

## **Análise da Razão Manganês e Enxofre na Microestrutura e Propriedades Mecânicas dos Aços Baixo Carbono \***

*Daniela Oliveira Mota Guimarães<sup>1</sup>  
Gláucio Soares da Fonseca<sup>2</sup>*

### **Resumo**

Tradicionalmente o manganês é adicionado aos aços baixo carbono de qualidade comercial para evitar a fragilização a quente. Como resultado dessa adição ocorre a formação de sulfeto de manganês (MnS) ao invés do sulfeto de ferro. A quantidade, distribuição e forma desse sulfeto afeta diretamente a microestrutura e propriedade mecânica do aço. A temperatura de reaquecimento de placa também é uma variável importante que influencia na precipitação do sulfeto de manganês. O objetivo do trabalho é verificar a influência dos precipitados de MnS na microestrutura e propriedade mecânica do aço para diferentes relações Mn/S, assim como verificar influências como a temperatura de reaquecimento de placas. Os resultados apontam que para a relação Mn/S de 4,45 considerada abaixo do praticado, os precipitados formados são ricos em manganês e são finos e distribuídos uniformemente na matriz ferrítica. A ductilidade a quente é afetada negativamente com o aumento da temperatura de aquecimento de placas. Ainda assim, para todas as relações Mn/S testada obteve-se fraturas dúcteis.

**Palavras-chave:** Temperatura de reaquecimento; Ductilidade a quente; Relação Mn/S

### **ANALYSIS OF THE MANGANESE AND SULFUR RATIO IN THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW CARBON STEELS**

### **Abstract**

Traditionally manganese is added to commercial grade low carbon steels to prevent hot embrittlement. As a result of this addition the formation of manganese sulphide (MnS) occurs instead of iron sulphide. The amount, distribution and shape of this sulfide directly affects the microstructure and mechanical property of the steel. The plate reheating temperature is also an important variable that influences the precipitation of the manganese sulfide. The objective of the work is to verify the influence of MnS precipitates on the microstructure and mechanical properties of the steel for different Mn / S ratios, as well as to verify influences such as plate reheating temperature. The results indicate that for the Mn / S ratio of 4.45 considered lower than practiced the formed precipitates are rich in manganese and are thin and uniformly distributed in the ferritic matrix. Hot ductility is negatively affected by the increase in plate heating temperature. However, for all the Mn / S ratios tested, ductile fractures were obtained.

**Keywords:** Reheating temperature, Manganese, Hot - Shortness.

<sup>1</sup> *Engenharia Metalúrgica, Mestre em Engenharia Metalúrgica, Engenheira, Gerencia de Processos da Laminação, CSN/UFF, Volta Redonda, RJ Brasil.*

<sup>2</sup> *Formação/graduação, titulação, cargo/função, setor/departamento, Instituição de trabalho e/ou estudo, cidade, estado e país.*

## 1 INTRODUÇÃO

Embora os sulfetos sejam normalmente indesejados (mesmo os de alto ponto de fusão) sua eliminação é inviável economicamente, em vista do custo do extenso processo de dessulfuração do aço (ou do gusa e do aço) que seria requerido. Os aços comerciais contêm um teor residual de enxofre. A forma sob a qual este enxofre estará presente no produto acabado tem grande influência nas propriedades finais do aço. . (P.R Mei, L.V.C Silva, 2011)

O objetivo do trabalho, portanto, é realizar o estudo de aços com baixo teor de manganês para verificar qual a influência da relação manganês e enxofre na ductilidade a quente, e verificar a influencias dos sulfetos nas propriedades mecânicas dos aços baixo carbono.

### 1.1 Manganês no Aço

De uma forma geral, a fabricação de aços com uma excelente sanidade interna, e assim aços de melhor qualidade, está associada a baixos teores de enxofre, fósforo e oxigênio.

Ainda assim, como a estabilidade do sulfeto de Mn não é muito elevada, sua precipitação só ocorre durante a solidificação do aço, quando o líquido interdendritico está rico em S e Mn, resultado da segregação inerente ao processo de solidificação.

O momento de formação do sulfeto de manganês influencia no formato da inclusão, que leva diretamente a influência nas propriedades mecânicas do material. Segundo Yoshida e colaboradores, precipitados de manganês grosseiros deterioram as propriedades dos materiais, assim como a anisotropia das propriedades mecânicas quando é alongado em processos a quente. O refino do MnS é considerado uma das soluções do problema. (YOSHIDA, e colaboradores, 2012).

