

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os tratamentos térmicos mais comumente aplicados aos aços são o de têmpera e o de revenido. Neste procedimento a dispersão de fases e/ou estruturas dentro da microestrutura que contribui para o melhoramento das propriedades torna-se importante.

A têmpera consiste num processo de transformação de fase que ocorre em um material exposto a um ciclo de aquecimento e resfriamento, modificando substancialmente sua estrutura ferrítico-perlítico para austenítica após aquecimento e a seguir resfriamento brusco, originando martensita.

O revenido é um processo que posteriormente ao endurecimento ou normalização, o aço é geralmente aquecido a uma temperatura abaixo da temperatura crítica e resfriado a uma taxa apropriada, para aumentar ductilidade e tenacidade, mas também para aumentar o tamanho de grão da matriz. Os aços são revenidos por reaquecimento após endurecimento para obter valores específicos de propriedades mecânicas e aliviar as tensões de têmpera aumentando a sua estabilidade dimensional. O processo de revenido geralmente segue têmpera acima da temperatura crítica, assim, o revenido além de ser utilizado para aliviar tensões de têmpera; reduz a dureza desenvolvida durante o processo de soldagem e alivia tensões induzidas pelo processo.

Os aços de alta resistência e baixa liga, mais comumente conhecidos como ARBL, apresentam razoável temperabilidade e elevada tenacidade sendo comumente submetidos à têmpera superficial. Após usinadas as amostras são temperadas e revenidas a partir de duas temperaturas de austenitização comumente características como 870°C e 1200°C. Os meios de têmpera mais empregados são: água, óleo e salmoura.

Os aços temperados e revenidos apresentam relativamente boa proporção entre resistência ao escoamento e tenacidade devido à fina dispersão da mistura de ferrita e cementita dentro da microestrutura. A resistência ao escoamento e a

tenacidade dos aços temperados e revenidos são altas se o tamanho de grão da austenita prévia é fino [2,3].

O refino do tamanho de grão dos aços por ciclo de temperatura pode ser feito por repetidas transformações de fase $\alpha \leftrightarrow \gamma$ [2,4].

Um dos meios mais efetivos do refino da austenita precedente é o refino por ciclos de temperatura, ou seja, por ciclos de aquecimento e resfriamento do aço. O refino da microestrutura dos aços por ciclos de temperatura pode ser efetuado por taxa de resfriamento que favorece a transformação difusional de austenita para perlita, ou por taxas que favorecem a transformação da austenita para bainita ou transformações difusionais para martensita [5-7].

Para obter melhores efeitos do refino da estrutura e maiores acúmulos do efeito do ciclo, as amostras devem ser aquecidas rapidamente e o tempo de mudança da temperatura de austenitização extremamente pequeno. O número de ciclos não deve exceder o valor crítico quando micro-trincas podem aparecer e a tenacidade cair em relação ao limite de escoamento. Além disso, por ciclos de temperatura a dureza do aço pode ser menor devido ao refino do tamanho de grão da austenita precedente. Devido a menor dureza do aço tratado por ciclo de temperatura, a bainita e a perlita fina podem ser formadas exceto martensita após têmpera [8].

As propriedades mecânicas dos aços revenidos são melhores após têmpera da microestrutura de martensita homogênea do que após têmpera da microestrutura de martensita e bainita ou mistura de martensita e perlita fina.

O ciclo de tratamento térmico com a combinação de transformações difusionais ou pouco difusionais dos aços provam ser o método mais conveniente de tratamento térmico para reforçar os aços por têmpera e revenido [8]. Este ciclo combinado consiste de:

- Ciclo de temperatura com transformação difusional;
- Primeira têmpera;
- Segunda têmpera.

O meio de têmpera e a temperatura máxima de austenitização determinam diretamente as condições de dureza. Para efetuar boas propriedades mecânicas por têmpera, o aquecimento até a temperatura de austenitização deve levar em conta austenita de granulação fina. Portanto, a temperatura antes da têmpera deve ser

geralmente um pouco acima da temperatura máxima do ciclo de temperatura. Por adequado refino da estrutura dentro do ciclo de temperatura, o aço SAE 4140 estudado neste presente trabalho, pode ser temperado em água sem riscos de formar trincas durante a têmpera [9]. A Figura 2.1 mostra como varia as propriedades mecânicas dos aços ARBL com o refino da estrutura.

