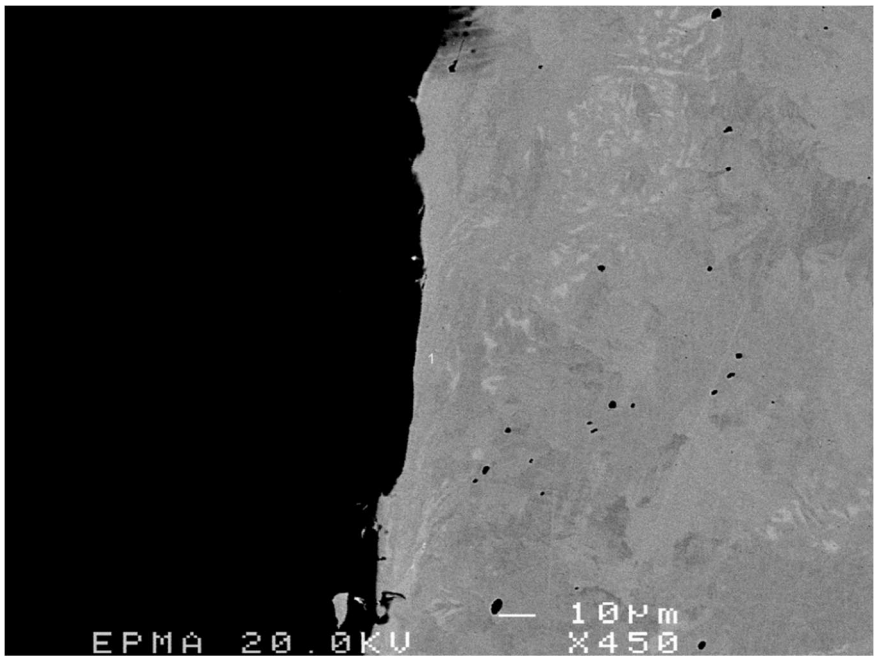
Na análise EPMA foram realizadas varreduras nas 3 amostras buscando observar o comportamento do Cu nas bordas e próximo às trincas. Podemos observar que o Cobre apresentou coloração mais clara quando foi identificado segregado na amostra. Essa análise também foi realizada na MgGill University por Cominelli.

5.5.1 EPMA na amostra no estado original A1

Na amostra original foi feito uma varredura detalhada e não encontramos uma concentração anormal (excessiva) de cobre nas bordas. Esse resultado vem sendo

coerente os resultados das análises anteriores com EDS (Figura 27). O que mostra que o cobre apareceu nas bordas da amostra depois do ensaio de tração.