Para o refino do MnS deve ocorrer o decréscimo da sua temperatura de formação, na qual inibe a cristalização deste na fase durante o processo de solidificação, já que a formação do MnS na fase sólida é responsável pela formação destes sulfetos finos. (YOSHIDA, e colaboradores, 2012)

Se a quantidade de Mn e S for alta, ou melhor, se o produto %Mn%S for elevado, pode-se atingir as condições de estabilidade termodinâmica do sulfeto ainda no campo de temperatura em que o aço está líquido. Sabendo que Mn e S vão sendo segregados para o aço líquido o produto %Mn%S cresce no líquido segregado. Quando isto acontece pode começar a formação de precipitados de MnS no líquido. Neste caso, as partículas de MnS poderão ser grosseiras pois irão crescer com mais facilidade (velocidade e forma), porque a difusão no líquido é mais rápida do que no sólido e pode ter formas mais complexas. (YOSHIDA, e colaboradores, 2012)

Se o produto %Mn%S for menor, a formação do MnS só se inicia depois que todo o aço já solidificou. A formação do sulfeto de manganês no sólido é mais lenta e o crescimento é complicado tanto pela difusão mais lenta como pelos mecanismos de movimentação das interfaces. Logo, quando se tem condições que levam a precipitação no sólido, o sulfeto de manganês se apresenta em menor tamanho e com formas mais restritas pela cristalografia de movimento da interface. (YOSHIDA, e colaboradores, 2012)

As Figuras 1 e 2 mostram gráficos de equilíbrio de fases calculados por Yoshida, evidenciando regiões onde ocorre formação de sulfeto de manganês fino e grosso. Os cálculos de Yoshida não levam em conta a segregação.

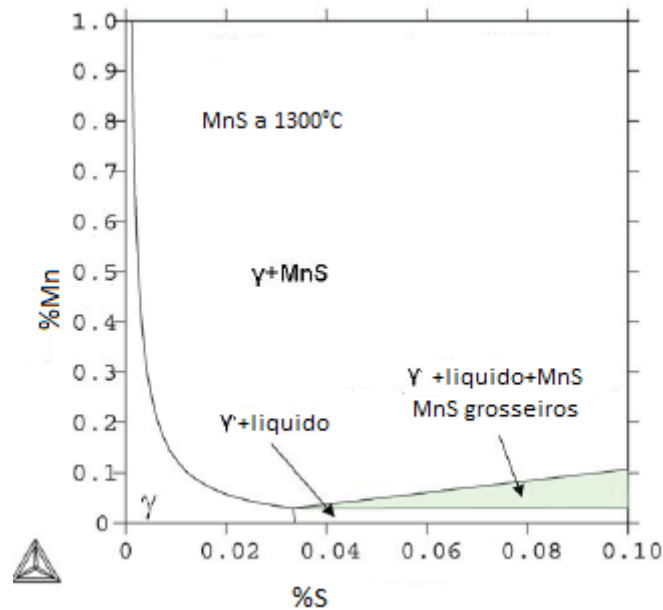


Figura 1 - Diagrama de fase em equilíbrio de 0,2C – 1,0 Cr – Aço Mn-S a 1300°C (YOSHIDA, e colaboradores, 2012).

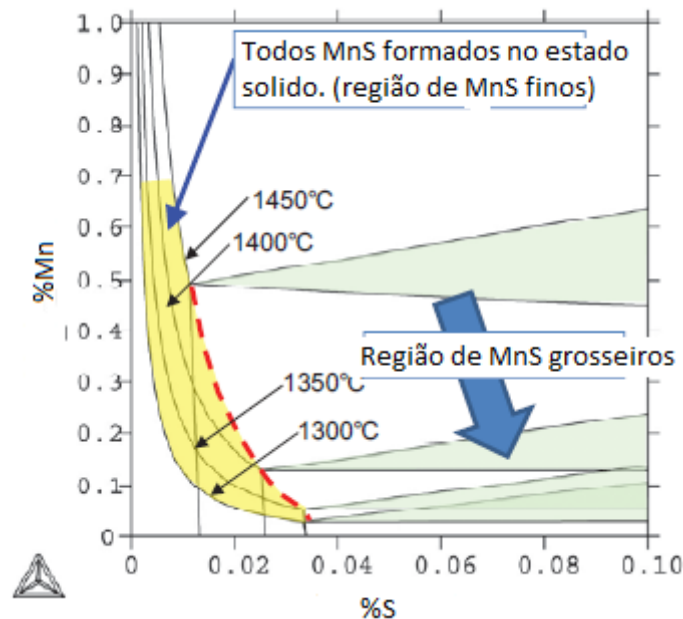


Figura 2 - Diagrama de fase em equilíbrio de 0,2C – 1,0 Cr – Aço Mn-S 1300°C a 1450°C (YOSHIDA e colaboradores, 2012).