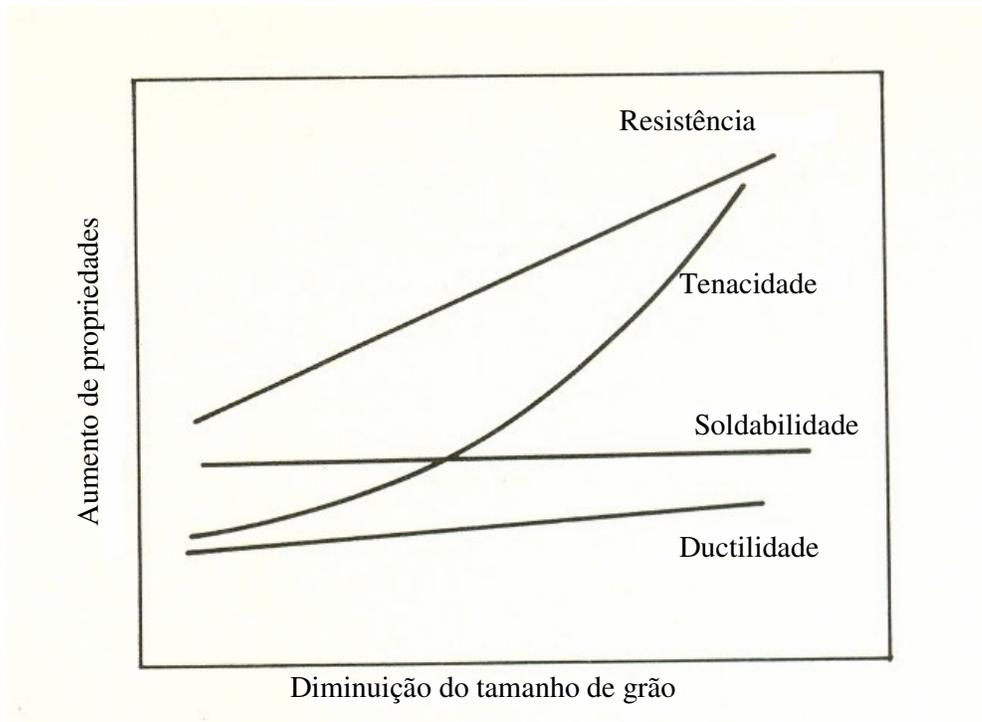


Figura 2.1 – Variação das propriedades mecânicas com o refino do tamanho de grão para os aços ARBL[2,3]

2.1. Microestrutura

A microestrutura é uma característica que governa as propriedades de muitos aços sendo uma função dos processos de fabricação e dos tratamentos térmicos adotados.

Em vários setores industriais, sobretudo na indústria naval, automobilística e aeronáutica é interessante obter aços com estrutura bifásica que levam em conta importante economia de peso. Os painéis de automóveis, tambores de freio, fuselagem de aeronaves, cascos de navios e sistemas de amarração de embarcações podem ser citados como exemplos de partes produzidas a partir destes aços.

A microestrutura bifásica constituída de ferrita e martensita pode ser obtida por aquecimento do aço hipoeutetóide de baixa liga entre as temperaturas Ac_1 (temperatura final de transformação de austenita para ferrita) e Ac_3 (temperatura inicial de transformação da austenita para ferrita) formando as fases ferrita e austenita com rápido resfriamento subsequente para transformar austenita em martensita.

No aço SAE 4140, a temperatura Ac_3 varia dentro do intervalo de temperatura de 780°C a 810°C e a temperatura Ac_1 varia de 730°C a 760°C [10,11]. Desde que o intervalo de Ac_1 - Ac_3 do aço SAE 4140 é relativamente pequeno, o ciclo de temperatura máxima deve ser alto o bastante para acomodar qualquer variação de temperatura Ac_3 .

Por controle da forma, tamanho, quantidade e dispersão da martensita na matriz ferrítica, uma relação considerável de resistência-ductilidade é obtida. Quando a fração de volume da martensita dentro da matriz do aço bifásico aumenta, o limite de escoamento e a resistência à tensão aumentam enquanto a ductilidade diminui. Ao passo que dentro do aço com concentração de carbono constante, a dureza das ilhas de martensita aumenta enquanto a fração de volume da martensita diminui [12]. Quando aços bifásicos foram primeiramente desenvolvidos, os estudos iniciais se concentravam basicamente em suas propriedades de forma. Hoje, contudo é perfeitamente claro que muitas propriedades mecânicas como dureza, tenacidade, resistência à fadiga, etc, podem

ser melhoradas através do controle adequado da forma, tamanho, quantidade e composição química da martensita dentro da matriz de ferrita [13-16].

A forma, tamanho e fração de volume da martensita dentro da estrutura bifásica são determinadas pela microestrutura inicial do aço antes dos tratamentos térmicos de amolecimento intercrítico temperaturas de amolecimento intercríticas entre Ac_1 e Ac_3 .

Ambrosini [17] ao estudar o aço SAE 4140 sob várias condições de tratamento térmico obteve uma variedade de microestruturas como martensita primária e martensita revenida variando proporções de martensita e bainita, envoltas em uma matriz de ferrita. Das suas observações ele pode afirmar que a fragilização do aço somente esteve presente na região onde a fragilização no revenido ocorreu. Este comportamento foi devido à presença da bainita e da martensita que conferiram elevada resistência à microestrutura.

Como é sabido um aumento na resistência mecânica resulta simultaneamente em queda da tenacidade à fratura. Assim, do ponto de vista prático, um material com melhoria na sua resistência mecânica sem levar em consideração um aumento na tenacidade a fratura resulta em um material de pouca utilidade prática nos mais diversos ramos da Engenharia, onde a resistência mecânica aliada à iniciação e a nucleação de trincas são vitais para a segurança dos componentes mecânicos e estruturais. Tem sido reportado que uma rede contínua de austenita retida pode não somente aumentar a resistência à fratura como também, aumentar o valor de tenacidade à fratura diminuindo a taxa de propagação de trincas no segundo estágio de revenido [18,19]. Assim, a austenita retida pode ser usada para melhorar a resistência à fratura de aços de alta resistência e baixa liga.