Figura 27- Analise EPMA Borda da amostra original



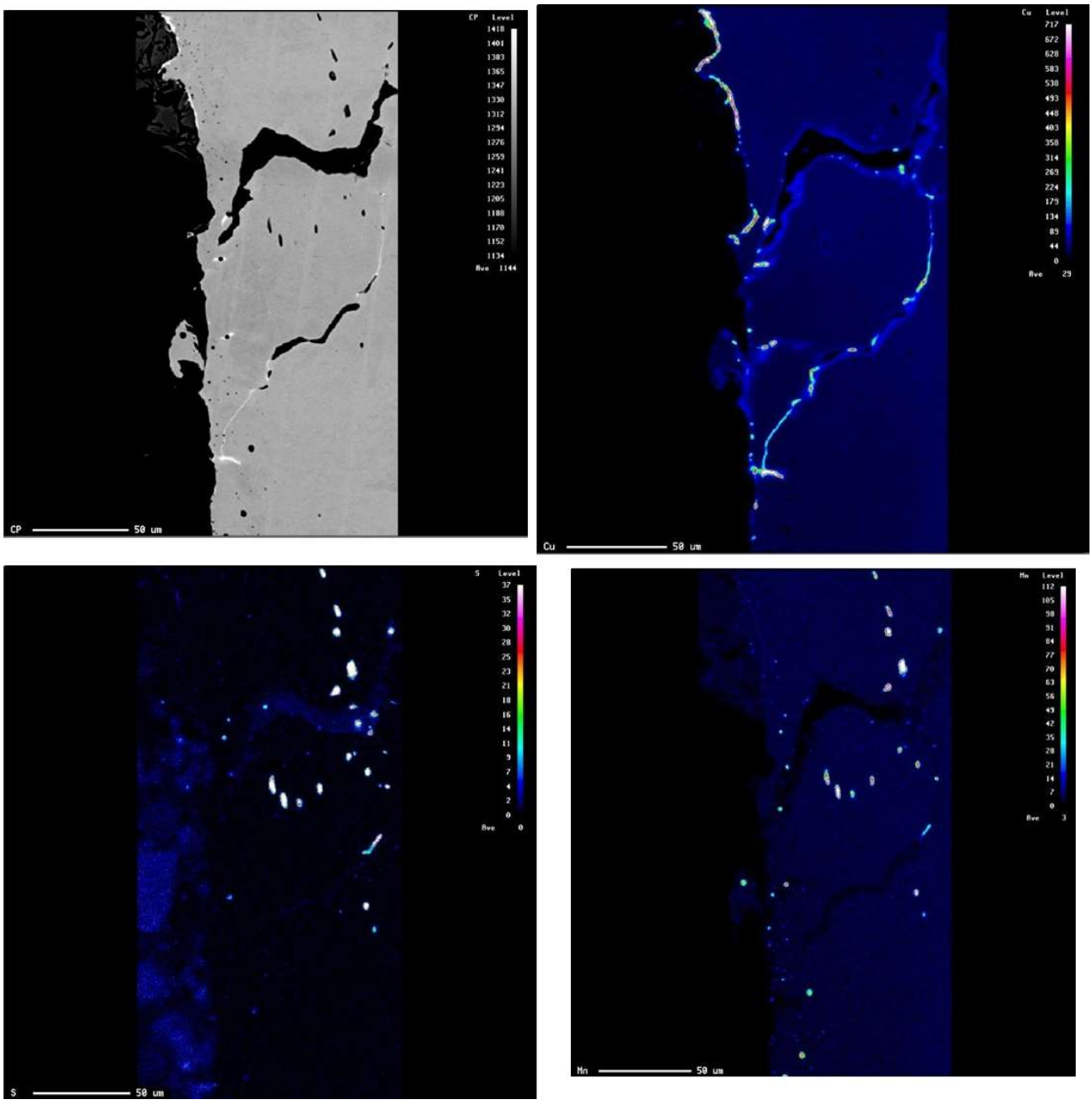
Fonte: Cominelli 2017

5.5.2 EPMA Tração A2

Através das análises com microscópio ótico observou-se que a borda apresentou uma coloração diferenciada na amostra de tração A2 e através de análise de EDS constatamos que o Cu apresentou-se em maiores concentrações na borda próximo às trincas. Dessa forma, foi realizada uma investigação mais profunda utilzando EPMA para sabermos se o cobre está presente nas bordas de todas as amostras (A1, A2 e A3).

Para afirmarmos que esse fenômeno estava acontecendo em toda a borda da amostra de tração, foi feita uma análise em mais uma janela e obtemos o mesmo resultado (figura 28).

Figura 28- Análise EPMA de borda diferente mostrando respectivamente a distribuição de cobre, enxofre e manganes.



Fonte: Cominelli 2017

A investigação de Garza & Van Tyne (2005) realizada por diferentes métodos em atmosferas oxidantes relata que a concentração de Cu resultou da remoção da escala de óxido de ferro é a causa de fissuras quentes pelo líquido contendo cobre fundido que penetra nos limites de grãos da austenita. Infelizmente, nenhum