A relação manganês/enxofre não influencia apenas a fragilização a quente, mas tem um grande impacto na ductilidade a quente. Trincas no lingotamento contínuo são formadas pela baixa ductilidade a quente. (Lee e colaboradores, 1996).

Uma das formas de medir a ductilidade a quente dos aços é através da redução de área no ensaio de tração a quente. Segundo Wilber e colaboradores

(1971), a ductilidade é drasticamente afetada pela variação da composição química do aço.

Wilber e colaboradores (1971) realizaram ensaios a quente em um processador termomecânico Gleeble. A ductilidade foi avaliada pela diferença do diâmetro da fratura: quanto maior a ductilidade, menor o diâmetro após fratura (maior redução de área), como mostra a fractografia, Figura 3.

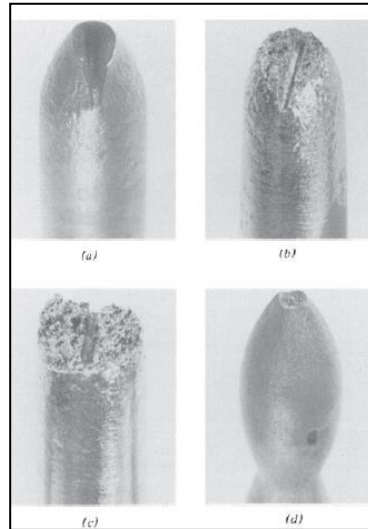


Figura 3 – Representa a fratura com diferentes diâmetros. a) fratura de diâmetro = 0,51cm, b) fratura de diâmetro de 0,76 cm, c) fratura de diâmetro de 1,07 cm, d) fratura fora do centro. (WILBER, BATRA, SAVAGE E CHILDS, 1971).

Outro parâmetro interessante que foi analisado, que causa a variação de ductilidade, são os diferentes tipos de ciclos térmicos a que o material é submetido.

Ciclo C-1: Resfriado da solidificação até a temperatura do ensaio. C-6: Resfriado da solidificação até a temperatura ambiente e reaquecido por dois minutos na temperatura do ensaio. A Figura 4 mostra o gráfico exemplificando a diferença de ductilidade de acordo com o menor diâmetro.

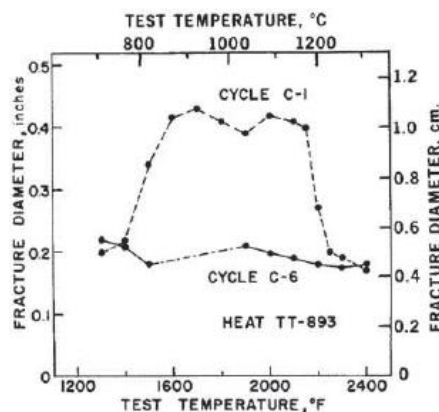


Figura 4– Comparação do tamanho do diâmetro da fratura entre os ciclos C1 e C6 no material Heat TT-893 (WILBER; BATRA; SAVAGE; CHILDS, 1971).

Observa-se que quando o material foi reaquecido a sua ductilidade aumentou significativamente. Os autores atribuíram este efeito a: possível coalescimento de sulfetos presentes em contornos de grão, redução da segregação de enxofre nos contornos através da maior precipitação de sulfetos e num relativo enriquecimento

em Mn dos sulfetos. Quando as placas saem do lingotamento contínuo são resfriadas ao ar livre para depois serem laminadas, onde primeiramente são reauecidas entre temperaturas de 1100°C a 1200°C. Logo, a ductilidade no processo de laminação pode ser favorecida pelo reauecimento de placas, segundo o mecanismo proposto por Wilber e colaboradores (1971)

A afirmação de que o reauecimento favorece a ductilidade no processo de laminação é confirmada por Cramb, onde é alertado sobre os riscos quando a laminação a quente é acoplada com o lingotamento contínuo, a chamada laminação direta. Essa perda de ductilidade é explicada pela formação de filmes de MnS nos contornos de grãos. Quando as placas são reauecidas, na laminação a quente convencional, esses filmes de MnS se tornam globular, devido ao enriquecimento de manganês no sulfeto, favorecendo então a ductilidade do material. (CRAMB, 2001).

Kizu e Urabe (2009) estudaram o efeito do ciclo térmico e da taxa de deformação na ductilidade a quente para aços baixo carbono e manganês. Para aços com composição química definida a mudança do ciclo térmico quanto à taxa de deformação tem grande influência na ductilidade a quente. Essa influência foi medida através da redução do diâmetro da fratura.

A Figura 5 apresenta diferentes temperaturas de reauecimento com suas respectivas reduções de área obtidas após a fratura, para um aço com teores de Mn de 0,29, 0,20 e 0,14 e teores de enxofre de 0,017 e 0,014, a uma temperatura de ensaio de tração de 950°C.

