



**INSTITUTO LATINO-AMERICANO DE
TECNOLOGIA, INFRAESTRURA E
TERRITÓRIO (ILATIT)**

ENGENHARIA DE MATERIAIS

**ESTUDO DA ABSORÇÃO DA ENERGIA DE IMPACTO PARA UMA LIGA DE AÇO
FUNDIDO**

VIKTOR GABRIEL BORBA DA SILVA

Foz do Iguaçu
2023



**INSTITUTO LATINO-AMERICANO DE
TECNOLOGIA, INFRAESTRUTURA E TERRITÓRIO
(ILATIT)**

ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESTUDO DA ABSORÇÃO DA ENERGIA DE IMPACTO PARA UMA LIGA DE AÇO FUNDIDO

VIKTOR GABRIEL BORBA DA SILVA

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território da Universidade Federal da Integração Latino-Americana, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Orientador: Prof^a. Dr^a. Priscila Lemes

Foz do Iguaçu
2023

VIKTOR GABRIEL BORBA DA SILVA

**ESTUDO DA ABSORÇÃO DA ENERGIA DE IMPACTO PARA UMA LIGA DE AÇO
FUNDIDO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território da Universidade Federal da Integração Latino-Americana, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

BANCA EXAMINADORA

Orientador: Prof^a. Dr^a Priscila Lemes
UNILA

Prof^a. Dr^a Gislaíne Bezerra Pinto Ferreira
UNILA

Prof. Dr. José Ferreira da Silva Junior
UNILA

Foz do Iguaçu, 07 de junho de 2023.

TERMO DE SUBMISSÃO DE TRABALHOS ACADÊMICOS

Nome completo do autor(a): Viktor Gabriel Borba da Silva

Curso: Engenharia de Materiais

	Tipo de Documento
(...x..) graduação	(.....) artigo
(.....) especialização	(...x..) trabalho de conclusão de curso
(.....) mestrado	(.....) monografia
(.....) doutorado	(.....) dissertação
	(.....) tese
	(.....) CD/DVD – obras audiovisuais
	(.....) _____

Título do trabalho acadêmico: ESTUDO DA ABSORÇÃO DA ENERGIA DE IMPACTO PARA UMA LIGA DE AÇO FUNDIDO

Nome do orientador(a): Priscila Lemes

Data da Defesa: 07/06/2023

Licença não-exclusiva de Distribuição

O referido autor(a):

a) Declara que o documento entregue é seu trabalho original, e que o detém o direito de conceder os direitos contidos nesta licença. Declara também que a entrega do documento não infringe, tanto quanto lhe é possível saber, os direitos de qualquer outra pessoa ou entidade.

b) Se o documento entregue contém material do qual não detém os direitos de autor, declara que obteve autorização do detentor dos direitos de autor para conceder à UNILA – Universidade Federal da Integração Latino-Americana os direitos requeridos por esta licença, e que esse material cujos direitos são de terceiros está claramente identificado e reconhecido no texto ou conteúdo do documento entregue.

Se o documento entregue é baseado em trabalho financiado ou apoiado por outra instituição que não a Universidade Federal da Integração Latino-Americana, declara que cumpriu quaisquer obrigações exigidas pelo respectivo contrato ou acordo.

Na qualidade de titular dos direitos do conteúdo supracitado, o autor autoriza a Biblioteca Latino-Americana – BIUNILA a disponibilizar a obra, gratuitamente e de acordo com a licença pública *Creative Commons Licença 3.0 Unported*.

Foz do Iguaçu, 07 de junho de 2023.

Assinatura do Responsável

AGRADECIMENTOS

Deixo aqui meus agradecimentos, a minha orientadora Professora Priscila Lemes por ter me dado todo o apoio técnico na realização deste trabalho, agradeço também aos meus familiares por estarem sempre me motivando, aos meus amigos por me ajudarem a manter a calma. Obrigado a todos os colegas de empresa por fazerem esse trabalho acontecer e obrigado ao grande arquiteto celestial por prover minha saúde e bem-estar durante o percurso.

RESUMO

Aços fundidos tem suas propriedades definidas pela sua microestrutura e composição química portanto quando um novo parâmetro de aplicação é definido o aço deve passar por alterações em sua composição química e/ou tratamento térmico. O escopo desse trabalho é mostrar ao leitor, a alteração de uma liga de aço fundida com baixo carbono para atendimento de um novo valor nominal de energia de absorção de impacto, modificando a composição química do aço com elementos ligantes como o níquel e acrescentando um novo tratamento térmico, avaliando a alteração de energia de absorção através do ensaio de impacto Charpy.

Palavras-chave: Aço Fundido, Tratamento térmico, Ensaio de Charpy, Energia de absorção de impacto, Níquel.

RESUMEN

El acero fundido tiene sus propiedades definidas por su microestructura y composición química, pero cuando se define un nuevo parámetro de aplicación, el acero debe sufrir cambios en su composición química y/o tratamiento térmico. El objetivo de este trabajo es mostrar al lector la alteración de una aleación de acero fundido con bajo contenido de carbono para cumplir con un nuevo valor nominal de energía de absorción, modificando la composición química del acero con elementos de aleación como el níquel y agregándole un nuevo tratamiento térmico. evaluando el cambio en la energía de absorción a través de la prueba de impacto Charpy

Palabras clave: Acero fundido, Tratamiento térmico, Prueba de Charpy, Energía de absorción, Níquel.

ABSTRACT

Cast steel has properties defined by its microstructure and chemical composition, but when a new application parameter is defined, the steel must undergo changes in its chemical composition and/or heat treatment. The objective of this work is to show the reader the alteration of a cast steel alloy with a low carbon content to comply with a new nominal value of absorption energy, modifying the chemical composition of the steel with alloying elements such as nickel and adding a new heat treatment. The evaluation of the change in energy absorption was performed by the Charpy impact test

Key words: Cast Steel, Heat Treatment, Charpy Test, Absorption Energy, Nickel.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Pelotas de minério de ferro	14
Figura 2 – Sínter de minério de ferro	15
Figura 3 – Tipos de modelos utilizados na fundição em areia	16
Figura 4 – Possível arranjo de um molde com macho e chapelins.....	16
Figura 5 – Estrutura de grãos de um metal fundido.....	18
Figura 6 – Dois tipos de panelas	19
Figura 7 – Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro.....	21
Figura 8 – Formação da perlita a partir da austenita	22
Figura 9 – Representação esquemática das transformações de fases para uma liga de aço com concentração de carbono entre 0,022 a 0,76	23
Figura 10 – Diagrama TTT	24
Figura 11 – (a) perlita grosseira (b) perlita fina	25
Figura 12 – Microscopia ótica do metal de solda (a) sem adição de níquel (b) com adição de 1,83% de níquel.....	27
Figura 13 – Microfases presentes nos metais de solda nas condições (a) sem tratamento térmico (b) com tratamento térmico.....	28
Figura 14 – Dependência da temperatura de transformação (eutetóide) em relação à concentração na liga de vários elementos de liga no aço	29
Figura 15 – Efeitos de endurecimento de elementos de liga para ferrita e austenita	29
Figura 16 – Diagrama de transformação de fases Fe-Ni.....	31
Figura 17 – Influência do Níquel nas curvas Ac1 e Ac3 para um aço com 0,1% de carbono	32
Figura 18 – Efeito do níquel no gráfico TTT para um aço de baixo carbono	33
Figura 19 – Efeito sinérgico na dureza	34
Figura 20 – Esquema do equipamento para ensaio de impacto.....	35
Figura 21 – Energia de impacto Charpy V a diferentes temperaturas (a) sem tratamento de alívio de tensão e (b) com tratamento de alívio de tensão	37
Figura 22 – Funcionamento do espectrômetro de emissão ótica	39
Figura 23 – Amostra do aço tipo 1 sem normalizar	41
Figura 24 – Nital 2%	41

Figura 25 – Pasta de diamante para polimento	42
Figura 26 – Fluxograma do tratamento de normalização	43
Figura 27 – Microscopia ótica com 100x de aumento para o bruto de fusão atacada com nital 2%.....	48
Figura 28 – Microscopia ótica com 200x de aumento para o bruto de fusão atacada com nital 2%.....	49
Figura 29 – Microscopia ótica com 100x de aumento para a amostra normalizada atacada com nital 2%	50
Figura 30 – Microscopia ótica com 200x de aumento para a amostra normalizada, atacada com nital 2%	51
Figura 31 – Microscopia ótica com 200x de aumento para amostra sem normalização, atacada com Cloreto de cobre	51
Figura 32 – Microestrutura esperada para os aços tipos 2 e 3.....	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço tipo 1	45
Tabela 2 – Composição química do aço tipo 2	45
Tabela 3 – Composição química do aço tipo 3	45
Tabela 4 – Impacto Charpy para amostras de aço tipo 1	46
Tabela 5 – Impacto Charpy para amostras aço tipo 2.....	46
Tabela 6 – Impacto Charpy para amostras aço tipo 3.....	47

Sumário

1 INTRODUÇÃO	12
1.1 Motivação e Justificativa.....	12
2. OBJETIVOS.....	13
2.1 Objetivo Geral	13
2.2 Objetivos Específicos	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	14
3.1. Fundição.....	14
3.2 Tratamento Térmico	19
3.4 Efeitos dos Elementos de Liga	28
3.5 Ensaio de Impacto.....	34
3.6 Classificação dos Aços.....	37
3.7 Caracterização de Composição Química	38
4 METODOLOGIA	40
4.1 Materiais.....	40
4.2 Procedimentos experimentais	42
4.3 Caracterizações	43
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	45
6 CONSIDERAÇÕES FINAIS	54
7 REFERÊNCIAS.....	55

1 INTRODUÇÃO

1.1 Motivação e Justificativa

A expansão das indústrias automobilísticas para o globo inteiro, traz consequências em seus produtos, já que estes produtos devem atender aplicações com maiores variações em suas propriedades devido as diversas variações climáticas como uma mudança na temperatura de trabalho e/ou atmosfera de aplicação do produto. Na indústria automotiva, as peças fornecidas para a montagem dos veículos devem atender a uma série de propriedades designadas geralmente em normas que consideram o maior número de condições de serviço, sujeitando a peça a testes que consideram altas variações de temperaturas e atmosferas.

Os automóveis produzidos podem ter suas aplicações tanto em climas com temperaturas ambientes a aproximadamente 25°C quanto em temperaturas negativas e por esse motivo a noção das variações das propriedades físicas dos materiais é de grande importância.

Por exemplo o material de aço fundido, utilizado para a produção de tampas de eixos, deve ter em seu desenvolvimento considerada a transição dúctil-frágil de sua liga para evitar o surgimento de fraturas frágeis em seu material, fratura que acontece de forma abrupta, podendo causar uma falha sem avisos prévios na peça.[1]

Esse trabalho estuda a modificação no fluxo de processos de uma liga de aço fundido para a obtenção de uma energia de absorção aceitável em temperaturas negativas apresentada pela norma EN10293 (Svensk Standard SS-EM 10293:2015).

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

A ideia central desse estudo é atingir um novo parâmetro de energia de absorção de impacto estimado na norma EN10293 para uma liga de aço com baixo carbono fundida, com valor nominal sendo superior ou igual a 27 Joules.

2.2 Objetivos Específicos

- Analisar a composição química da liga dos aços fundidos com tratamentos térmicos diferentes.

- Interpretar os resultados do ensaio de impacto Charpy.

- Efetuar microscopia ótica do aço fundido para observação das fases constituintes.

- Avaliar os resultados obtidos de acordo com os quesitos de norma e aplicação.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Fundição

A fundição é um processo dentro do mundo da metalurgia, onde se conforma o metal no estado líquido, despejando o metal líquido dentro de um molde através de forças externas e/ou força gravitacional, permitindo que o metal se solidifique na forma da cavidade do molde [3].

As matérias primas para a fundição variam com o produto que se deseja produzir, com os possíveis produtos sendo o ferro gusa e ligas de aço, o gusa é produzido primordialmente a partir de minério de ferro aglomerado em sínters ou pelotas (Figuras 1 e 2) enquanto para a produção de ligas de aço se utiliza o ferro gusa mais carbono ou sucata mais carbono [4].

Figura 1- Pelotas de minério de ferro.



Fonte: Brazilian Iron Ore [5]

Figura 2- Sínter de minério de ferro.