Por transformações isotérmicas a uma certa variação de temperatura o silício contido nos aços desta classe contém microestrutura de bainita livre de carbonetos. Esta microestrutura é composta de bainita ferrítica e filmes de carbono enriquecido de austenita retida. Lee [20] demonstrou que esta microestrutura livre de carbonetos melhora a resistência à fratura de aços 0,45-0,6C-2-3Si-0,3-0,5Mn. A estabilidade mecânica da austenita retida em uma microestrutura de bainita e martensita livre de carbonetos é maior do que em uma microestrutura somente de bainita livre de carboneto. Em adição, aços modificados com silício como o SAE 4330 e o 300M, com microestrutura

misturada de bainita e martensita livre de carboneto apresentam uma melhor combinação de resistência e tenacidade do que a microestrutura preenchida totalmente por martensita [21,22]. Portanto, os aços ARBL apresentam uma boa relação de tenacidade e resistência à fratura quando a microestrutura de bainita e martensita livre de carboneto está presente.

Um fato a considerar é que esta microestrutura favorável à estabilidade mecânica dos aços ARBL é obtida através de processos de austenitização convencional, transformações isotérmicas parciais dentro das regiões bainíticas e têmpera em óleo com subsequente revenido [22].

A relativa complexidade dos tratamentos térmicos envolvidos dificulta extensivamente a obtenção da microestrutura de bainita e martensita livre de carboneto. Assim, para obter esta microestrutura favorável com boa relação de resistência e tenacidade aços Mn-Si-Cr foram projetados e desenvolvidos [23,24].

2.1.1. O Papel dos Elementos de Liga

Microligantes e processamento controlado são meios bem conhecidos de economizar custos e aumentar a resistência de aços ferrítico-perlíticos de alta resistência e baixa liga.

A primeira geração de aços microligados resfriados ao ar por forjamento a quente, desenvolvida em 1970 foram tipo carbono com adições de vanádio. O aço do tipo 49MnSV3 foi o principal exemplo com alta resistência à tração, porém baixa tenacidade [25]. Para compensar a baixa tenacidade, adições de Si, cerca de 0,5% em peso e baixa concentração de carbono, cerca de 0,27 a 0,38% foi empregada trazendo benefícios durante a soldagem e fundição. A perda em resistência foi compensada por adições de manganês (maior que 1%). Pequenas quantidades de elementos formadores de nitretos, como o N e o Ti foram adicionados para aumentar a resistência e favorecer o refino do tamanho de grão da austenita original.

Posteriormente, as mesmas idéias foram adotadas para a segunda geração de aços microligados com alta resistência, como o 38MnSiV5 ou 27MnVSi6 [26]. Por razões econômicas a adição de V foi substituída por altas concentrações de Mn no grau 38MnSi6. Ao comparar com o grau 38MnSiV5, este aço apresentou

baixas propriedades mecânicas, como exemplo baixa tenacidade e resistência ao escoamento.

Nos aços de alta resistência, especialmente os de tamanho de grão da austenita grosseiros existe o risco contínuo da rede de ferrita ao longo do contorno de grão da austenita enfraquecer certas propriedades de fadiga [27].

Altas propriedades mecânicas, portanto são efetuadas através da adição de altas porcentagens de silício cerca de 1,5 a 2% em peso [28].

2.2. Fragilização no Revenido

A fragilização no revenido desenvolve-se em aços liga quando resfriados lentamente ou aquecidos isotermicamente em faixas de temperatura de 400°C a 600°C. A maior consequência da fragilização no revenido é encontrada no aumento da temperatura de transição dúctil-frágil e está associada à falha intercrystalina ao longo do contorno de grão da austenita. Embora a fragilização no revenido tenha sido reconhecida há mais de 75 anos (esta afirmativa pode ser comprovada pelas revisões elaboradas por Holloman [29], Woodfine [30], Low [31] e McMahon [32]), seu mecanismo não pode ser controlado. Um dos exemplos mais clássicos deste fenômeno foi à falha catastrófica ocorrida em rotores de turbina da estação nuclear de Point Hinkley, E.U.A [33]. A falha foi atribuída à combinação de dois fatores: fragilização no revenido resultante do resfriamento lento de componentes dos rotores durante o processo de fabricação por causa da faixa de temperatura crítica e trincas assistidas por ambiente resultante da condensação durante o processamento dos componentes.

Balajiva e colaboradores [34,35] contribuíram em muito para o entendimento atual da fragilização no revenido. Demonstrando que a fragilização no revenido ocorria somente em aços liga comercialmente puro, mas não ao comparar ligas de alta pureza (Figura 2.2).

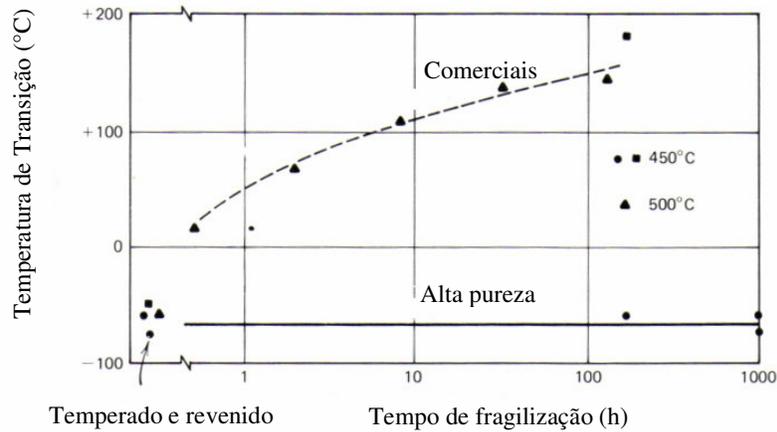


Figura 2.2 – Efeito da exposição na faixa de temperatura de 450 a 500 °C de fragilização no revenido em aços Cr-Ni comerciais e de alta pureza [30, 35,36]