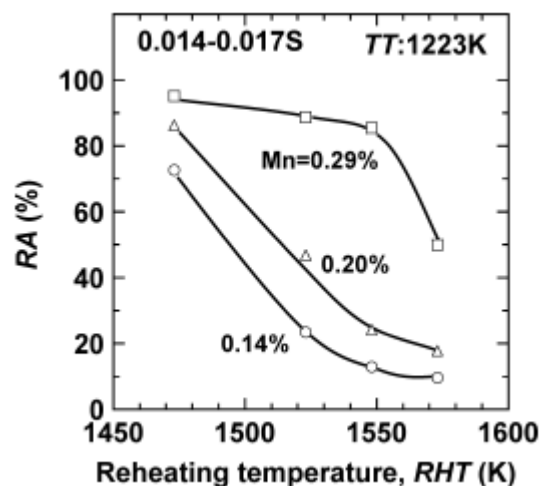


Figura 5 – Influencia da temperatura de reauecimento e %Mn da redução de área após ensaio de tração. (KIZU; URABE, 2009)

Nota-se que para um %Mn de 0,29 não há um percentual de redução de área menor que 50%, quanto maior o %Mn melhor a ductilidade a quente. Para reauecimentos acima de 1470K houve as menores reduções de área, ou seja, a ductilidade a quente foi deteriorada.

Kizu e Urabe (2009) também estudaram a superfície da fratura e constataram que a partir de uma redução de área superior a 40% todas as fraturas eram 100% dúcteis, caracterizada pela formação de “dimples”. A fratura não dúctil é atribuída aos precipitados grosseiros que se aloca nos contornos de grãos austeníticos. A fratura obtida a partir desse mecanismo é a fratura intergranular. A fratura frágil foi vista em amostras com percentual de redução inferior a 10%.

De acordo com Yasumoto, e colaboradores (1985) a superfície da fratura resultante da precipitação de sulfetos ricos em manganês é caracterizada por

“dimples” causados pelo coalescimento de microvazios, enquanto que a fratura obtida através da segregação de enxofre é caracterizada por facetas planas devido a decoesão intergranular.

## 2 DESENVOLVIMENTO

### 2.1 Materiais

Neste trabalho foram utilizadas cinco amostras de baumann variando as relações Mn/S. Essas amostras de baumann deram origens aos demais corpos de prova para os testes que foram realizados nesse trabalho.

#### 2.1.1 Amostra de Baumann

Utilizou-se cinco amostras de aço baixo carbono, com diferentes relações Mn/S, uma delas possui a relação Mn/S abaixo da relação usualmente praticada para produção de aço. As amostras em questão, também são chamadas de amostra de Baumann, foi removida da seção transversal da placa, perpendicular a direção de

Material	Carbono	Manganês	Enxofre	MN/S
Amostra 1	0,06	0,4	0,01	50,0
Amostra 2	0,0034	0,4	0,01	40,0
Amostra 3	0,0019	0,113	0,008	14,1
Amostra 4	0,021	0,12	0,027	4,45
Amostra 5	0,0021	0,095	0,012	7,9

lingotamento.

A composição química das corridas das amostras utilizadas é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química das corridas analisadas (%)

A partir das amostras de baumann foram selecionadas as regiões mais críticas para produção dos corpos de prova necessários para os posteriores testes. As geometrias dos corpos de prova variam entre retangulares e cilíndricos.

Os corpos de prova retangulares foram utilizados para o processo de laminação à quente piloto e tratamentos térmicos. Os corpos de provas cilíndricos foram utilizados para os ensaios de tração a quente.

### 2.2 Métodos

As amostras foram divididas para terem diferentes tipos de tratamentos térmicos, mecânicos e análises.

Nas amostras de geometria retangular foram feitos:

- Laminação a quente piloto: as amostras foram laminadas a quente, no laminador piloto da CSN, para a verificação da ocorrência ou não de fragilização a quente.

Após a laminação foram selecionadas áreas críticas para a caracterização morfológica por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Foram feitas análises para verificação de composição química, distribuição, e tamanho dos precipitados.

A verificação de formação de sulfetos ricos em ferro foi feita nas diferentes regiões das amostras com relação manganês-enxofre de 4,45, pois apenas para essa relação Mn/S não era de conhecimento a pratica de laminação a quente.

Nas amostras de Geometria cilíndrica foram feitos:

- Ensaio de ductilidade a quente: As amostras cilíndricas foram submetidas ao ensaio de tração à quente para avaliação da ductilidade a quente do material, ou seja, queria-se observar qual a influência da relação Mn/S na ductilidade a quente. Essa verificação é feita através da avaliação do tamanho do diâmetro da fratura. Os ensaios de tração á quente foram realizados no centro nacional de pesquisa em energia e materiais (CNPEM) no núcleo de nanociência, tecnologia e inovação para o desenvolvimento sustentável (LNNano). Foram testados também diferentes temperaturas de reaquecimentos para avaliar a influência desse parâmetro na ductilidade a quente. As análises de ductilidade à quente foram feitas para todas as relações Mn/S citadas nesse trabalho.