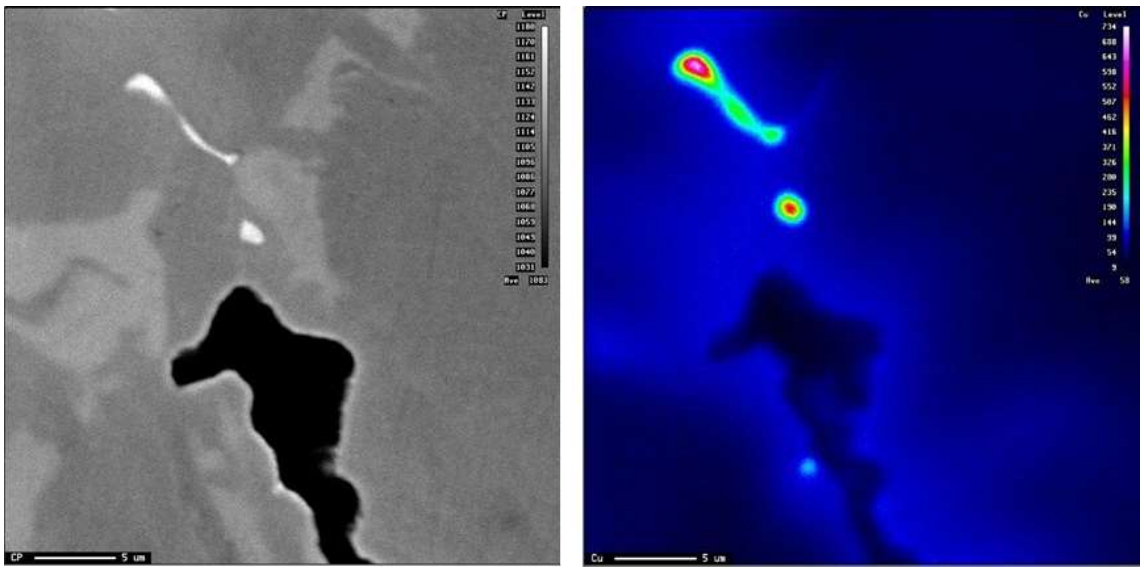
trabalho anterior discutiu a influência das inclusões nesse mecanismo de fragilidade a quente. Além disso, nenhuma investigação na literatura já investigou rachar tanto em atmosferas oxidantes quanto inertes para comparar com o trabalho atual e esclarecer o papel real de oxidação e inclusões separadamente. Porém os ensaios de tração e compressão foram feitos no vácuo.

Além disso, é muito clara a presença de concentração de Cu migrando do interior para a borda da superfície da amostra (linha do lado do lado esquerdo das duas figuras). À medida que o teste foi realizado no vácuo, concluiu-se que a concentração de Cu na superfície não é consequência da oxidação como se acreditava.

5.5.3 EPMA Compressão

Foram feitas análises próximas às trincas e observamos que houve precipitação de cobre de forma diferente (figura 29).

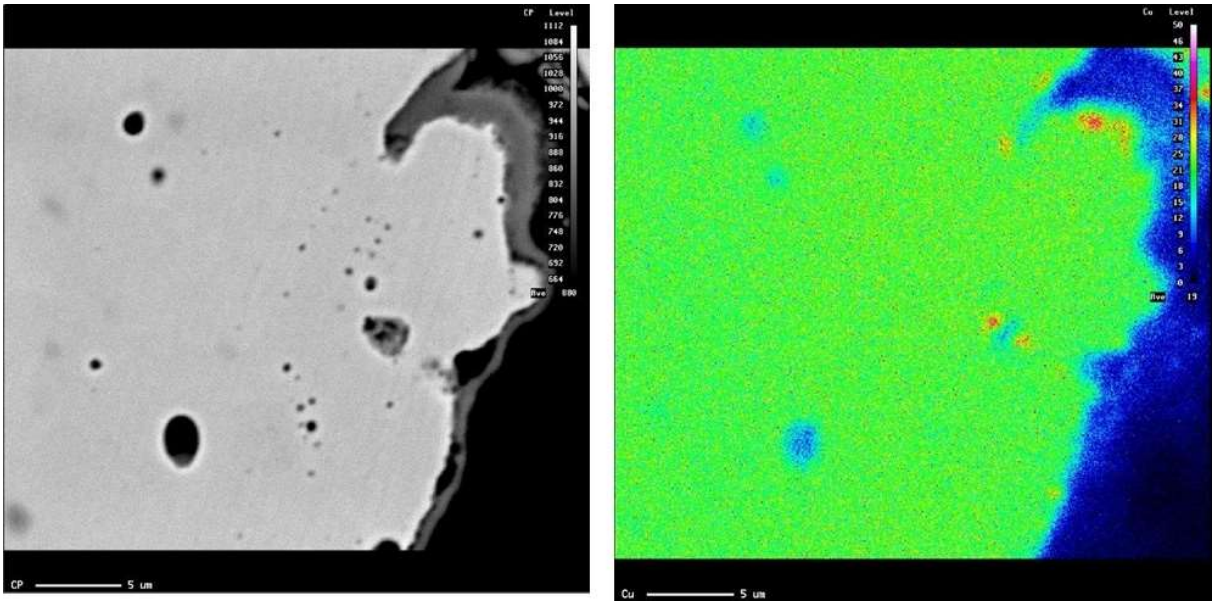
Figura 29- Precipitação do cobre



Fonte: Cominelli 2017

Foi realizada uma análise em outra região da borda investigando o cobre e não o mesmo não foi encontrado em concentração relevante (figura 30).