Os elementos com maior potencial de fragilização em ordem de severidade foram encontrados como sendo o antimônio, fósforo, estanho e arsênio. Estas afirmativas têm sido verificadas por outros pesquisadores [37], com informações adicionais que comprovam que para um dado nível de impureza, as ligas Cr-Ni são fragilizadas em maior escala que as ligas contendo somente Ni ou Cr. A idéia geral é que a fragilização resulta da segregação de impurezas no contorno de grão da austenita como resultado da exposição na faixa de temperatura de 400°C a 600°C. Uma prova disto é análise por espectroscopia Auger [38-40], técnica pela qual a química das primeiras camadas atômicas do material é analisada.

2.2.1. Mecanismos de Ativação

Tem sido estudado que a segregação de elementos de liga e impureza no contorno de grão original da austenita em aços de baixa liga [41] controla o fenômeno de fragilização no revenido [42,43] embora por enquanto as interações microquímicas e microestruturais, por enquanto não são muito claras devido ao grande número de variáveis envolvidas.

Análises de espectroscopia Auger das superfícies de fratura de aços de baixa liga [41] indicam que a fratura frágil é causada pela segregação do fósforo [44,45] no contorno de grão original da austenita. Adições de pequenas quantidades de Mo (cerca de 0,5% em peso) parece retardar, porém não impede a fragilização no revenido [46,47], possivelmente devido aos precipitados de carbeto de molibdênio (Mo_2C) formados em temperaturas elevadas causando dessegregação do Mo no contorno de grão original da austenita [48,49].

A relação entre segregação e fragilização no revenido é além do mais complicada por causa do número de elementos segregantes e complexidade dos vários estágios de tratamento térmico envolvidos. A espectroscopia Auger afirma que os contornos mais fragilizados e a completa distribuição dos elementos segregados através de todos os contornos de grão originais da austenita não podem ser determinados por esta técnica. Tem sido reportado que o mapeamento de raios-X por técnica de microscopia eletrônica de transmissão oferece uma visão mais completa da distribuição dos segregantes sob os contornos de grão fragilizados e não-fragilizados [50-52].

2.3. Fragilização da Martensita Revenida

O potencial efeito de fragilização em aços martensíticos é encontrado a cerca de 300°C a 350°C. Evidências para esta fragilização têm sido encontradas nesta faixa de temperatura de revenido pela queda na energia de impacto (tenacidade), ductilidade e resistência à tensão de materiais dúcteis [53]. Esta diminuição nas propriedades pode ser atribuída à precipitação de filmes de cementita ao longo das placas de martensita que se situam no contorno de grão original da austenita. Estas placas nos contornos agem facilmente com caminhos de trincas [54,55]. Porém, estudos mais recentes têm demonstrado que este tipo de fragilização é dependente também da composição química da liga, com os aços de alta pureza podendo estar sujeitos a este problema [56].

Na falta de preparação de ligas com alta pureza devido ao seu custo elevadíssimo, a maneira mais óbvia de se evitar fragilização da martensita revenida é simplesmente evitar revenido nesta faixa de temperatura. Geralmente, as operações envolvem revenido a altas temperaturas, mas com diminuição de resistência. Contudo, existem aplicações de materiais que aumentam onde alta resistência associada com revenido nesta faixa de fragilização é considerada. Assim tem sido possível obter níveis elevados de resistência associados com revenido a 300°C enquanto simultaneamente restringe a cinética de fragilização. Esta otimização em propriedades tem sido efetuada através de adições de 1,5 a 2% em peso de Si em aços comerciais [57]. O Si é utilizado, pois se acredita que ele possa restringir a cinética do processo de fragilização da martensita revenida com mudanças das reações de fragilização para temperaturas mais elevadas, cerca de 400°C.

2.3.1. Mecanismos de Ativação

Tem sido reportado que a fragilização da martensita revenida está relacionada à decomposição da austenita retida dentro do grão grosseiro, filamentos de cementita na fronteira dos contornos, precipitação de cementita da martensita revenida e a interação de cementita com impurezas tais como o fósforo e o enxofre [58-62]. Contudo, não se sabe se de que forma a austenita retida age

sobre a tenacidade dependendo ou não de sua estabilidade. A austenita retida estável melhora a tenacidade [59,60].

Para atenuar os efeitos deste importante fenômeno a fragilização da martensita revenida em uma temperatura pré-estabelecida pode ser retardada para altas temperaturas de revenido. É bem conhecido que o silício retarda o amolecimento da martensita durante revenido a 200°C-360°C, devido ao efeito de inibir a dissolução ou conversão do carboneto tipo ϵ para cementita, isto é, retardando a formação e o crescimento da cementita. Embora a resistência ao revenido da bainita é melhor do que a martensita para aços ARBL, a resistência da bainita é geralmente menor que a da martensita após revenido a baixas temperaturas. Somente após revenido, acima de uma certa temperatura, a resistência da bainita pode tornar-se maior do que a da martensita. A microestrutura de martensita e bainita livre de carbonetos possui propriedades de impacto melhores que a da microestrutura somente de martensita.

De acordo com a lei das misturas, a resistência de amostras com microestrutura misturada de bainita e martensita é maior do que com somente martensita ao passo que a resistência da bainita livre de carbonetos é maior do que a martensita, o que é comprovado após revenido acima de uma certa temperatura [63].