Os próximos tópicos serão o detalhamento de cada item mencionados nos parágrafos acima.

### **2.2.1 Laminação**

As amostras retangulares tipo A foram aquecidas em diferentes temperaturas, 1150°C e 1250°C no forno BRASIMET.

O período de encharque foi de aproximadamente 2,5 horas.

As temperaturas de aquecimento foram escolhidas de acordo com as situações normais e críticas que ocorrem dentro da Usina Presidente Vargas.

Após o aquecimento das amostras, a laminação a quente foi realizada, no laminador piloto da Oficina Mecânica na Companhia Siderúrgica Nacional, simulando a laminação a quente da usina. Foram realizados 7 passes de laminação com as reduções proporcionais a que ocorrem no Laminador de tiras a quente da CSN.

Ao total foram laminados 6 corpos de prova nas mesmas condições.

Na laminação piloto foi feito inicialmente uma análise visual nos lingotes laminados para verificar a ocorrência de fragilização a quente. Em seguidas os corpos de provas laminados deram origem a outras amostras onde foram feitas microanálises que serão abordadas no item 4.2.5

### **2.2.3 Ensaio de ductilidade a quente**

Na Gleeble 360 o corpo de prova cilíndrico foi submetido a um ciclo térmico simulando o laminador de tiras a quente da CSN, seguido por um ensaio de tração á quente.

Foram utilizadas 5 amostras de aços baixo carbono com diferentes relações Mn/S, conforme Tabela 5.



A taxa de aquecimento utilizada foi de 7 °C/s e a taxa de deformação de 1mm/s.

Os ensaios foram realizados as temperaturas de 1100°C (T1), 1150°C (T2), 1200°C (T3), 1250°C (T4).

Após o ensaio de ductilidade a quente na Gleeble 360 foi analisado através do microscópio eletrônico de varredura, qual o tipo de fratura que cada corpo de prova obteve. A fim de verificar se se tratava de uma fratura dúctil ou frágil. Após os ensaios de ductilidade à quente foi medido o diâmetro de cada corpo de prova, e avaliado a influência da relação Mn/S assim como a temperatura de reauecimento na ductilidade a quente. Foi-se analisado a ductilidade a quente relacionando a redução de área com a relação Mn/S e redução de área com as temperaturas de reauecimentos.

Os ensaios de ductilidade a quente foram realizados no CNPEN - Campinas (centro nacional de pesquisa em energia e materiais) no laboratório no LNNano (laboratório brasileiro de nanotecnologia).

As microanálises assim como as análises de fratura do ensaio de tração a quente serão abordadas no item 2.3.4

## 2.2.4 MEV e EDS

No microscópio eletrônico de varredura – MEV (QUANTA 3D FEG), foram realizadas microanálises, onde foram utilizados elétrons secundários e retroespalhados, assim como microanálise de raioX utilizando a análise de espectroscopia por dispersão de energia (EDS).

Para análise da superfície da fratura foi utilizado o MEV com elétrons secundários. Para análise microestrutural foi utilizado o MEV com os elétrons retroespalhados. Para verificar a composição química dos precipitados encontrados na matriz utilizou-se a análise de EDS.

Através das micrografias foram realizadas a medida de fração volumétrica, e distribuição do tamanho dos precipitados. Utilizou-se o método de grade pois os precipitados eram extremamente pequenos e de coloração similar a matriz, o que dificulta a fazer por análise de imagem.

Foi utilizado o software imageJ nas medições de fração volumétrica e tamanho dos sulfetos ricos em manganês. Para o cálculo de fração volumétrica foi realizado com o auxílio da estereologia, com uma malha de linha sobrepondo a micrografia.

Para medir a fração volumétrica foi utilizado a seguinte equação 1.

$$V_v = PP \quad (1)$$

Onde PP é a quantidade de precipitados que coincide com os pontos da malha, em relação ao total de pontos da malha. (SILVA, 2017)

## 2.3 Resultados e Discussões

### 2.3.1 Microscopia eletrônica de Varredura

#### 2.3.1.1 Analise de EDS - Laminados

As amostras laminadas foram levadas para análise de MEV, para determinar-se as composições dos precipitados mais finos, assim como o tamanho dos mesmos.

A micrografia da Figura 6 mostra a microestrutura do material atacado por nital, em elétrons secundários, no MEV. Os pontos brilhantes são sulfetos.