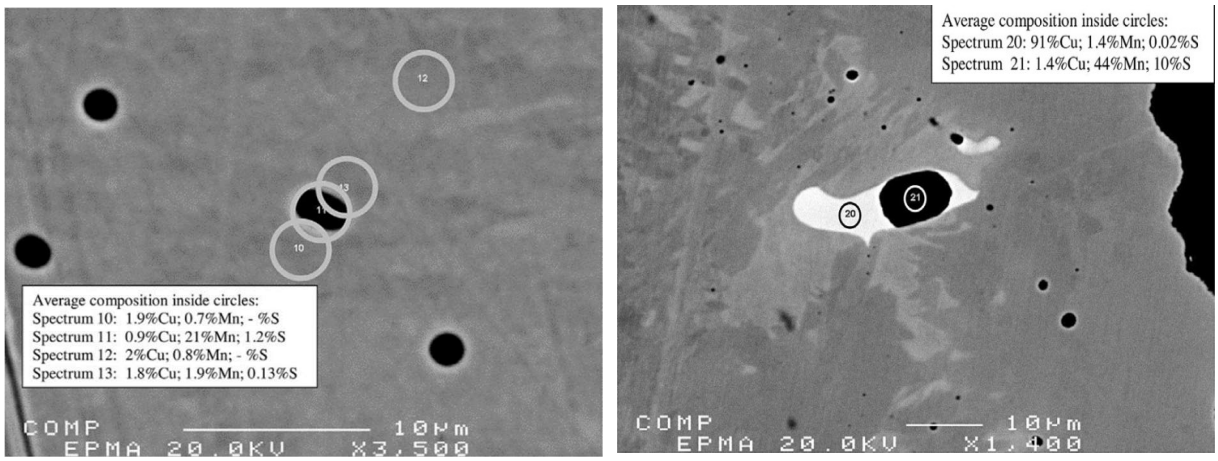
Figura 30- Concentração de cobre em uma região diferente



Fonte: Cominelli 2017

Na figura 31 podemos observar uma alta concentração de cobre no ensaio de compressão que se concentrou próximo as inclusões de MnS. No Primeiro caso (Figura 31- A) podemos analisar alta concentração de cobre nas bordas das inclusões e baixa concentração de cobre no interior da inclusão. No segundo caso (Figura 31- B) uma grande inclusão com alta concentração percentual de cobre, provavelmente pouco associado com outros elementos ou em fase pura.

Figura 31- Concentração de cobre no ensaio de compressão



Fonte: Cominelli 2017

6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos das amostras analisadas nesse estudo, é possível esclarecer a o comportamento do cobre em temperaturas mais elevadas.

Os ensaios de tração e compressão realizados em ambiente livre de oxigênio mostram que a formação de concentrados de cobre na superfície é resultado do efeito das tensões associadas a cada ensaio. Portanto, demonstram a pouca importância da oxidação no mecanismo de trincas a quente.

As inclusões desempenham um papel muito importante na fragilidade a quente a temperaturas mais elevadas, pois o cobre tende a se concentrar em torno das incluões.

Além de precipitar como CuS, Cu também migra para inclusões de sulfetos que formam concentração. Esse mecanismo é mais importante que a oxidação na acumulação de concentração de Cu e por isso deve ser considerado na avaliação das trincas a quente. Ainda não está claro se Cu também se concentra em torno de inclusões de óxidos.

Reduzir o problema da fragilidade a quente pode ter importantes benefícios ambientais e tecnológicos por permitir produzir aços com melhores propriedades mecânicas e de corrosão, além de aumentar a reciclagem da sucata.

.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARRUDA, E. A. D. F. **Estudo comparativo do processo corrosivo do aço patinável e do aço carbono comum.** Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Mecânica. Instituto de Tecnologia. Universidade Federal do Pará, Belém, 2009.

BORRÁS, Vicente Amigó; GIMÉNEZ, Carlos Ferrer. **Tecnología de materiales**. Universidad Politécnica de Valencia, 1998.

BLUHM, J.I; MORRISEY, R.J. **Fracture in a tensile specimen**. First International Conference on Fracture, Sendai, Japão, pg 1739-1780, 1965.