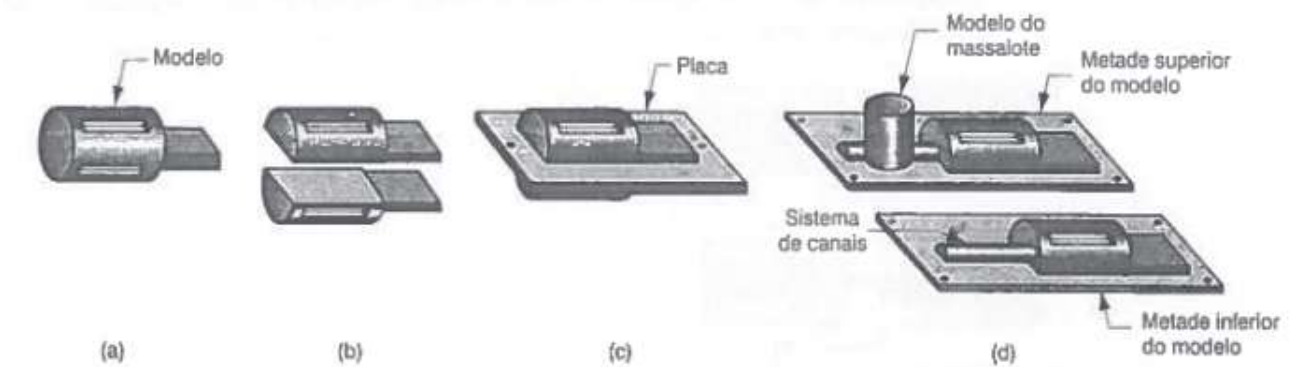


Fonte: Brazilian Iron Ore [5].

A fundição dos aços é dividida em duas formas baseadas no tipo de molde que será despejado o metal, podendo ser moldes perecíveis e moldes permanentes. Na fundição que se aplica o molde perecível, o molde é sacrificado possibilitando a remoção do fundido. Este tipo de fundição se limita mais ao tempo de produção de um novo molde do que a fusão do metal e seu vazamento propriamente dito. Para a utilização de fundição com moldes permanentes, o molde é fabricado separadamente em metal e pode ser usado por vários ciclos. Um dos tipos de fundição que se utiliza moldes perecíveis mais largamente utilizada é a fundição em areia, quase todas as ligas podem ser fundidas em moldes de areia e é também um dos poucos processos em que a utilização de metais com alto ponto de fusão é permitida.

Fundição em areia consiste em vaziar o metal fundido num molde de areia, deixando o metal solidificar e depois quebrar o molde para retirar a peça, seguindo da limpeza da peça e às vezes é necessário um tratamento térmico para melhorar as propriedades metalúrgicas. A cavidade do molde de areia é formada pela compactação da areia em volta de um modelo da peça a ser fundida seguindo para remoção do modelo através da separação do molde em duas metades, o molde também contém sistema de canais e massalotes (reservatórios de metal líquido colocados para compensar a contração do metal líquido-sólido) e se a peça fundida precisa ter superfícies internas (peças ocas) um macho deve ser incluído no molde também [6]. Os tipos de modelos mais adotados são os modelos sólidos, modelos bipartidos e placa modelos, a figura 3 ilustra os tipos de modelos:

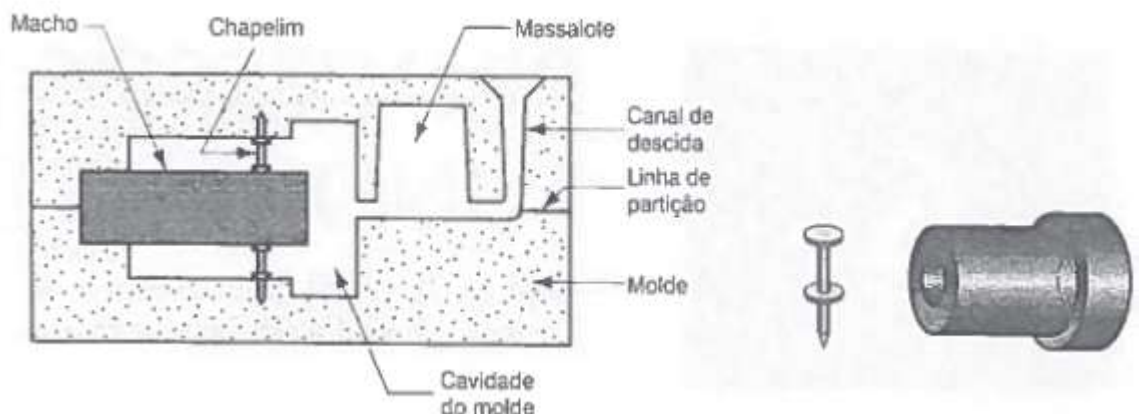
Figura 3- Tipos de modelos utilizados na fundição em areia.



Fonte: Fundamentals of Modern Manufacturing; Groover [6].

Os modelos definem a forma externa do componente que será fundido enquanto o macho define dimensões nas superfícies internas do fundido, o macho também é considerado um modelo em tamanho natural do interior das superfícies do componente, ele é inserido na cavidade do molde antes do metal ser despejado, para que na etapa de vazamento o metal fundido flua e se solidifique entre o macho e a cavidade do molde adotando as formas internas e externas desejadas. Dependendo da complexidade da peça o macho terá a necessidade de apoios para fixá-lo na posição desejada, esses são chamados de chapelin que devem ser confeccionados com um metal de temperatura de fusão maior que a do fundido. A figura 4 traz uma representação de um conjunto para a fundição já com a cavidade desenhada.

Figura 4 - Possível arranjo de um molde com macho e chapelins.



Fonte: Fundamentals of Modern Manufacturing; Groover [6]

As areias de fundição são constituídas de sílica (SiO_2) e devem ter boas propriedades refratárias; e outras características importantes da areia utilizada envolvem tamanho de grão, distribuição granulométrica e a forma dos grãos individuais. Grãos finos resultam em um melhor acabamento superficial da peça fundida enquanto grãos mais grosseiros são mais permeáveis permitindo o escape dos gases durante a etapa de vazamento, moldes feitos com grãos de forma irregular tendem a ser mais resistentes mecanicamente que moldes com grãos de areia mais arredondados por causa do travamento.

Para formar a cavidade do molde a areia, o método mais tradicional empregado é compactar a areia ao redor do modelo da peça para formar as partes superiores e inferiores num container chamado de caixa de modelagem, compactada de forma manual executada por um operador ou através de mecanismo automatizados, um bom molde é avaliado sobre sua resistência mecânica, permeabilidade, estabilidade térmica, colapsabilidade e reutilização.

Com a confecção do molde, posicionando o macho e o travamento das duas metades dos moldes, a fundição é realizada, consistindo no vazamento, solidificação e resfriamento do fundido, os sistemas de canais e massalotes devem ser projetados para preencher a cavidade do molde com metal líquido e abastecer os massalotes com metal líquido suficiente para a contração de solidificação, ar e gases devem ter caminhos para escapar do molde. Após a solidificação e resfriamento, o molde em areia é separada da peça fundida. Em seguida, a peça é limpa, o que consiste na separação dos sistemas de canais e de massalotes, remoção da areia da superfície e inspeção do fundido.

Para realizar a operação de fundição, o metal deve ser aquecido a uma temperatura um pouco acima do seu ponto de fusão e então vazado dentro da cavidade do molde para solidificar. Após a etapa de fusão do metal, o metal está pronto para o vazamento, o metal fundido sendo vazado deve atingir todas as regiões do molde antes da solidificação, os fatores como temperatura de vazamento, velocidade de vazamento e turbulência influenciam nessa etapa, seguindo do vazamento do metal no molde, o metal fundido resfria e se solidifica.

A solidificação de um fundido envolve a transformação do metal líquido para o estado sólido, ao solidificar o metal sólido devido ao resfriamento acontecer da parede do molde ao centro do fundido, os grãos crescem para o interior do fundido como

agulhas de metal sólido e, com a propagação do resfriamento, grãos adicionais são formados e crescem na direção contrária da transferência de calor até que o fundido esteja totalmente solidificado, esse fenômeno é conhecido como crescimento dendrítico e acontece quando na solidificação de metais ligados o resfriamento se dá de forma lenta a temperatura ambiente [3]. A figura 5 traz uma liga com o crescimento dendrítico instaurado com o resfriamento tendo orientação de fora da peça para o seu interior.

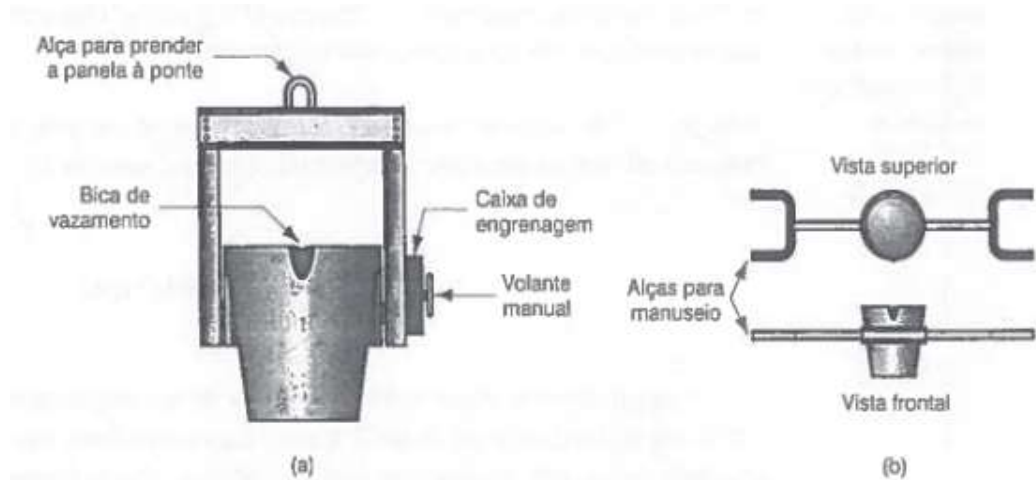
Figura 5- Estrutura de grãos de um metal fundido.



Fonte: Fundamentals of Modern Manufacturing; Groover [6]

No processo de fundição de metais, o metal deve ser aquecido até o estado líquido, esse aquecimento e fusão são realizados em um forno, os tipos de fornos mais comumente utilizados são fornos cubilôs, fornos diretos a combustível, fornos a cadinho, fornos a arco elétrico e fornos a indução. A movimentação do metal assim que fundido no forno é realizada usando cadinhos ou em panelas de diversos tipos, essas panelas recebem o metal do forno e possibilitam o vazamento aos moldes. A figura 6 ilustra dois tipos de panelas.

Figura 6- Dois tipos de panelas



Fonte: Fundamentals of Modern Manufacturing, Groover [6].

Após a solidificação e remoção da peça do molde, a qual passa por operações como rebarbação, remoção do macho, limpeza da superfície, inspeção, reparo (quando necessário) e tratamento térmico. A maioria das peças fundidas fabricadas são feitas de ligas metálicas como aços, ligas de alumínio, ligas de cobre, ligas de magnésio, ligas de estanho, ligas de zinco, de níquel e titânio [3].

3.2 Tratamento Térmico

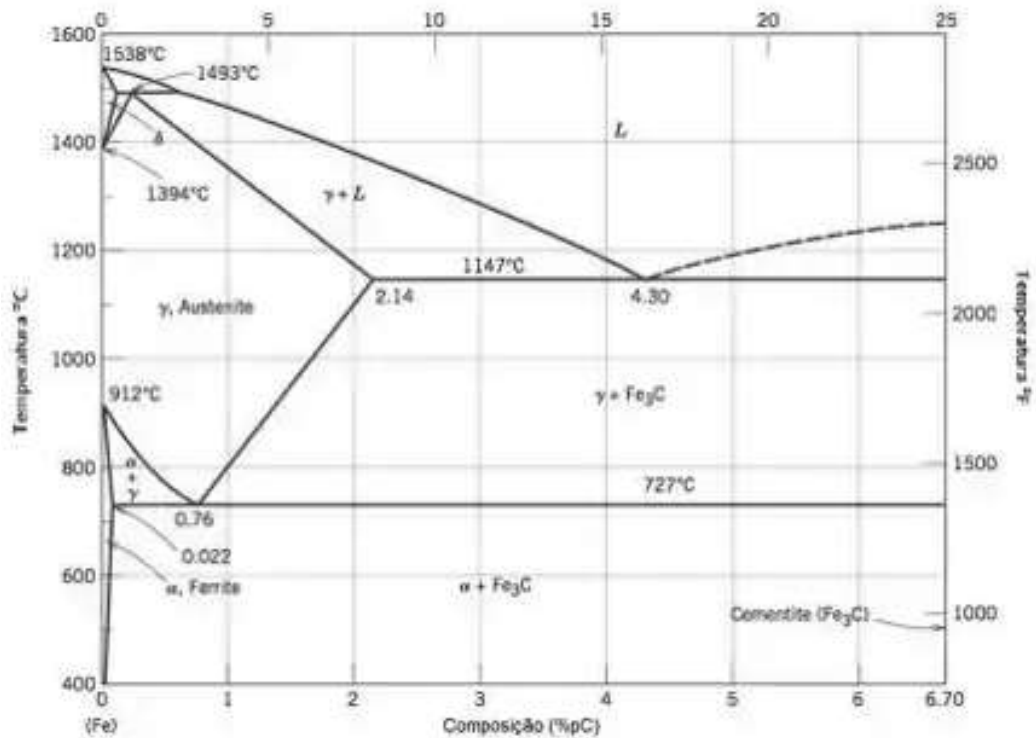
O tratamento térmico em peças fundidas tem dois propósitos, o alívio de tensões formada na etapa resfriamento e o desenvolvimento de uma nova estrutura sensível a novas propriedades por mudanças metalúrgicas. Alguns dos tratamentos térmicos mais comumente aplicados caso são detalhados nos textos padronizados metalúrgicos chamados padrões, passando informações para realização do tratamento que se deseja realizar. Muitas ligas de fundidos tem suas próprias características desejadas obtidas principalmente pelas suas estruturas formadas durante a solidificação, o tratamento térmico para fundidos não tem participação para esses casos a não ser que o tratamento térmico tenha o objetivo de aliviar tensões ou homogeneizar a estrutura, para ligas fundidas em que não se obtém a estrutura desejada o tratamento térmico é essencial para desenvolver propriedades especiais alterando o tamanho dos grãos, por solução controlando fases precipitadas e por

alterações cristalográficas como transformação martensítica. Os principais tratamentos térmicos para fundidos são os tratamentos de alívio de tensões, homogeneização, recozimento, normalização, maleabilidade, tratamento com solução, precipitação ou envelhecimento, têmpera de endurecimento, tratamento isotérmico, austêmpera e tratamentos superficiais [7].