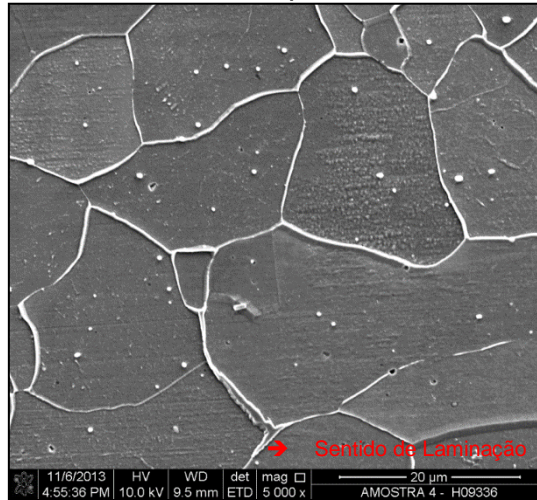


Figura 6– Micrografia realizada no MEV com 5.000X de aumento.

### 2.3.3 Fração Volumétrica e Tamanho dos Precipitados

Através do programa ImageJ foi medido a fração volumétrica, e tamanho dos precipitados de sulfeto ricos em manganês, na matriz ferrítica. Essas medições foram realizadas para a amostra de relação Mn/S de 4,45 na qual é a relação mais crítica sendo mais propícia para a fragilização a quente e perda de ductilidade a quente.

Foram selecionados sete micrografias para as medições de fração volumétrica e tamanho de precipitados.

Os precipitados ricos em sulfetos encontrados são da ordem nanométricas, ou seja, trata-se de precipitados finos e dispersos na matriz ferrítica, como mostra a micrografia da Figura 6. A média dos valores encontrados está na Tabela 2.

Tabela 2 – Análise estatística dos tamanhos dos sulfetos ricos em Mn.

<b><i>Precipitados Ricos em Mn (nm)</i></b>	
<b>Média</b>	464
<b>Erro padrão</b>	35
<b>Mediana</b>	471

Na Figura 7 encontra-se a distribuição dos tamanhos dos precipitados de sulfetos ricos em manganês.

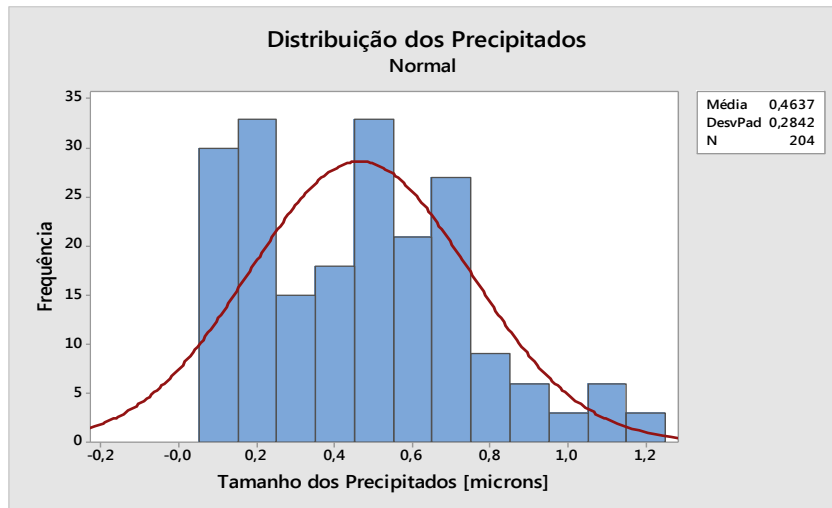


Figura 7 - Distribuição dos Precipitados de Sulfetos Ricos em Manganês.

A média da fração volumétrica encontrada foi de 0,0203.

## 2.3.4 Ductilidade a Quente

### 2.3.4.1 Análise da Fratura

Após o ensaio de tração na Gleeble 360 foi analisado o tipo de fratura que cada corpo de prova obteve. Foram avaliadas 4 relações distintas de Mn/S, mostrados na Tabela 4, em 4 temperaturas de reaquecimento ( $T_1=1100^\circ\text{C}$ ,  $T_2=1150^\circ\text{C}$ ,  $T_3=1200^\circ\text{C}$  e  $T_4=1250^\circ\text{C}$ ).

Todas as fractografias foram semelhantes a Figura 8. Apesar de cada corpo de prova ter rompido a uma tensão máxima diferente todos apresentaram fratura dúctil. A fratura dúctil é notada pela presença de microcavidades também conhecidas como “Dimples”, ilustrados na Figura 8.

Conforme mencionado por Yasumoto, e colaboradores (1985), o coalescimento de vazios são nucleados por partículas, como inclusões. Para os sulfetos alongados os vazios são nucleados pela fratura das partículas em segmentos.