COMINELI, Osvaldo; JUUTI, Timo; ARANAS, Clodualdo. **The Importance of MnS Inclusions on Hot Shortness of Cu-Containing Steels**. Steel research international, 2017.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. São Paulo, ABM, 2002.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica.** 2. ed. São Paulo: MvGraw Hill, 1986.

DIETER, G.E. **Comportamento dúctil e frágil**, in: Metalurgia Mecânica, 2º Ed.///Trad. A.S.S. Silva, L.H. Almeida e P.E.V. Miranda, Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982, p.7-8.

GENTIL, Vicente. **Corrosão.** 4ª edição. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois SA, 1996.

GARCIA, A. et all. **Ensaios dos materiais.** 1ª Edição, Rio de janeiro, LTC, 2000.

GARZA, L. G., VAN TYNE, C. J. **Surface hot-shortness of 1045 forging steel with residual copper**. Journal of Materials Processing Technology 2005;159:169-80.

FAZANO, C. A. T. V. A. **Prática Metalográfica.** Hemus. São Paulo (1980).

FENTON, Michael D. **Iron and steel recycling in the United States in 1998**. US Department of the interior, US Geological survey. Reston, 1998.

FERNANDES NETO, Marcolino et al. **Investigação de inclusões não metálicas em fios elétricos de alumínio**. Rem: Revista Escola de Minas, v. 55, n. 2, p. 97-101, 2002.

HALL, Mildred Reed; HALL, Edward Twitchell. **The fourth dimension in architecture: the impact of building on behavior: Eero Saarinen's administrative center for Deere & Company, Moline, Illinois**. Sunstone Press, 1995.

INFOMET. **Aços patináveis (CORTEN).** Disponível em: www.infomet.com.br. Acesso em 22/06/2017.

KENNY, E.D **Corrosao Atmosferica do A90 Patinável em Atmosferas Brasileiras.** In: ABRACO, Sao Paulo, 1995.

KUCERA, V., MATTSSON, E. **Atmospheric corrosion**. Corrosion mechanisms, p. 211-284, 1987.

LANDOLT, D. **Corrosion et chimie de surfaces des métaux**. PPUR presses polytechniques, 1997.

LEUENBERGER-MANGER, A. U. **Dose-response functions for wheatering steel, copper and zinc obtained from a four-year exposure programme in Switzerland**. Corrosion Science, v. 44, p. 675-687, 2003.

MORCILLO, M. **Effect of marine aerosol on atmospheric corrosion.** Materials performance, v. 38, n. 4, 1999.

MONEY, K. L. **Corrosion testing in the atmosphere.** ASM Handbook, v.13 , p.204-207, 1992.

NBR, ABNT. 6152- **Determinação das propriedades Mecânicas à tração de Materiais Metálicos.** Associação Brasileira de Normas Técnicas. 22p, 2002.

PANNONI, F. D. **História, comportamento e usos dos aços patináveis na engenharia estrutural brasileira.** In: 59o Congresso Anual da ABM-Internacional. 2004.

PANNONI, F. D. **Princípios da proteção de estruturas metálicas em situação de corrosão e incêndio**. Gerdau Açominas, 2004.

PANNONI, F. D., WOLYNEC, S. **"A Ferrugem que Protege".** Ciência Hoje (Revista de divulgação científica da Sociedade Brasileira para o Progresso da Ciência – SBPC), vol.10, no.57 p.54-59 (1989).

SOUZA, S. A. **Ensaios mecânicos de materiais metálicos**. 5a Edição, São Paulo, Edgard Blucher, 1982.

TOMASHOV, N. D. **Development of the electrochemical theory of metallic corrosion.** Corrosion, v. 20, n. 1, p. 7t-14t, 1964.

ZHANG, Q. C. **Corrosion behavior of weathering steel in marine atmosphere.** Materials Chemistry and Physics, v. 77, n. 2, p. 603-608, 2003.

WANG, Guo-cheng **Characterization and thermodynamics of Al_2O_3-MnO-SiO_2 (-MnS) inclusion formation in carbon steel billet**. Journal of Iron and Steel Research, Internationa**l**, v. 22, n. 7, p. 566-572, 2015.

WANG, J. H. **The corrosion mechanisms of carbon steel and weathering steel in SO2 polluted atmospheres.** Materials Chemistry and Physics, v. 47, n. 1, p. 1-8, 1997.