O controle dos procedimentos de tratamentos térmicos, dependerá da constituição e da microestrutura do material, e, por existirem estas dependências o conhecimento da história térmica do material é importante. Esse estudo acontece por via dos diagramas de fases dos materiais, fornecendo valiosas informações sobre fusão, fundição e cristalização; o diagrama de fases trabalha com o conceito de fases em um material que é definida como uma porção homogênea de um sistema que possui características físicas e químicas uniformes, se mais de uma fase estiver presente cada uma irá possuir suas próprias propriedades individuais e irá existir um contorno de grão separando essas fases.

Nas ligas metálicas a microestrutura é caracterizada pelo número de fases presentes, pelas suas proporções, pela maneira que elas estão distribuídas ou arrançadas e pela concentração de elementos de ligas. Uma alteração na temperatura, na pressão e/ou composição podem gerar mudanças espontâneas na rede cristalina, portanto estes três parâmetros podem ser controlados externamente e irão afetar a estrutura das fases (temperatura, pressão e composição). Diagramas de fases são construídos operando com as variáveis de temperaturas e concentrações, plotando um gráfico com áreas representativas de fases presentes. De todos os sistemas de ligas, possivelmente o mais importante pela sua versatilidade é o sistema formado pelo ferro e o carbono, que formam ligas de aços e ferros fundidos [8].

Figura 7- Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro.



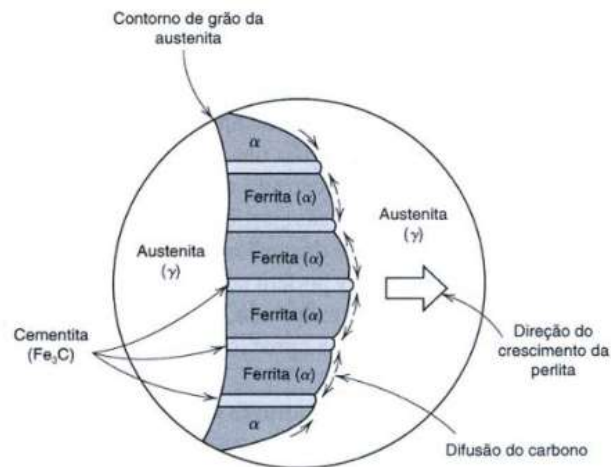
Fonte: Binary Alloy Phase Diagrams. MASSALSKI [9].

O ferro puro, ao ser aquecido apresenta duas mudanças de estrutura cristalina antes de fundir. À temperatura ambiente, a forma estável, chamada de ferrita ou ferro α possuindo uma estrutura cristalina denominada CCC (Cúbica de Corpo Centrado), a ferrita sofre uma transformação para fase austenita ou ferro γ , possuindo estrutura cristalina CFC (Cúbica de Face Centrada), essa fase persiste com essa estrutura até 1394°C, onde a austenita CFC reverte novamente a uma fase CCC, conhecida como ferrita δ que se funde a 1538°C, todas essas mudanças ficam evidentes ao longo do eixo vertical à esquerda do diagrama de fases. O diagrama de fases ferro-carbono representado na figura 7, tem seu eixo de composições se estendendo apenas até uma concentração de 6,7 % Carbono, nessa concentração, se forma o composto intermediário carbeto de ferro ou Cementita (Fe_3C). Dessa forma, o sistema ferro-carbono pode ser dividido em duas partes, uma parte rica em ferro e outra rica em grafita pura. O carbono é uma impureza que se localiza na estrutura da liga entre os espaços vazios localizados nos intervalos dos átomos de ferro e forma uma solução sólida com a ferrita α , a austenita quando ligada somente com o carbono, não é estável abaixo de 727°C e essa fase possui solubilidade máxima do carbono sendo de 2,14% de concentração ocorrendo à 1147°C, essa solubilidade é muito maior que o valor

máximo da fase ferrita CCC justamente pela estrutura cristalina da austenita ser CFC possibilitando maior acomodação dos átomos de carbono nos vazios entre os átomos de ferros. As transformações de fases mais importante para o tratamento térmico dos aços são as transformações que envolvem a fase austenita, a cementita se forma quando a concentração do carbono máximo na ferrita α é excedida abaixo de 727°C e até 1147°C a fase austenita estará presente com a cementita [9].

Na maioria dos aços, a microestrutura consiste tanto na fase α quanto na fase cementita. Com o resfriamento à temperatura ambiente, uma liga dentro dessa faixa de composições deve passar pelo menos uma porção do campo da fase austenita e, portanto, microestruturas distintas são subsequentemente produzidas. A decomposição da austenita com 0,76% C em outras duas fases de ferrita com 0,022% C e cementita com 6,7% C é ocorrida por uma redistribuição do carbono pelo mecanismo de difusão [10], a figura 8 ilustra como esse mecanismo funciona.

Figura 8- Formação da perlita a partir da austenita

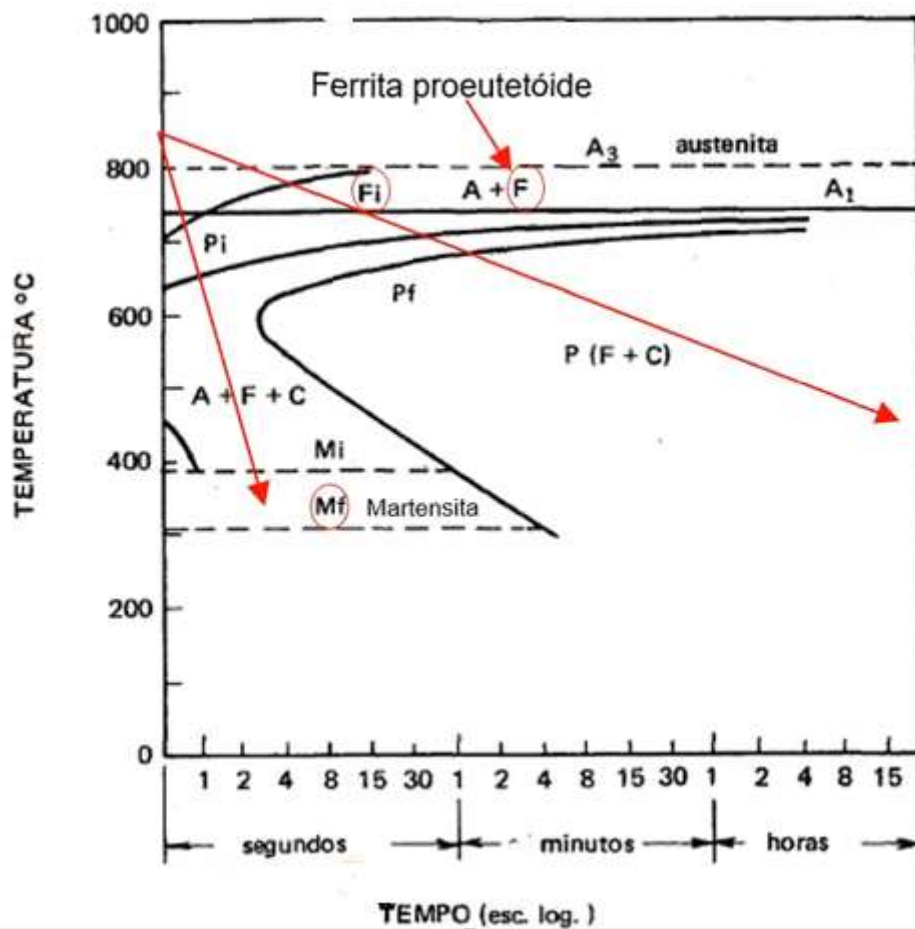


Fonte: Callister [8]

Na figura 8, representando a formação da perlita, as setas indicam a direção de difusão do carbono, os átomos de carbono se difundem para longe das regiões de ferrita em direção às camadas de cementita, se estendendo para a parte austenítica ainda não reagida. Ligas de aço que possuem em sua composição uma concentração de carbono entre 0,022 e 0,76% têm-se a decomposição austenítica acontecendo de

As transformações de fases partindo da fase de austenita é tão importante que para a definição da microestrutura final do aço, um gráfico chamado diagrama de transformação isotérmica é utilizado (Diagrama TTT), esse diagrama representa as transformações nas quais a temperatura da liga é mantida constante ao longo de toda a duração da reação e tem seu ponto de partida sempre no regime de fase austenítico (figura 10) [8].

Figura 10- Diagrama TTT



Fonte: ASM Handbook, 1990 [14].

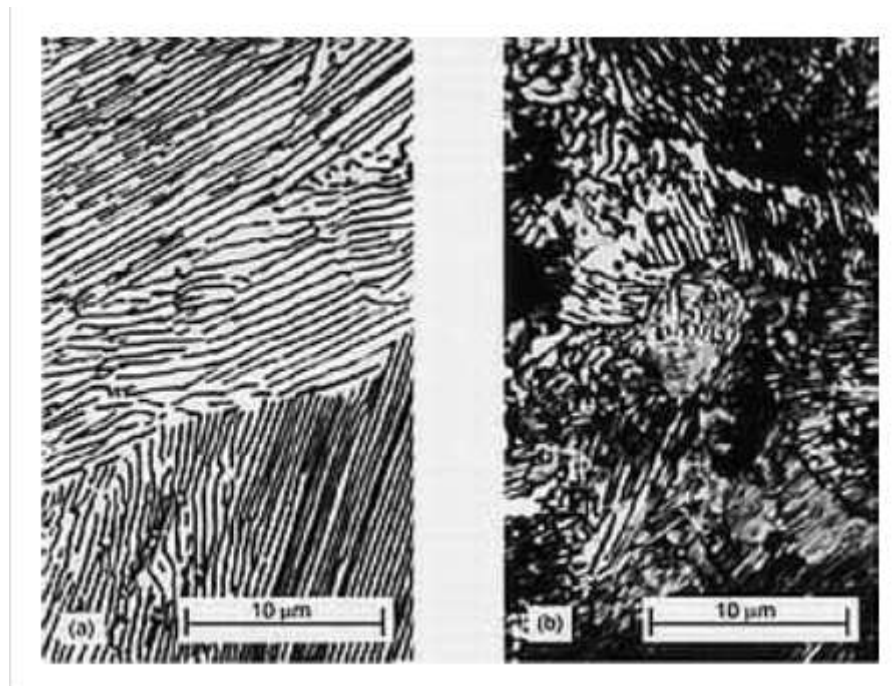
O diagrama TTT para um aço com baixa concentração de carbono é demonstrado pela figura 10 acima, as duas retas vermelhas traçadas indicam dois possíveis resfriamentos, um resfriamento sendo lento atingindo uma microestrutura final perlítica e outro rápido atingindo uma microestrutura final de austenita mais ferrita e cementita. A transformação da austenita em martensita para esses tipos de aço não

pode ocorrer pois a região da transformação martensítica está sendo sobreposta por outra região de fases [15].

O crescimento perlítico no grão austenítico acontece com a formação de placas alternadas de ferrita e cementita pelo mecanismo da difusão, portanto tem o controle da temperatura como fator primordial para definição de sua estrutura final, a figura 13 ilustra duas microestruturas perlíticas.

A taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao espaço interlamelar da perlita, sendo que para resfriamentos mais lentos a perlita obtém uma estrutura de perlita grosseira (Figura 11(a)) e para resfriamentos mais rápido se obtém uma estrutura mais fina (Figura 11(b)) [10].

Figura 11- (a) perlita grosseira (b) perlita fina



Fonte: Colpaert, 1994 [16].

Uma microestrutura muito relevante é a martensita que é formada a partir de um resfriamento muito rápido, a martensita é uma estrutura monofásica resultante de uma transformação sem difusão da austenita, podendo ser considerada como um produto da transformação que compete com a perlita pois a transformação martensítica ocorre quando o resfriamento é rápido suficientemente para evitar a difusão do carbono, todo carbono difundido resultará na formação das fases ferrita e

cementita. A transformação ocorre no sentido de que existe apenas um pequeno deslocamento de cada átomo em relação aos seus vizinhos, tal que a austenita com estrutura CFC experimente uma transformação em uma estrutura de martensita tetragonal de corpo centrado (TCC) com todos os átomos de carbono distribuídos como impurezas intersticiais na martensita, adquirindo uma dureza superior dentre as demais fases que se podem obter. Elementos de liga como o níquel diminuem as temperaturas de início e final da reação martensítica [15].