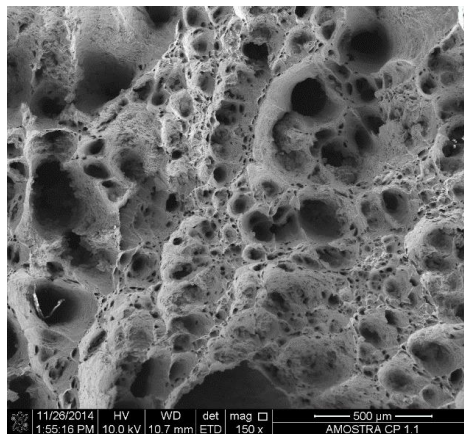


Figura 8 – Fractografia realizada no corpo de prova cilíndrico após fratura no ensaio de tração a quente

### 2.3.4.2 Diâmetro da Fratura

Uma das formas de avaliar a ductilidade a quente dos materiais é através do diâmetro da fratura, conforme realizado por Kizu e Urabe (2009). Quanto menor o diâmetro da fratura mais dúctil é o material, pois possui uma maior capacidade de deformação.

#### 2.3.4.2.1 Influência da relação Mn/S no diâmetro da fratura.

A Figura 9 apresenta as diversas relações Mn/S para a temperatura de ensaio de 1100°C. Nota-se que há uma constância de diâmetro de redução para as relações de Mn/S de 4,45; 8 e 14 onde praticamente não houve variação do diâmetro da fratura. Quando a relação subiu para 40 e 55 o diâmetro da fratura aumento cerca de 50%, tendo assim uma redução de área menor, isso pode ser justificado devido a maior quantidade de precipitados nos contornos de grão da matriz austenítica com o aumento da quantidade de manganês. Ainda sim todas as relações apresentaram um tipo de fratura dúctil. Esses resultados estão coerentes com o Lee e colaboradores (1996), onde as facetas características de fraturas frágeis foram encontradas para reduções de áreas abaixo de 12%, o que não foi o caso desse trabalho.

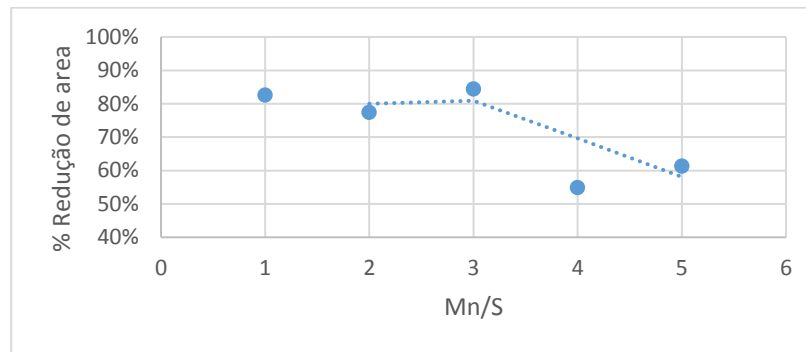


Figura 9 – Influencia da relação Mn/S na ductilidade a quente a TR=1100°C. Ponto 1, 2,3,4 e 5 possuem a relação 4,45; 8; 14; 40 e 50 respectivamente.

A Figura 10 apresenta a relação de ductilidade a quente para a temperatura de 1250°C. Não houve uma variação significativa do tamanho do diâmetro para as diferentes relações Mn/S. As reduções de áreas ficaram entre 50% a 58%.

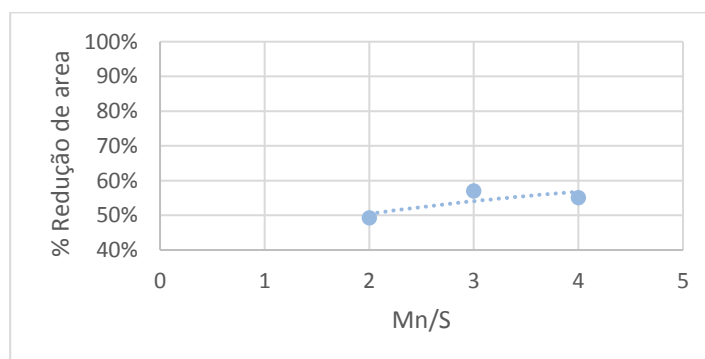


Figura 10– Influencia da relação Mn/S na ductilidade a quente a TR=1250°C. Ponto 2,3,4 possuem a relação 8; 14; 40 respectivamente.