Por outro lado, a ênfase dos estudos de fragilização se concentra também sob a influência dos elementos de impureza, principalmente o fósforo, cuja segregação ocorre no contorno de grão original da austenita, durante austenitização. A conclusão foi que a fragilização da martensita revenida não ocorria em aços de alta pureza, mas sim em aços contendo tais elementos como o fósforo (figura 2.3). O nitrogênio também foi observado como causa da fragilização, assim como grandes quantidades de manganês e silício.

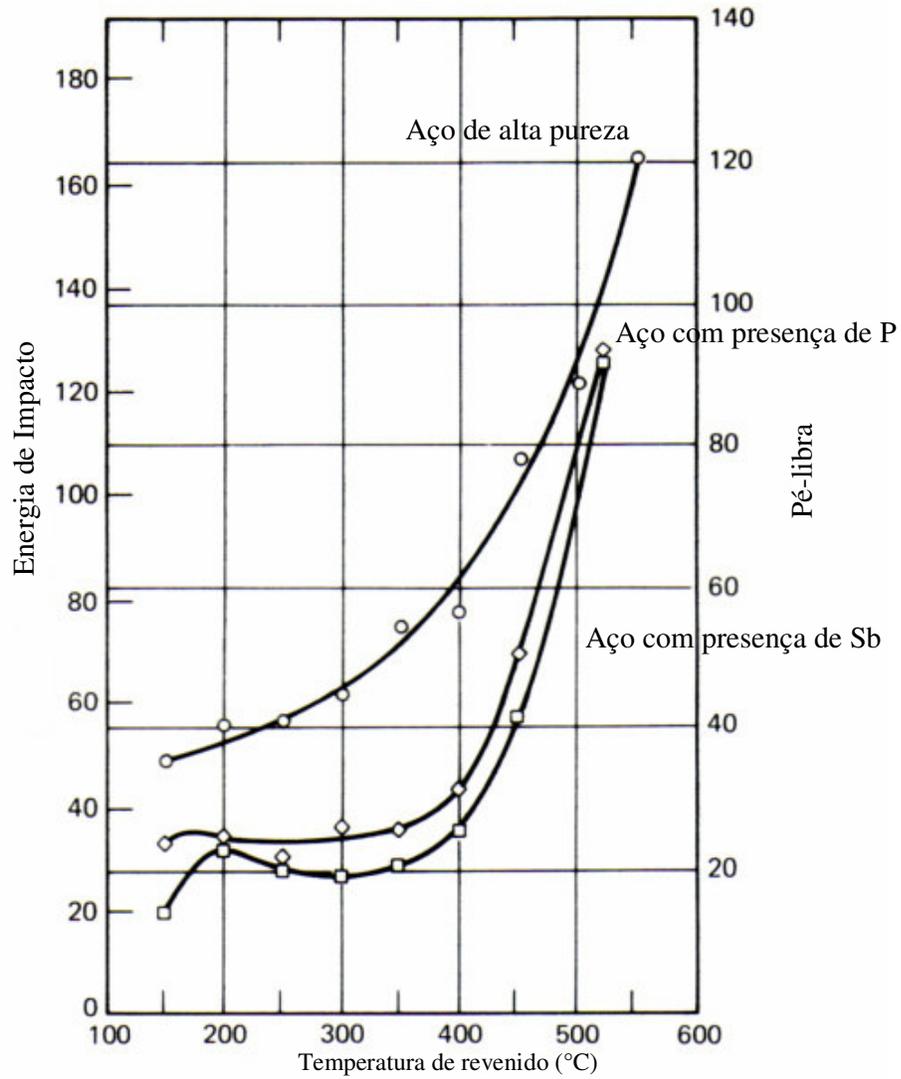


Figura 2.3 – Influência do fósforo e antimônio na energia de impacto em função da temperatura de revenido de um aço 1 ½ % Ni-Cr-Mo [64]

2.4. Inclusões Não-Metálicas

Os avanços tecnológicos obtidos pelo setor metalúrgico ao longo das últimas décadas não só permitiram que as exigências de fabricação do aço se tornassem cada vez mais severas como também o papel das chamadas inclusões não-metálicas na qualidade do produto final fosse tema de discussão por parte de profissionais e pesquisadores ligados ao setor metalúrgico.

Baseado nesta premissa, as chamadas inclusões não-metálicas ganharam destaque em numerosos trabalhos de investigação. As inclusões não-metálicas podem ser definidas como espécies químicas de caráter não-metálico constituídas basicamente pela associação metal/não-metal, em que o elemento não-metálico é comumente o oxigênio, o enxofre ou o silício e em casos mais raros o fosfato. O aparecimento de inclusões não-metálicas é decorrente de operações de fabricação do aço, particularmente durante a etapa de desoxidação do aço, fazendo com que esta esteja intimamente relacionada às reações de desoxidação.

A diversificação de opiniões emitidas sobre as interpretações teóricas e o grande número de técnicas experimentais de observação com objetivos análogos constituem uma grande barreira para o entendimento das inclusões no que se referem as suas condições de formação e de eliminação no decurso do processo de elaboração do aço assim como a influência das inclusões remanescentes na qualidade do produto final obtido. No entanto, os avanços conquistados no decorrer dos últimos anos, com a utilização de novas técnicas de investigação e controle como, por exemplo, processos eletroquímicos de separação, traçadores radioativos, microscopia eletrônica e micro-sonda impulsionada pela crescente produção do aço a nível mundial têm possibilitado um avanço significativo no entendimento do comportamento deste importante fenômeno.