Os aços fundidos logo após o seu desmolde apresentam propriedades mecânicas pobres e por isso devem passar por um processo de tratamento térmico que irá refinar os grãos e transformará a estrutura dendrítica formada na etapa de resfriamento e solidificação, aliviando tensões. O tratamento térmico aplicado a fundidos dependerá da composição química, tamanho de grão e as propriedades mecânicas que se deseja obter os mais comuns são [17]:

Recozimento: Consiste no aquecimento do metal acima da zona de transformação austenítica e resfriada da forma mais lenta possível geralmente dentro do forno de aquecimento, promovendo menores tensões na rede cristalina.

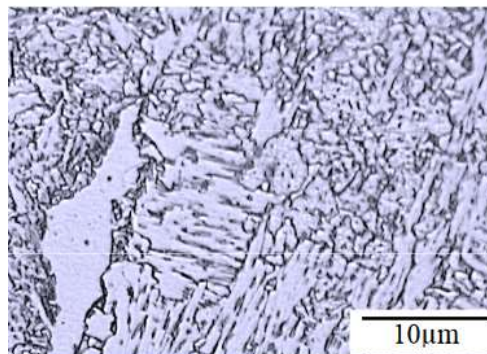
Normalização: O tratamento de normalização é aplicado para os aços fundidos onde se deseja remover a presença dos grãos dendríticos. Esse tratamento promove um fundido com durezas e resistências a tensões maiores pois transformam os grãos colunares em grãos com formatos axiais, aquecendo a liga acima da temperatura de transformação austenítica e resfriando de forma lenta ao ar calmo. Normalização dupla é utilizada para atingir microestruturas ainda mais homogêneas e para remover a presença de tensões internas remanescente inerentes do processo de têmpera, aplicado, aquecendo a liga a uma temperatura ligeiramente abaixo a uma temperatura de transformação austenítica e então resfriando de forma lenta. Temperaturas de aquecimento para ligas de aço geralmente entre 500°C até 920°C.

Têmpera e revenimento: Tratamento confinado para ligas de aço carbono de alta liga e aços carbono com elementos ligantes, onde altas resistências a tensão, resistência ao impacto e/ou abrasão são requeridas, onde o metal é aquecido até a sua temperatura de transformação austenítica, e então resfriado de forma rápida em água ou óleo para a formação da fase martensita, fase com maior dureza dentre as outras possíveis. O revenimento deve seguir imediatamente após a têmpera para evitar a formação de trincas na peça pois a transformação martensítica causa uma dilatação interna do material devido a sua estrutura cristalina, o metal é aquecido em

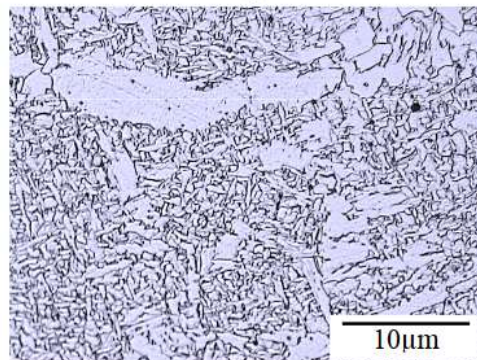
temperaturas entre 250°C à 535°C mantida a temperatura por um determinado tempo (entre 1 à 2 horas) e então resfriado lentamente.

Um aço fundido e um metal de solda de aço ambos sem tratamento de alívio de tensão apresentam microestruturas similares já que ambos passam pela fase de fusão e resfriamento a temperatura ambiente. O artigo desenvolvido por Trindade Vicente, Paranhos Ronaldo, Payao João e Souza Luiz explicou a influência de adição de Níquel nos metais de solda com baixo carbono tratados termicamente para alívio de tensões (600°C por 2 horas) e não tratados. As soldas foram estudas com cinco diferentes teores de Ni (0.50%, 0.72%, 0.97%, 1.83% e 3.11%) analisando os microconstituintes austenita-martensita [18]. Os autores concluíram através de técnicas de microscopia ótica que a adição do níquel refinou a microestrutura do aço e através do microscópio eletrônico de varredura verificou-se um aumento gradual de microfases que constituem a martensita.

Figura 12- Microscopia ótica do metal de solda (a) sem adição de níquel (b) com adição de 1,83% de níquel



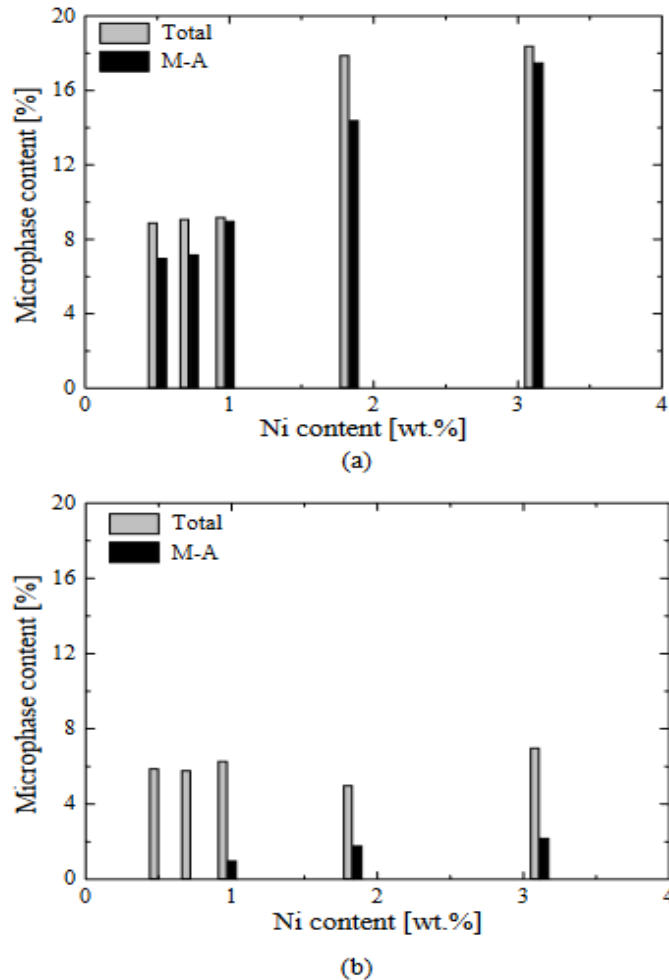
(a)



(b)

Fonte: Trindade Vicente, 2005 [18].

Figura 13- Microfases presentes nos metais de solda nas condições (a) sem tratamento térmico (b) com tratamento térmico



Fonte: Trindade Vicente, 2005 [18].

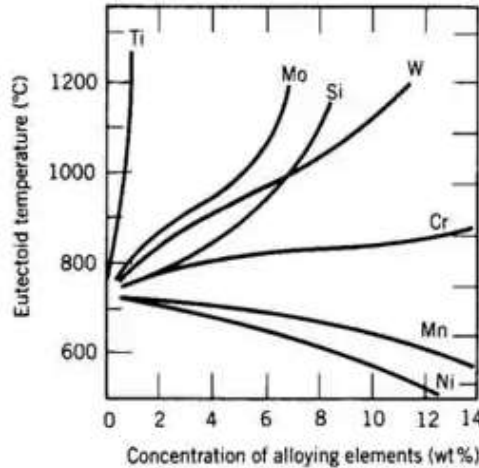
A figura 12 mostrou que a adição do níquel fez com que a liga de aço fosse mais refinada enquanto pelos dados trazidos na figura 13 indicou que a adição do níquel promoveu uma formação maior de microconstituintes austenita-martensita.

3.4 Efeitos dos Elementos de Liga

As adições de elementos de liga como Cr, Ni, Ti e Mo trazem mudanças drásticas no diagrama de fases para o sistema ferro-carbeto de ferro. A extensão dessas mudanças dependerá do elemento de liga e da sua concentração. Uma das alterações é o deslocamento da posição do ponto de transformação de um líquido em

dois sólidos resultando em uma microestrutura lamelar em relação à temperatura e à concentração de carbono, o gráfico da figura 14 ilustra esses deslocamentos.

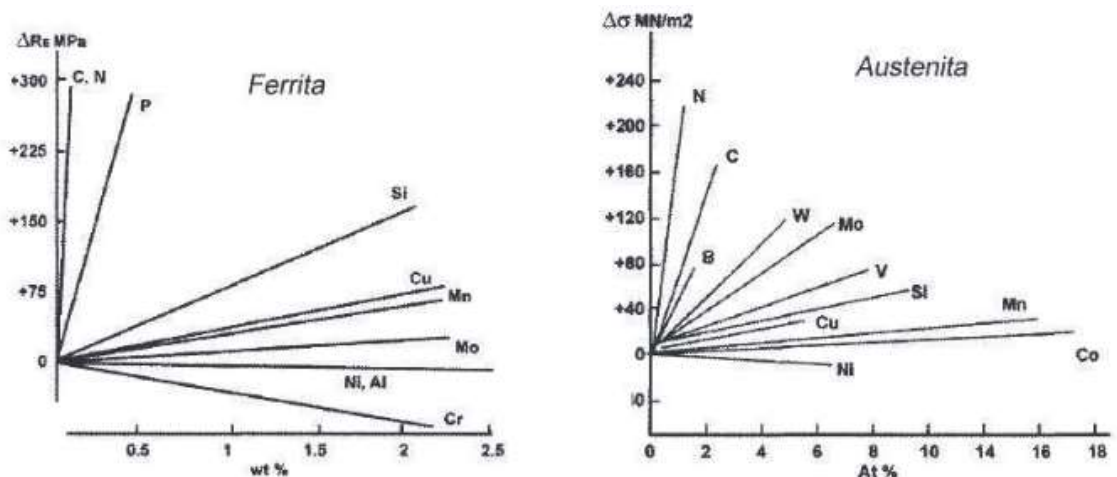
Figura 14 - Dependência da temperatura de transformação (eutetóide) em relação à concentração na liga de vários elementos de liga no aço.



Fonte: Functions of the Alloying Elements in Steel, Edgar [11].

O efeito endurecedor dos elementos de liga varia de acordo com a fase em que o material se encontra, isso está ilustrado na figura 15, analisando os efeitos endurecedores para uma fase de ferrita e austenita [12]. Elementos de liga também são utilizados para alterar as temperaturas de transformação de fase, podendo por exemplo fazer com que a transformação de austenita em ferrita durante o resfriamento só ocorra em temperaturas mais baixas.

Figura15- Efeitos de endurecimento de elementos de liga para ferrita e austenita.



Fonte: Durand-Charre, 2004 [12]

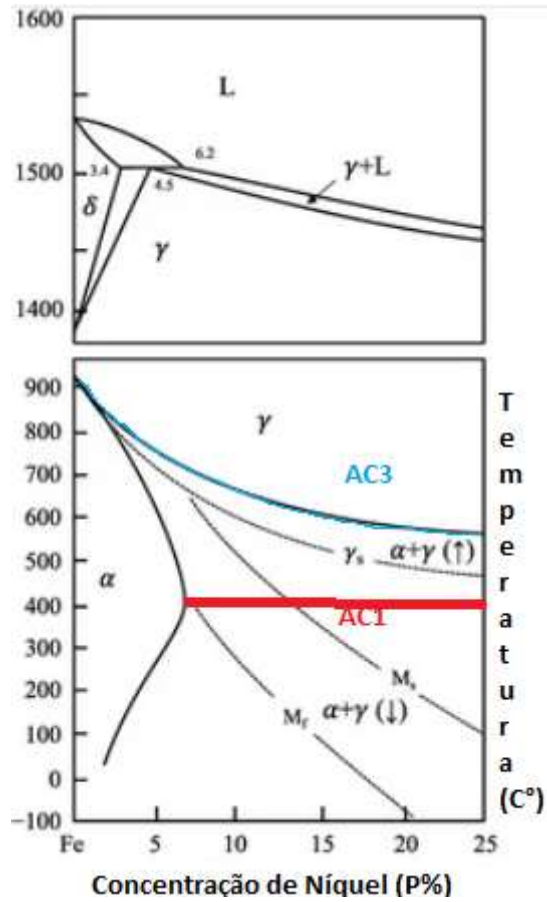
Na figura 15, para a fase ferrita os elementos que causam maior endurecimento são o C, N e P, e para a fase de austenita os elementos são N e C. A transformação da austenita em perlita é a reação principal para a definição de uma microestrutura em ligas de aço, a temperatura desempenha um papel importante na taxa da transformação, ocorrendo somente se uma liga for super-resfriada até abaixo da temperatura de transformação da austenita em perlita, elementos de liga também são utilizados para alterar as temperaturas de transformação de fase, podendo por exemplo fazer com que a transformação de austenita em ferrita durante o resfriamento só ocorra em temperaturas mais baixas. Todo o níquel que é adicionado na liga está dissolvido na forma de solução sólida de ferrita e austenita conferindo ao aço propriedades que facilitam o seu tratamento térmico [13].