A pouca variação da redução de área para diferentes relações Mn/S a temperatura de reaquecimento a 1250°C pode ser explicado pela difusão dos

precipitados de sulfetos ricos em manganês que tiveram tempo e temperatura para se difundir nos contornos de grãos autênticos facilitando a ruptura, ou seja diminuindo a ductilidade a quente comparado com os resultados da figura 50, onde os ensaios foram realizados a temperatura de reaquecimento de 1100°C.

#### 2.3.4.2.2 Influência da temperatura de reaquecimento na ductilidade a quente

A influência da temperatura de reaquecimento foi estudada para as relações Mn/S de 8 e 14. As temperaturas de reaquecimento utilizadas foram 1100°C, 1150°C, 1200°C e 1250°C.

A Figura 11, exibe o gráfico sobre a influência da temperatura de reaquecimento para a relação Mn/S de 8 e 14

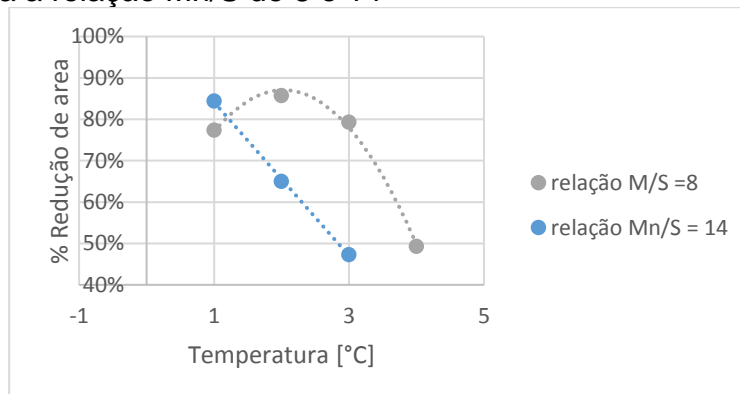


Figura 11 – Influência da temperatura de reaquecimento Mn/S na ductilidade a quente a T1=1100°C, T2=1150°C, T3=1200°C e T4=1250°C.

Para ambas as relações Mn/S houveram uma redução de área com o aumento da temperatura. O que significa que quanto maior a temperatura de reaquecimento menor a ductilidade a quente do material. Esse efeito é esperado devido a difusão dos sulfetos de manganês para os contornos de grão diminuindo a resistência a tração. Esse resultado está coerente com os estudos realizados por Kizu e Urabe (2009).

Mesmo havendo uma redução do diâmetro da fratura, vale lembrar que em todas as temperaturas, e para as diferentes relações Mn/S estudadas não houve a ocorrência de fratura frágil seja ela transgranular ou intergranular.

### 3 CONCLUSÃO

Mesmo para relações Mn/S consideradas abaixo do usual, relação de Mn/S de 4,45, os precipitados ricos em Mn formados não foram prejudiciais a propriedade mecânica dos aços. Os precipitados formados são de escala manométricas e distribuídos uniformemente na matriz. Não houve formação de precipitados grosseiros, prejudicando assim as propriedades do aço.

No estudo de ductilidade a quente, concluímos que para aços baixos carbono-manganês, mesmo a relação de 4,45 não apresentou perda de ductilidade associada à fratura frágil. A perda de ductilidade foi semelhante nas relações de Mn/S de 8 e 14, baseando na redução de área para os três casos, na qual foram similares. O tipo de fratura em todos os casos estudados foi dúctil, evidenciados pela formação de “dimples”.

A temperatura de reaquecimento também teve influência na ductilidade a quente, onde quanto maior a temperatura maior o diâmetro da fratura, ou seja,

menor a ductilidade a quente. Esse efeito é esperado devido a difusão elementos dos sulfetos de manganês para os contornos de grão, o que diminui a resistência a tração.

## REFERÊNCIAS

1. J.L. Lee, Y.T.Pan, AND Y.S.Hwang, Formation of superface heat crack in low carb steels during hot rolling. 37th MWSP CONF. PROC., ISS, VOLXXXIII, 1996
2. K.Yasumoto, Y. Maehara, S.Ura, And Ohtmori, “Effects Of Sulfur On Hot Ductility Of Low Carbon Steel Austenite”, Mater Sci Technol. Vol1, 1985 Pp 111-116.
3. KIZU And T URABE, Hot Ductility Of Sulfur-Containing Low Manganese Mild Steels At High Strain Rate. ISIJ International, Vol. 49 (2009), No. 9, Pp. 1424–1431
4. P.R. Mei e A.L.C Silva, Aços e ligas especiais, 3º edição.
5. Van Vlack: Lh. Intergranular Energy Of Iron And Some Iron Alloys. Trans Aime. 1951;191:251–9.
6. Yoshida, Kubota, Miyanishi, Ushioda – ““ Influence Of Manganese And Sulphurconcentration On Formation Of Fine Mns”, Nippon Steel, 2012.