Inicialmente, as inclusões eram tratadas sob o lado negativo como sugeriu Benedicks [65] que se localizavam no aço com concentrações relativamente elevadas com cerca de 10^{12} a 10^{13} por tonelada de aço sendo inevitável a sua formação. Com o passar do tempo, Castro e Portevin [66] procuraram analisar as inclusões através de outro ponto de vista, ou seja, separar os seus aspectos positivos dos seus aspectos negativos. Assim, algumas inclusões podiam ser perfeitamente encaixadas na afirmação feita por Benedicks ao passo que outras

não se enquadravam como o caso do sulfureto de manganês (MnS) que foi observado como constituinte estrutural do produto ferroso e irá influir, na maior parte dos casos, positivamente nas propriedades do produto final.

Os trabalhos propostos por Castro e Portevin [66] permitiram que no caso das inclusões é muito importante ter o conhecimento do modo de formação e origem de uma inclusão e de que maneira esta irá influir no produto final a fim de providenciar ações que evitem a sua presença ou efetuem o seu controle com o intuito de minimizar possíveis perdas no produto final.

Em se tratando de inclusões, um dos maiores problemas que esta pode apresentar é a sua composição química que muda continuamente durante o banho metálico ou após solidificação, enquanto a difusão não é desprezível, tornando a identificação de sua origem ainda mais complexa. Um exemplo típico deste comportamento é uma inclusão originada de material refratário (exógena) com geometria bastante irregular, multifásica e estrutura complexa não apresentando a composição média do material refratário que a originou devido a posterior interferência da precipitação de óxidos originadas do oxigênio do banho em fusão.

Assim é fundamental que durante os ensaios de controle principalmente dos aços avaliações rotineiras sejam efetuadas para determinar a natureza, forma, estrutura, tamanho, quantidade e distribuição das inclusões. Com a utilização de estes procedimentos poder se a tirar não somente conclusões sobre o grau de pureza, mas também sobre a sua capacidade de resposta a solicitações mecânicas ou meios químicos, além é claro do seu processo de fabricação, natureza e tratamentos termo-mecânico tais como laminação, forjamento, estampagem, etc. As adoções destes parâmetros alinhados a rigorosos controles de qualidade e produtividade permitem a adoção de alternativas que visam à melhoria do processo de elaboração e fabricação dos aços.

2.4.1. Tipos de Inclusões

As inclusões têm sua formação associada a dois importantes efeitos no interior do metal fundido que são:

1. Arrastamento mecânico;
2. Processos físico-químicos ou de reação.

Estes efeitos permitem que as inclusões sejam subdivididas em dois grandes grupos que são: endógenas e exógenas. As inclusões endógenas são as inclusões que interagem com as espécies químicas localizadas no banho metálico através de processos físico-químicos ou de reações efetuadas no seio do metal líquido ou durante a solidificação ao passo que as inclusões exógenas são as inclusões associadas ao primeiro efeito, ou seja, arrastamento mecânico sem qualquer interferência do banho metálico.

Há de se destacar que esta classificação é relativamente simples e um pouco irreal, pois podem existir inclusões exógenas que servem de suporte a posterior precipitação de inclusões endógenas.

Por outro lado, o tipo vai depender de vários fatores como processo de fabricação adotado, composição do material refratário, operações de vazamento, processos e ligas desoxidantes, tempo de fusão e método de fabricação do produto final. A Tabela 2.1 mostra a influência de alguns destes fatores na composição das inclusões.

Tabela 2.1 – Fontes de Inclusões [67]

Fonte	Origem	Elementos
Forno	Escória do forno	Ca
	Refratário	Ca
	Ferro-liga	Cr, Al, Si
Canal de Vazamento	Refratário	Mg, Ti, K
	Oxidação	FeO
Colher	Desoxidação	
	Escória da colher	Ca, Mg
	Refratários da colher	Mg, Ti, K
Vazamento	Refratários do tufo e retentor	Mg, Ti, K
	Oxidação	FeO
	Desoxidação	
Tratamento Térmico e Laminação	Sulfurização da superfície	FeS
	Oxidação interna	SiO ₂
Soldagem	Escórias de soldagem	Ca, Ti
	Revestimento do eletrodo	Ti, V
	Inclusões de aço	
	Gotas quentes	S

2.4.1.1. Inclusões Exógenas

As inclusões pertencentes a este grupo apresentam característica acidental sendo sua origem associada a ações de erosão ou corrosão conforme:

1. Arrastamento de material refratário proveniente das paredes do forno ou de canais de vazamento para o banho metálico por ação erosiva do metal em fusão;
2. Arrastamento da escória pelo metal em fusão;
3. Formação de produtos devido à reação química de caráter heterogêneo do aço no estado líquido com as escórias e os materiais refratários, sendo esta dependente da composição química do metal;
4. Arrastamento para os lingotes ou para as peças vazadas de adições de liga apresentando altos pontos de fusão, os quais são dificilmente dissolvidas no banho metálico. Sendo localizadas nos produtos vazados agrupados em regiões isoladas.

Devido ao grande número de origens deste tipo de inclusão há uma grande dificuldade em seu estudo tornando-o delicado e complexo. No entanto, existem algumas técnicas ou alternativas que facilitam o seu tratamento como a utilização de traçadores radioativos que permitem identificar sob determinadas condições se há ou não este tipo de inclusão nos aços.