O níquel é denominado como elemento austenitizante uma vez que ele aumenta a amplitude da fase austenita no diagrama de transformações de fases do material então ao elevar a concentração desse elemento em uma liga de aço estamos facilitando a austenitização do aço no seu aquecimento. O acréscimo do elemento de Níquel na liga possibilitou uma nova curva de tratamento térmico, já que o campo austenítico aumentou permitindo o tratamento térmico de têmpera que possibilita a transformação da austenita em martensita que é uma fase com maior dureza.

Os autores Mohrbacher e Kern [20] trazem através de um artigo científico as informações mais recentes sobre como o níquel modifica as propriedades dos aços. O elemento ligante de Níquel não passa por uma transformação de estrutura atômica em sua rede Cúbica de face centrada (CFC) até seu ponto de derretimento, contrário ao elemento de ferro [21].

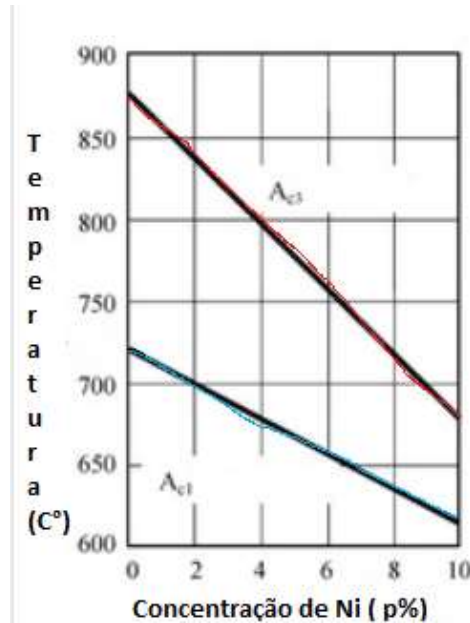
Com uma concentração de 0,15% de níquel a fase de. Acima de 0,6% de níquel adicionado, as transformações controladas pela difusão são totalmente suprimidas (figura 16), favorecendo as transformações de austenita em martensita. A figura 17 aponta como a adição de níquel influencia nas curvas de transformações de fases Ac1 e Ac3.

Figura 16- Diagrama de transformação de fases Fe-Ni



Fonte: Critical Evaluation of the Fe-Ni, Fe-Ti and Fe-Ni-Ti Alloy Systems. Intermetallics 2006.

Figura 17 - Influência do Níquel nas curvas Ac1 e Ac3 para um aço com 0,1% de carbono



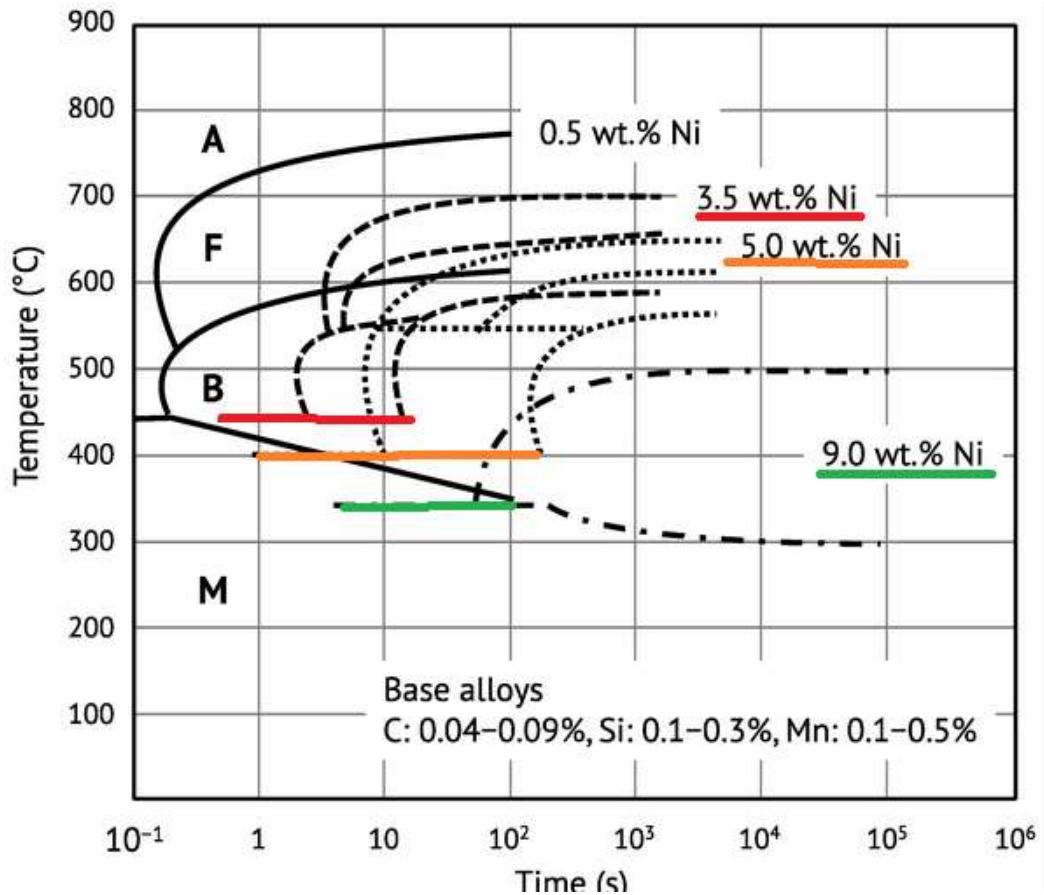
Fonte: Jesper, H.; Ahtelik, K. Kaltzähe Stähle; International Nickel Deutschland: Düsseldorf, Germany, 1964 [22].

A energia de ativação do níquel no ferro é grande, tanto que o coeficiente de difusão do níquel é geralmente pequeno se comparado com a autodifusão do ferro [23]. O níquel se difunde mais rápido para a estrutura CCC (Cúbica de Corpo Centrado) do que em estrutura CFC (Cúbica De Face Centrada), essa diferença cria um efeito de histerese dentro de um possível ciclo de aquecimento e resfriamento e se torna mais predominante em concentrações acima de 5% de níquel. A transformação martensítica começa no resfriamento passando a curva Ms (Início transformação martensítica) e antes de alcançar a linha Mf (Final transformação martensítica), as fases com estruturas CCC e CFC coexistem com uma concentração de níquel difundida similar entre as duas fases, porém ao reaquecer a liga passando a linha Ys (Linha da transformação austenítica), ainda com ambas as fases coexistindo, o níquel se particiona para a austenita com um tempo suficiente em temperatura constante, fazendo com que os cristais ricos com níquel sobrevivam no resfriamento até a temperatura ambiente em um estado de metaestabilidade de austenita retida. Elementos como carbono e Mn estabilizam essa austenita, a austenita retida tem importância para a formação de aços TRIP que são aços que tem resistência maiores em baixas temperaturas.

Em temperaturas de fusão, a liga Fe-Ni-C, pode ter sua solidificação ocorrendo de várias formas, para concentrações abaixo de 3,4% de Ni e com baixo carbono se

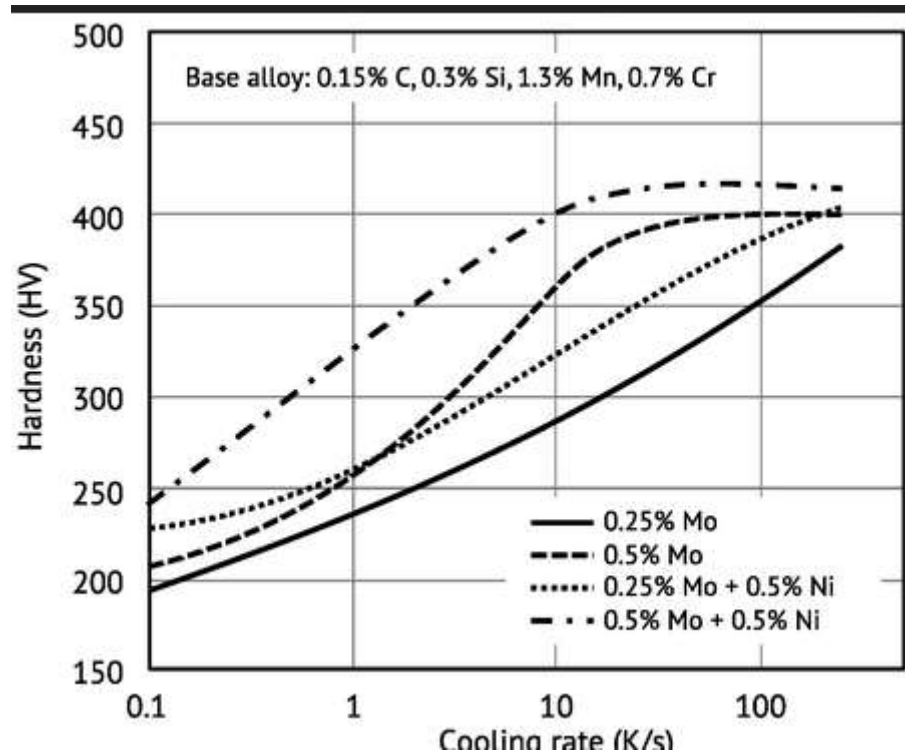
solidifica em ferrita δ subsequentemente se transformando em austenita através da nucleação da ferrita no contorno de grão da austenita seguindo para seu crescimento. O tamanho desses grãos ferríticos dependem da taxa de resfriamento da liga e da concentração de níquel. Em concentrações de níquel superiores, a austenita ou se transforma por nucleação no contorno de grão ferrítico ou por falta de difusão em martensita na temperatura abaixo de M_s [25]. Com o acréscimo de concentração de níquel na liga, as transformações em perlita e subsequentemente em bainita são suprimidas (figura 18).

Figura 18- Efeito do níquel no gráfico TTT para um aço de baixo carbono



O níquel em pequenas quantidades pode otimizar os efeitos de outros elementos ligantes. Níquel com o manganês ambos expandem o campo austenítico, e o retardo da formação perlítica é promovida também pelo cromo. Esses efeitos sinérgicos promovem melhores propriedades, a figura 19 demonstra os acréscimos de elementos ligantes como níquel e molibdênio em uma liga de baixo carbono e como, esse acréscimo afeta suas durezas.

Figura 19 - Efeito sinérgico na dureza



Fonte: Mohrbacher & Kern [20].

Com o níquel se particionando durante o resfriamento na austenita, uma pequena fração de austenita retida é estabilizada durante a têmpera entre as curvas Ac1 e Ac3 do diagrama de fases (figura 16), faz com que a liga obtenha uma dureza superior em temperaturas abaixo de -100°C [24].

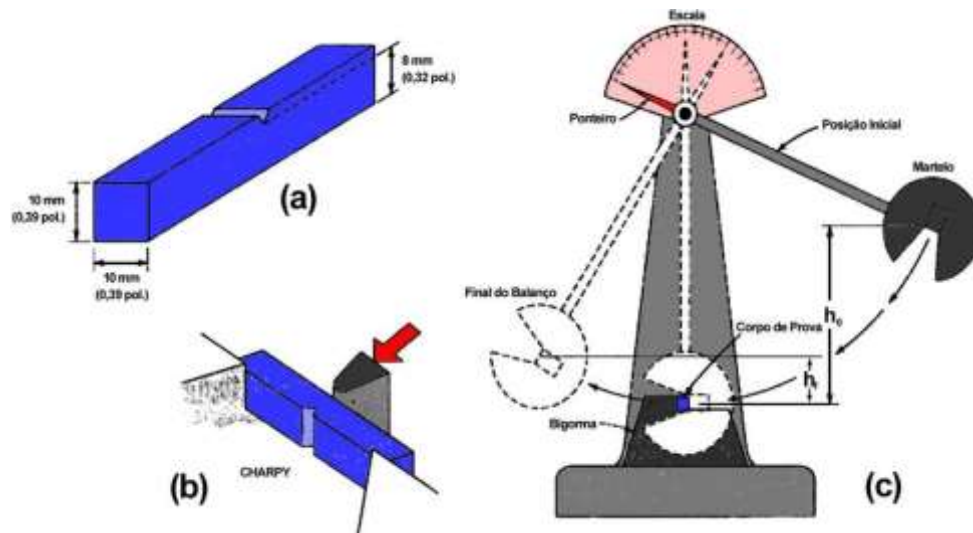
3.5 Ensaio de Impacto

As condições dos ensaios de impacto são escolhidas para representar as condições mais severas em relação ao potencial de ocorrência de uma fratura.

Técnicas como Charpy e Izod foram concebidas e são ainda utilizadas para medir a energia de impacto, algumas vezes também chamada de tenacidade ao entalhe. A técnica Charpy do entalhe "V", tem seu corpo prova em formato de uma

barra com seção reta quadrada, na qual é usinado em um formato em “V”. A carga é aplicada como um impacto instantâneo de um martelo pêndulo balanceado que é liberado de uma posição elevada que se encontra a uma altura fixa h . A amostra fica situada na base e com a liberação do pêndulo, uma aresta em forma de faca montada sobre o pêndulo atinge e fratura o corpo de prova exatamente no entalhe, que atua como um ponto de concentração de tensões, o pêndulo após o impacto continua seu movimento até atingir uma outra altura de h' . A absorção de energia é computada através da diferença das duas alturas a inicial e a final (h e h') [1].

Figura 20- Esquema do equipamento para ensaio de impacto



Fonte: Callister, 2002 [8].

Uma das principais funções desse ensaio é a de determinar se um material apresenta uma transição dúctil-frágil com a diminuição da temperatura e definir as faixas de temperaturas em que isso ocorre.

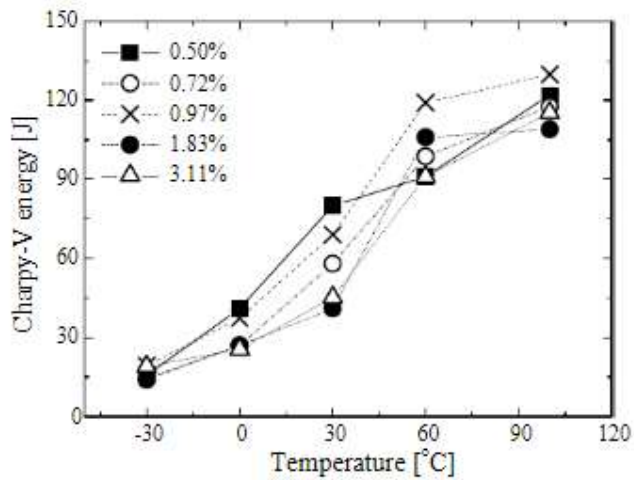
A transição dúctil-frágil está relacionada à dependência da absorção da energia de impacto medida em relação à temperatura. Na medida que a temperatura cai repentinamente, a energia de impacto cai repentinamente ao longo de uma faixa de temperatura relativamente estreita, adquirindo um modo de fratura frágil, sendo a fratura frágil uma fratura que ocorre através de uma rápida propagação da trinca, a aparência da superfície da falha é um indicativo da natureza da fratura e por tanto pode ser usada para determinar temperaturas de transição, sendo que para fraturas dúcteis que são fraturas com deformações apreciáveis antes do rompimento causando um efeito chamado de empescoçamento possuem superfície de falha com

características fibrosas ou opaca e de maneira contrária, superfícies de falha frágil possuem uma textura mais brilhosa. Ao longo da transição dúctil-frágil, existirão características de ambos os modos de falha, frágil e dúctil [8].

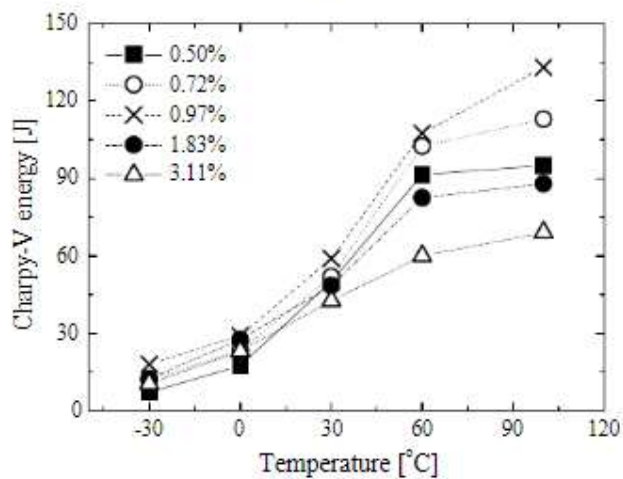
Estruturas construídas a partir de ligas que exibem esse comportamento dúctil-frágil devem ser usadas somente a temperaturas acima da temperatura de transição, a fim de evitar fraturas frágeis catastróficas.

O artigo que avalia a tenacidade no aço para solda com adição de níquel estudou a influência desse elemento de liga através de ensaios Charpy para determinar sua energia de absorção. Após a utilização do material para soldagem foram retirados das peças-testes corpos de prova Charpy V para realizar ensaios de impacto em diferentes temperaturas (-30°C, 0°C, 30°C, 60°C e 100°C), onde os autores através do ensaio Charpy definiram que uma adição de 0,97% de níquel foi a melhor quantidade adicionada na liga para obter uma energia de absorção maior e também definiram que para valores acima dessa concentração o níquel reduz a energia de impacto Charpy V. (figura 21) [18].

Figura 21- Energia de impacto Charpy V a diferentes temperaturas (a) sem tratamento de alívio de tensão e (b) com tratamento de alívio de tensão



(a)



(b)

Fonte: Trindade Vicente, 2005 [18]

3.6 Classificação dos Aços

As ligas metálicas, em virtude de sua composição, são agrupadas com frequência em duas classes, ferrosas e não-ferrosas. As ferrosas, são aquelas em que o ferro é o principal constituinte portanto incluem as ligas de ferro carbono (aço). Os aços são ligas ferro-carbono que podem conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga. As propriedades mecânicas são sensíveis ao teor de carbono, que é normalmente inferior a 1,0%p. Alguns dos aços mais comuns são classificados de acordo com a concentração de carbono que são aços com baixo, médio e alto teor de

carbono. Os aços-carbono contêm apenas concentrações residuais de impurezas com uma baixa concentração de manganês. Para os aços-liga, mais elementos de liga são adicionados intencionalmente em concentrações específicas [8].

Dentre todos os diferentes tipos de aços, aqueles produzidos com uma concentração menor ou igual à 0,25% de carbono não responderam a tratamentos térmicos que visem à formação de martensita. Um outro grupo de ligas de com baixo teor de carbono são os aços de alta resistência e baixa liga, que além do carbono contêm outros elementos de liga, como cobre, vanádio, níquel e molibdênio [8].

Os aços com médio teor de carbono possuem concentrações de carbono entre 0,25 e 0,60% e podem ser tratados termicamente por austenização, têmpera e então revenimento, adições de cromo, níquel e molibdênio melhoram a capacidade de essas ligas serem tratadas termicamente.

Ligas que possuem normalmente teores de carbono entre 0,60 e 1,4%, são os mais duros e os mais resistentes e, portanto, os menos dúcteis dos aços-carbono, os aços denominados aços-ferramentas são ligas de alto teor de carbono, contêm como elementos de liga geralmente, cromo, vanádio, tungstênio e molibdênio, elementos que se ligam com o carbono para a formação de carbeto [10].

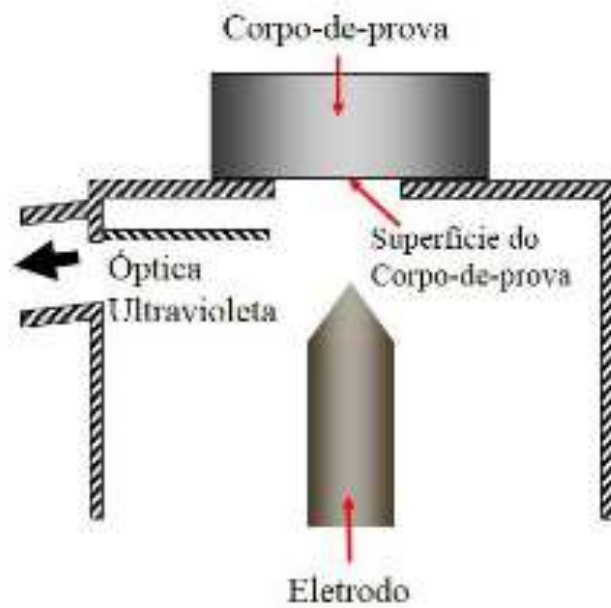
3.7 Caracterização de Composição Química

É de fundamental durante o processo de produção de uma peça a avaliação das especificações químicas determinadas em projetos, para esse controle procedimentos de ensaios físico-químicos normatizados são realizados [27]

Para a determinação da composição química em aços, um dos métodos utilizados é a espectroscopia de emissão ótica, que se utiliza da medição das três grandezas físicas básicas da luz sendo elas amplitude, frequência e polarização. Essas grandezas físicas são visualizadas através da excitação do corpo-de-prova por meio de uma tensão elétrica, cada elemento químico constituinte da liga em teste emitirá uma resposta característica nestas 3 grandezas físicas que são captadas e medidas por uma lente óptica ultravioleta no equipamento. Desse modo, é possível identificar a intensidade luminosa de cada comprimento de onda de cada elemento

constituente da liga, permitindo assim, a caracterização e a quantificação em massa dos elementos químicos [28]. A figura abaixo ilustra o funcionamento da técnica de caracterização.

Figura 22 - Funcionamento do espectrômetro de emissão ótica.



Fonte: Spectro

4 METODOLOGIA

Para essa pesquisa foram utilizados métodos analíticos quantitativos com a intenção de obter e melhorar as propriedades das duas amostras de aço desenvolvidas em uma fundição e fornecidas para a indústria automobilística.

4.1 Materiais

Para este trabalho foram comparadas 3 amostras de aço com baixo carbono com sua nomenclatura definida pela norma EN10293 [2], sendo a tipo 1 com o tratamento térmico de normalização indicado pela letra N em sua nomenclatura e a tipo 2 e 3 com maiores concentrações de níquel e tratamentos térmicos de têmpera e revenimento indicados pelas letras QT em norma. E foram utilizados os seguintes itens:

- Aço de fundição EN10293:G20Mn5+N (Tipo 1).
- Aço de fundição EN10293:G20Mn5+N+QT (Tipo 2 e 3).
- Conjuntos de lixas para metalografia.
- Nital com 2% de concentração.
- Embutidora metalográfica.
- Polidora e lixadora.
- Pasta de diamante.

Figura 23- Amostra do aço tipo 1 sem normalizar



Fonte: Autor

Figura 24 - Nital 2%



Fonte: Autor

Figura 25- Pasta de diamante para polimento 3 μm .



Fonte: Autor

4.2 Procedimentos experimentais

Os aços assim que fundidos em molde de areia, devem passar pelo processo de tratamento térmico com seus parâmetros definidos em norma EN10293. Para o aço tipo 1 o tratamento térmico utilizado foi o de normalização a 920°C por 2 horas e resfriando em temperatura ambiente. Já para o aço de tipo 2 e 3 após a normalização o material foi temperado na temperatura de 660°C e então revenido à 340°C por 1 hora

Figura 26 - Fluxograma do tratamento de normalização



Fonte: Autor

O fluxograma da figura 26 indica o fluxo para o processo de tratamento de normalização no aço tipo 1: o forno foi aquecido até a temperatura de 920°C e então com o auxílio de uma pinça a amostra foi inserida no forno onde ficou por 2 horas sobre a temperatura de 920°C. Passadas as 2 horas, a amostra foi retirada com o auxílio de uma pinça e colocada para resfriar em ar calmo até atingir a temperatura ambiente. Na amostra 2 e 3 a têmpera foi realizada com o aquecimento do metal até a 660°C resfriado em água e então revenido por 1 hora à 340°C.

4.3 Caracterizações

Os aços tipo 1, tipo 2 e tipo 3 assim que fundidos e tratados termicamente, passam por um processo de caracterização química através de espectroscopia de emissão ótica.

Seus parâmetros de absorção de energia foram medidos através da máquina TINIUS OLSEN™ MQI 004 pelo ensaio de impacto Charpy com entalhe em V, tanto para o aço tipo 1 quanto para o aço tipo 2 e 3 seguindo a metodologia expressa na norma ASTM

A 370 [19] assim utilizando 3 corpos de provas para cada tipo de aço com dimensão de 10 x 10 x 55 mm e então fazendo uma média das energias de absorção de impacto obtidas, realizando os ensaios com duas temperaturas diferentes, uma positiva e ambiente aproximadamente 23°C e uma temperatura negativa entre -30°C à -40°C. Antes do posicionamento do corpo de prova no aparato do teste, os corpos tiveram suas temperaturas tanto negativas quanto positivas homogêneas em meio gasoso por 30 minutos e por meio líquido em 5 minutos, finalizando a homogeneização dos corpos de prova, eles são posicionados exatamente no meio da bigorna do teste de Charpy e então o pêndulo do aparato deve ser solto para quebrar o corpo de prova e obter os dados de energia de absorção para cada corpo de prova, obtidas através das diferenças da altura inicial e final do pêndulo.

A peça de tipo 1 foi caracterizada analisando sua microestrutura através da técnica de microscopia ótica onde observou sua microestrutura antes e depois do tratamento térmico. Uma análise macrográfica também foi feita para determinar a presença dos grãos dendríticos na parte da amostra sem tratamento térmico. A amostra de aço tipo 1 foi cortada ao meio, onde uma parte seria tratada termicamente e então analisada e a outra parte deixada sem tratamento para analisar a estrutura do fundido no estado bruto e então comparar.