As inclusões exógenas são facilmente distinguíveis por apresentarem:

1. Grande variedade;
2. Dimensões relativamente grandes;
3. Ocorrência esporádica;
4. Localização preferencial sendo comum em lingotes ou peças vazadas;
5. Irregularidades;
6. Estrutura complexa.

Considerando a composição química tendo com base os produtos concentrados em sua formação, as inclusões exógenas são constituídas basicamente por silicatos, aluminatos e uma enorme variedade de óxidos apresentando na maior parte dos casos alta concentração de ferro, magnésio, titânio e vanádio. Os sistemas que servem como base de estudos destas inclusões são os chamados sistemas ternários constituídos por $MgO - Al_2O_3$ e o $CaO-SiO_2O_3$.

Considerando os elementos formadores de inclusão, como o cálcio a sua presença indica que caso a desoxidação do aço não tenha sido feita com este elemento, a inclusão é exógena facilitando a origem de identificação desta inclusão. Geralmente, as inclusões com cálcio apresentam estrutura vítrea e formas arredondadas.

No caso dos aços ligados, incluindo os aços ARBL e ultra-ARBL, a presença destas inclusões vai depender muito da composição química do aço. Como exemplo, podem ser citadas as inclusões contidas em aços contendo altas concentrações de cromo constituídas essencialmente por óxidos de cromo e manganês originados pelo ataque da sílica de refratários ácidos no banho quando o metal é vazado. Uma alternativa de evitar este ataque é a adoção de fornos básicos e revestindo o canal de vazamento e a colher com magnésia.

Em se tratando de ferros fundidos não se verifica a presença de inclusões exógenas de óxidos e silicatos.

A cor característica deste tipo de inclusão é função, sobretudo da composição. E o tamanho e a quantidade vão depender principalmente do processo de fabricação adotado.

2.4.1.2. Inclusões Endógenas

Sua formação está associada a reações homogêneas ou processos físico-químicos ocorridos durante a fabricação do aço ou solidificação.

Os principais elementos formadores deste tipo de inclusão são o enxofre e o oxigênio que se precipitam quase inteiramente sob a forma de sulfuretos, óxidos, silicatos e aluminatos. Em casos mais raros, pouco prováveis, consideram como

inclusões deste tipo às espécies químicas que interagem com o fósforo formando constituintes estruturais cujo caráter, como o dos carbonetos, se assemelha bastante ao de substâncias metálicas.

Conforme pode se verificar pela experiência adquirida ao longo dos anos pelo setor siderúrgico, a etapa de desoxidação do aço é a que maior atenção merece, pois durante a sua ocorrência há uma maior formação de inclusões no aço. A existência desta no produto final obedece a seguinte condição:

Formação→Crescimento→Eliminação

2.4.1.2.1. Formação

A principal característica desta primeira fase é a dissolução do desoxidante e a germinação de fase ou fases que irá constituir a inclusão.

A dissolução é dependente de fatores físico-químicos como o estado de agregação do desoxidante, devido a fenômenos de interface e mecânicos como a agitação do banho característica esta largamente empregada na indústria siderúrgica.

A germinação de fases ou fase segue a lei da teoria de germinação quer por nucleação homogênea ou por nucleação heterogênea, sendo ou não a natureza do embrião a mesma da nova fase, e dependente de fatores físico-químicos como a quantidade de energia utilizada na transformação, afinidade de espécies químicas com o oxigênio e condições de equilíbrio. Porém, deve ser ressaltado que no caso de alguns elementos como o fósforo, alumínio, cromo, silício, manganês e carbono contidos em escória de caráter básica eles são eliminados na maior parte dos casos na operação de desoxidação, passando para a escória. Cerca de 95% do total de óxidos formados durante as operações de fabricação do aço são eliminados anteriormente ao vazamento, fato este que leva a crer que a maior parte das inclusões endógenas localizadas no interior do aço não são originadas de partículas em suspensão durante o vazamento, mas sim da precipitação posterior ao vazamento decorrente da queda da solubilidade ocorrida durante o arrefecimento e solidificação.

A formação dos óxidos e silicatos se dá antes da solidificação do aço, fato

este comprovado pela presença no núcleo das dendrites, enquanto os sulfuretos formam durante a solidificação com preferência pelos espaços interdendríticos.

Como características marcantes às inclusões endógenas apresentam dimensões reduzidas e tendem a se distribuir pela massa de metal com certa uniformidade.

2.4.1.2.2. Crescimento - Tamanho, Quantidade e Distribuição

Após sua formação, o crescimento de uma inclusão endógena ocorre sob os seguintes mecanismos [68]:

1. Precipitação por difusão;
2. Coalescência por difusão;
3. Movimento Browniano;
4. Colisão de Stokes;
5. Colisões decorrentes de gradientes de velocidade.

Se uma inclusão ocorrer sob a forma líquida o mecanismo predominante é o de colisão e coalescência, porém se a mesma encontrar-se no estado sólido o seu crescimento irá depender da sua constituição.

Com relação ao mecanismo de crescimento por movimento browniano, este só exerce influência no início do crescimento das inclusões, ou seja, quando o tamanho das partículas é muito pequeno. Atualmente, o mecanismo de crescimento mais conhecido e utilizado baseia-se em uma seqüência a qual se inicia por difusão até atingir um empobrecimento do metal líquido em oxigênio, seguindo crescimento por colisões devido a diferenças de velocidade ascensional (colisão de Stokes) e ao movimento do metal (colisões por gradientes de velocidade).