Para a preparação metalográfica, a amostra após embutida, foi lixada por 5 lixas com granulometrias de 200, 600, 820, 1020 e 1200, alternando a orientação do lixamento entre as lixas de forma perpendicular, indo da lixa com menor granulometria até a maior. Seguindo para o polimento realizado na politriz com pasta de diamante até chegar ao ponto de não se observar a olho nu a presença de riscos na amostra. As duas partes da amostra foram atacadas com nital com 2% de concentração por imersão por 8 segundos e então lavadas com água e secas com soprador de ar quente por 2 segundos. Para o ataque revelar os grãos dendríticos feito na parte da amostra em estado natural de fundição, foi utilizado o reagente cloreto de cobre, onde se aplicou o reagente através de imersão por 8 segundos, a amostra foi lavada e então uma leve abrasão foi feita através de um pano de microfibra para retirar o excesso de cobre depositado na superfície.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As Tabelas 1, 2 e 3 apresentam os resultados de composição química das amostras de aço tipo 1 (tabela 1), tipo 2 (tabela 2) e tipo 3 (tabela 3).

Tabela 1- Composição química do aço tipo 1

Composição %, Aço Tipo 1									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,19	0,6	1,01	0,02	0	0,07	0,03	0	0,03	0,01

Fonte: Autor

Tabela 2- Composição química do aço tipo 2.

Composição %, Aço Tipo 2									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,19	0,59	1,27	0,01	0,01	0,19	0,04	0,03	0,04	0,01

Fonte: Autor

Tabela 3- Composição química do aço tipo 3.

Composição %, Aço Tipo 3									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,17	0,6	1	<0,001	0,01	0,05	0,02	0,07	0,48	0,01

Fonte: Autor

As tabelas 2 e 3 indicam as alterações nas composições químicas e tratamentos térmicos feitas para a liga original representada na tabela 1, respeitando valores críticos de composição química estabelecidos na norma EN10293, com o máximo de níquel permitido a ser adicionado sendo de 0,8% na forma de pó metálico e tratamento térmico adicionado de têmpera e revenimento. Para a liga original sem alterações nos tratamentos térmicos e composições químicas o resultado da energia de absorção de impacto é expresso na tabela a seguir:

Tabela 4- Impacto Charpy para amostras de aço tipo 1

Amostra	Temperatura do Ensaio(°C)	Nº Amostra	Energia em Joule	Média
Aço tipo 1	23	1.1	60	49
		1.2	46	
		1.3	41	
	-30	2.1	10	10
		2.2	10	
		2.3	10	

Fonte: Autor

Os resultados apresentados para esse teste feito em 6 corpos de provas diferentes, sendo 3 para temperaturas positivas com média de resultados sendo 49 Joules e 3 para negativas obtendo 10 Joules, este valor de energia obtido para temperaturas negativas foi inferior ao estimado em norma à qual agora deveria ser superior ou igual a 27 Joules então uma modificação na liga foi feita, partindo do princípio que para a obtenção dessa nova energia de absorção de impacto as amostras do aço tipo 2 e 3 deveriam sofrer uma alteração química para que o processo de têmpera e revenimento ocorresse, trabalhando com a variação na concentração do Níquel para o atingimento desse objetivo. Para as amostras de aço tipo 2 e 3 com tratamento térmico de têmpera e revenimento, os resultados para o ensaio Charpy são expressos nas tabelas 5 e 6:

Tabela 5 - Impacto Charpy para aço tipo 2

Amostra	Temperatura do Ensaio(°C)	Nº Amostra	Energia em Joule	Média
Aço tipo 2	23	1.1	N.A	
		1.2	N.A	
		1.3	N.A	
	-40	2.1	16	24,7
		2.2	19	
		2.3	39	

Fonte: Autor

Tabela 6 - Impacto Charpy para aço tipo 3.

Amostra	Temperatura do Ensaio(°C)	Nº Amostra	Energia em Joule	Média
Aço tipo 3	23	1.1	N.A	30
		1.2	N.A	
		1.3	N.A	
	-40	2.1	30	
		2.2	30	
		2.3	30	

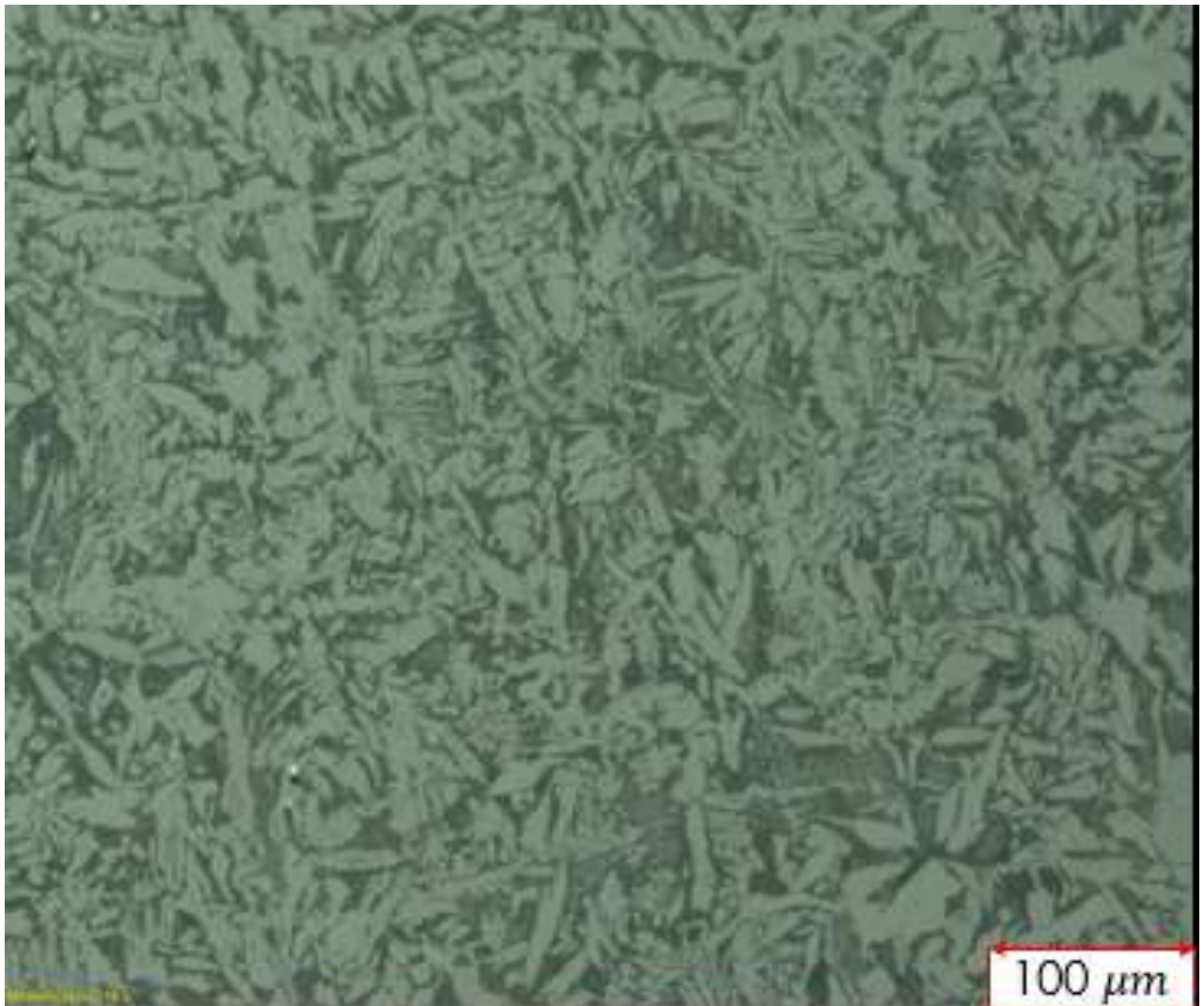
Fonte: Autor

O resultado para esse teste para temperaturas negativas deveria superar o valor de 27 Joules, para a liga tipo 2 com a composição alterada as concentrações foram de 0.19% de C, 0.19% de Cr e 0.04% de Ni, os tratamentos térmicos aplicados além da normalização à 920°, foram de têmpera em água à 640°C seguindo de um revenimento feito à 340°C. Para este Aço modificado, a energia de impacto obtida em uma temperatura de -40°C foi de 24,7 Joules e por tanto fora do parâmetro desejado de 27 Joules.

O resultado exposto na Tabela 6 foi feito com outra composição de elementos ligantes (Aço Tipo 3) desta vez com os mesmos parâmetros de tratamento térmico, porém com composições diferentes, sendo elas de 0.17% de C, 0.05% de Cr e 0.48% de Ni. Esta liga no ensaio de impacto à -40°C obteve um resultado de 30 Joules estando assim dentro do parâmetro demandado em norma.

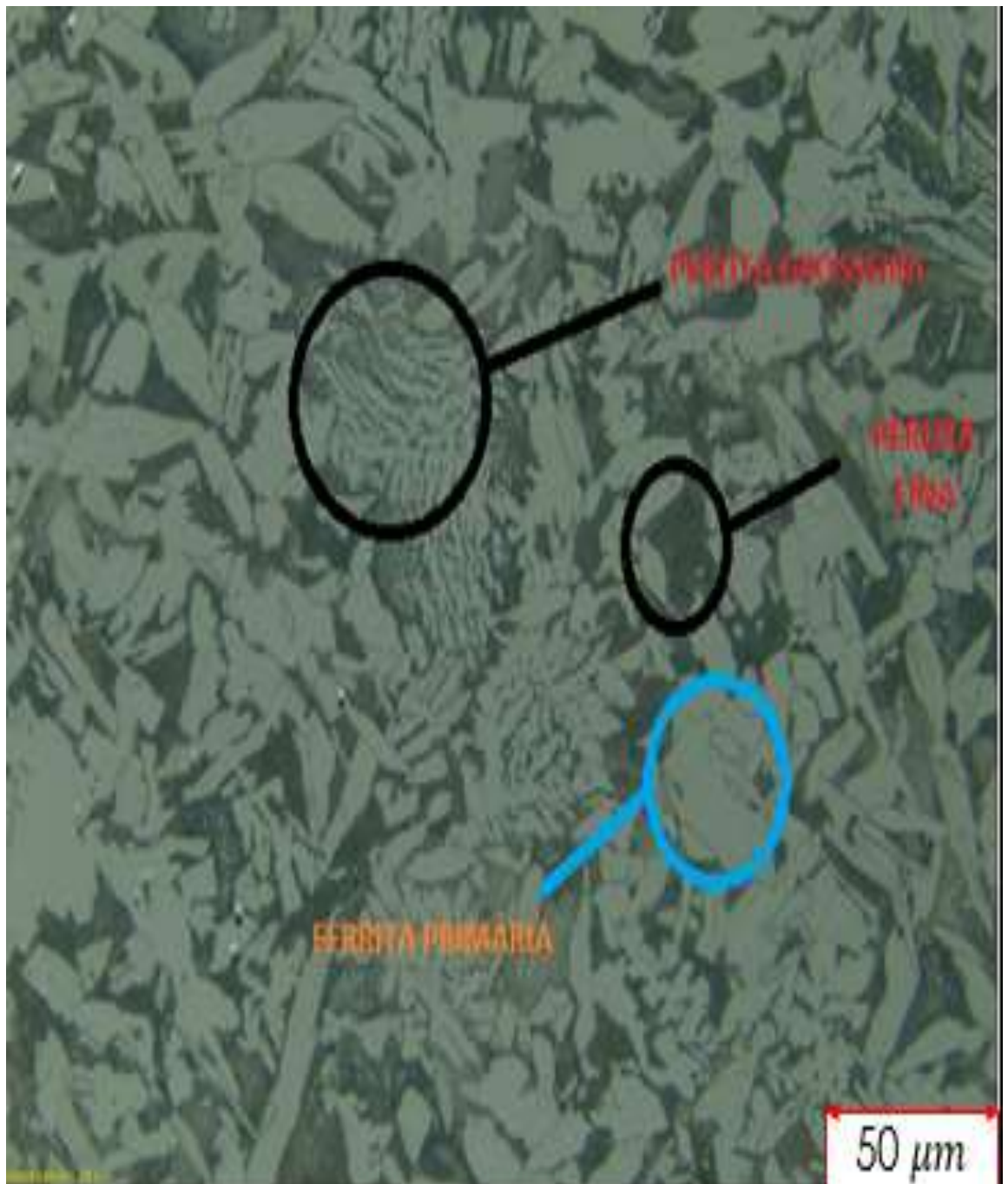
Com relação às microestruturas analisadas em microscopia ótica, as Figuras 27-31 apresentam os seguintes resultados:

Figura 27 - Microscopia ótica do aço tipo 1 com 100x de aumento para o bruto de fusão atacada com nital 2%.