Em se tratando da quantidade, tamanho e distribuição deste tipo de inclusões na superfície do aço não existe uma regra geral que explique o seu comportamento, sendo correto apenas afirmar que esta vai depender do processo de produção do aço adotado e das operações de desoxidação.

Geralmente, a quantidade de inclusões de óxidos presentes no aço aumenta com a diminuição do tamanho das mesmas.

2.4.1.2.3. Eliminação

Esta etapa se caracteriza por ser a mais importante do processo de desoxidação visto que a obtenção de um aço com o menor número possível de inclusões, isto é, o mais limpo é o objetivo principal. Como justificativa para esta afirmação pode ser dada que de nada adiantaria reduzir ao mínimo a quantidade de oxigênio pela produção de óxido no aço se não fosse possível reduzir ao máximo as inclusões provenientes desta operação juntamente com as formadas anteriormente a solidificação.

Os fenômenos que agem diretamente sobre esta etapa de eliminação são a interface e a flutuação das inclusões além da agitação do banho.

A interface está associada com as energias superficiais provenientes das interfaces metal-gás, inclusão-gás, metal-escória, inclusão-escória, sendo a última a que mais atenção merece já que o metal está recoberto por uma fina camada de escória. A respeito das inclusões formadas por óxidos o valor da energia superficial presente no caso inclusão-escória é muito baixo por se tratar de forças entre superfícies similares contribuindo para a eliminação deste tipo de inclusão. Nos sulfuretos este comportamento muda completamente sendo a presença da escória não muito vantajosa visto que as composições são muito diferentes (sulfuretos/óxidos), não contribuindo para a diminuição da energia superficial.

A diminuição da energia superficial contribui para a aglomeração das inclusões que posteriormente são eliminadas [67]. Este agrupamento pode ocorrer sob as seguintes formas:

1. Por deslocamento da frente de crescimento;
2. Por colisões.

No primeiro caso, deve existir uma convergência simultânea do desoxidante e do oxigênio por difusão, originando a formação de inclusões dendríticas paralelas à direção de difusão. No segundo caso, ocorre união das inclusões por choques devido a gradientes de velocidade de ascensão, levando a crer que as inclusões dendríticas favorecem a formação de grupos de grandes dimensões, pois estas podem ocorrer com maior probabilidade.

A interface de inclusões também favorece o aglomeramento de inclusões que se encontram de forma irregular pelo contato destas através de sua superfície

onde a energia a ser vencida é muito menor.

A flutuação age diretamente sob a massa volumétrica da inclusão e a diferença obtida entre as massas volumétricas do metal e da inclusão. A densidade de inclusões será tanto menor quanto maior for o intervalo de tempo entre a desoxidação e o lingotamento já que os óxidos de menor massa volumétrica que o metal terão maior tempo de alcançar a superfície do banho e juntar-se à escória.

A movimentação do banho contribui favoravelmente para a eliminação das inclusões, sendo esta muito maior caso seja empregado à injeção de ar ou gás durante o processo. O banho também influi diretamente no rendimento do desoxidante, sendo tanto maior quanto menor for a absorção de oxigênio pelo aço e quanto menor a probabilidade de ocorrer reações entre a escória e o refratário. A eliminação de inclusões por agitação do banho ocorre por melhor dissolução do desoxidante e maior crescimento das inclusões por coalescência ou formação de aglomerados.

2.4.2. Influência das Inclusões nas Propriedades Mecânicas dos Aços

Na prática e do ponto de vista da influência das propriedades mecânicas no comportamento de uma inclusão é comum separá-las, baseadas em seu tamanho, em dois grandes grupos: macro e micro-inclusões.

Com a experiência adquirida ao longo dos anos constatou-se que o papel fundamental de uma inclusão no aço é facilitar a formação de fissuras quando o material está sujeito a esforços mecânicos. Porém, verificações comprovaram que somente as macro-inclusões levam a este comportamento, o que leva a evitar o seu aparecimento durante as etapas de produção do aço [67]. Com relação à micro-inclusões seu comportamento permite que sua presença seja tolerável dentro de certos limites, pois estas não exercem influência sobre as respectivas propriedades mecânicas, podendo em certos casos trazer efeitos benéficos como, por exemplo, o controle do tamanho de grão da matriz, aumento do limite de elasticidade e da dureza do material, facilitando a precipitação de carbonetos e nitretos, impedindo-os de se precipitarem no limite do grão.

Esta subdivisão das inclusões com respeito ao seu efeito nas propriedades mecânicas é baseada em uma “dimensão crítica”, acima da qual a inclusão poderá trazer consideráveis perdas de propriedades mecânicas dos aços. Seus valores estão entre 50 a 500 μm , e vão depender do tipo de aço, tipo e localização da inclusão no material e, além disso, da propriedade de interesse que se pretende manter ou melhorar de acordo com a utilização prática.

As macro-inclusões agem como concentradores de tensões ocasionando na maioria dos casos micro-rupturas locais e o surgimento de micro-fissuras que rapidamente se propagam e levam a fratura do material. Por isto é importantíssimo na área da mecânica da fratura estimar o tempo de vida útil de cada componente e ter o controle exato dos diversos parâmetros que controlam este comportamento: forma, dimensões, posição e natureza da inclusão.