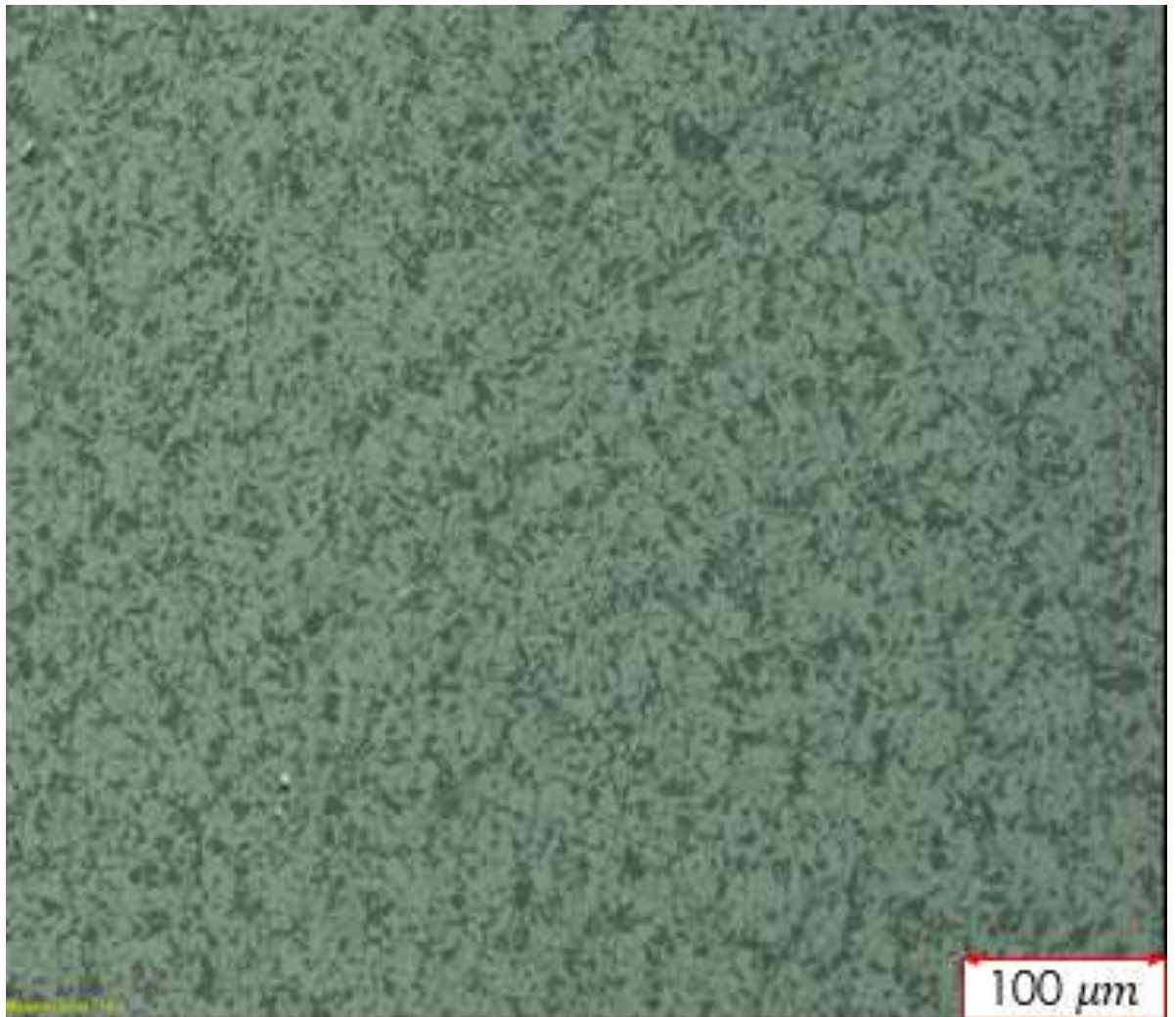
Fonte: Autor

Figura 28- Microscopia ótica do aço tipo 1 com 200x de aumento para o bruto de fusão atacada com nital 2%.



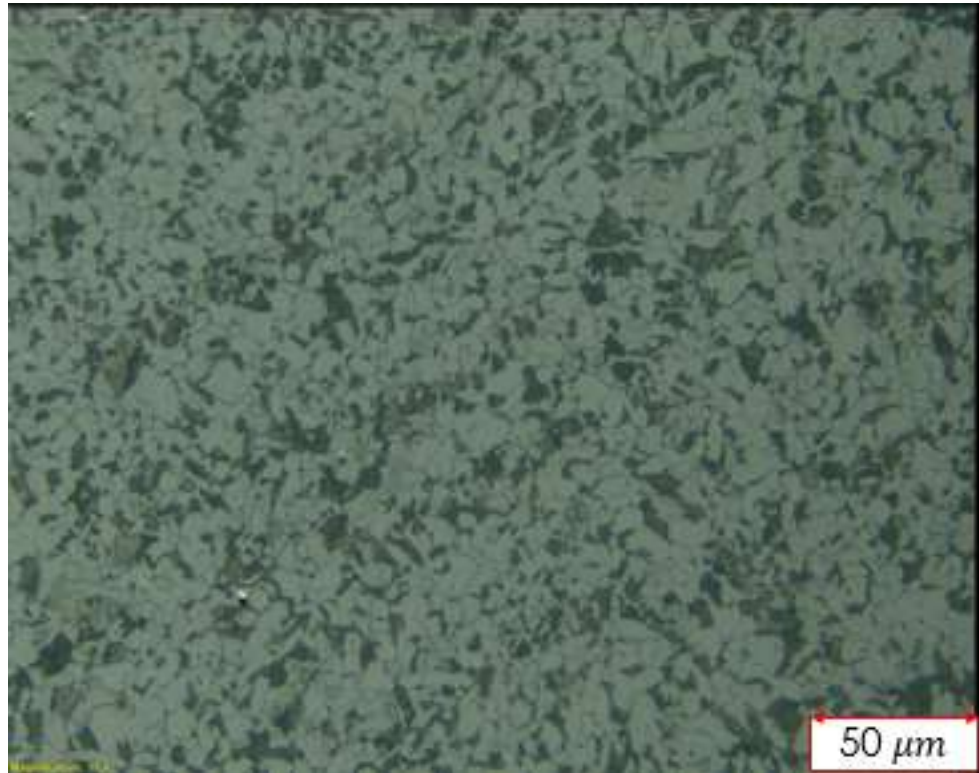
Fonte: Autor

Figura 29 - Microscopia ótica do aço tipo 1 com 100x de aumento para a amostra normalizada atacada com nital 2%.



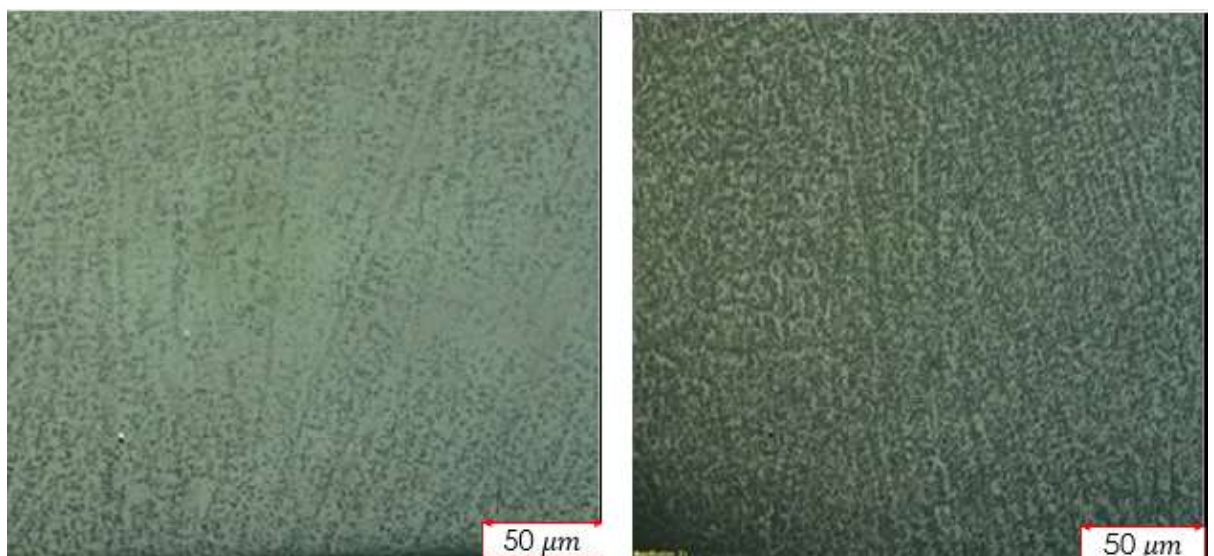
Fonte: Autor

Figura 30- Microscopia ótica do aço tipo 1 com 200x de aumento para a amostra normalizada, atacada com nital 2%.



Fonte: Autor

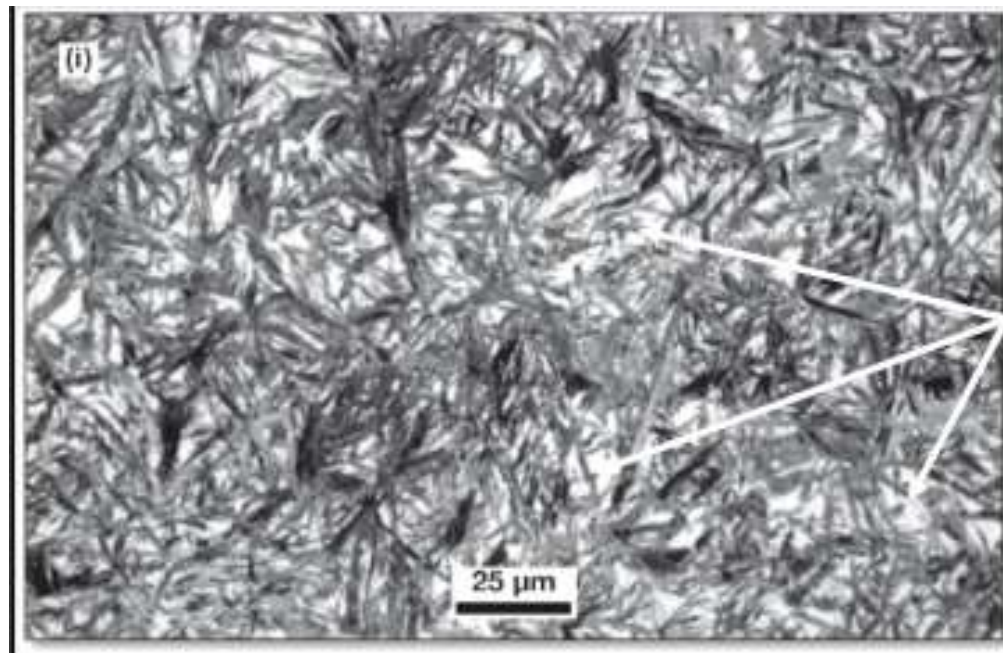
Figura 31 - Microscopia ótica do aço tipo 1 com 200x de aumento para amostra sem normalização, atacada com Cloreto de cobre.



Fonte: Autor

As fases identificadas na figura 28, conferem com a composição de um aço com baixo carbono [16]. A normalização feita teve o intuito de eliminar grãos colunares, incluindo grãos dendríticos e comparando as figuras 27 e 29 se nota que os grãos estão mais homogêneos e com maior aparência esferoidal, observando a figura 30 não se nota a ocorrência de estruturas perlíticas mais grosseiras como a apontada na figura 28. A figura 31 demonstra o crescimento dendrítico consequência de um resfriamento lento de uma peça fundida [3]. Para as microestruturas dos aços tipos 2 e 3, a microestrutura esperada pós têmpera e revenimento deve ser constituída por martensita e austenita retida (figura 32), já que devido ao acréscimo do elemento ligante a temperabilidade do aço fundido foi permitida elevando seus níveis de energia de absorção de impacto.

Figura 32 – Microestrutura esperada para os aços tipo 2 e 3.



Fonte: COLPAERT, H

A temperabilidade deste aço só foi possível devido a diminuição da temperatura de austenitização promovida pelo níquel. O diagrama de fases binário Fe-Ni (figura 16), que representa a possível formação de fases nos aços ligados com níquel indica uma estabilização da fase austenita nos aços em baixas temperaturas. A formação de martensita é promovida devido a diminuição da temperatura de transformação feita pelo acréscimo de concentração do níquel. Experimentalmente a concentração de

níquel em ligas de baixo carbono, influência de forma mais forte na curva Ac3 do que na curva Ac1 no diagrama de transformações de fases (figura 17), essas curvas são importantes porque ditam o resultado de uma têmpera [22].

Com o acréscimo de concentração de níquel na liga, as transformações em perlita são suprimidas. O gráfico TTT da figura 18 mostra o deslocamento das regiões de bainita e perlita assim que a concentração de níquel cresce, portanto, permitindo uma temperabilidade maior.

Na figura 19 o aumento de concentração de molibdênio para a mesma concentração de níquel demonstrou uma otimização da propriedade dureza pois ambos elementos ligantes promovem uma maior estabilização do campo austenítico.

Os autores Mohrbacher e Kern confirmaram através de gráficos e ensaios de impacto que o níquel adicionado em uma liga de baixo carbono, promove maior estabilização do campo austenítico em temperaturas mais baixas, alterando as curvas Ac3 e Ac1[13][26] através do favorecimento das transformações não difusionais portanto favorecendo a fase com maior teor de dureza que é a martensita, além de favorecer o efeito sinérgico com os demais elementos de liga como Molibidênio por exemplo, assim como definindo uma estrutura com grãos mais finos.[10] [15] [18]. Promovendo assim uma maior temperabilidade enriquecendo os valores de energia de absorção obtidos no ensaio de impacto Charpy, atingindo um valor de 20 Joules maior que a amostra de aço tipo 1.

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A composição química dos aços tipo 1, 2 e 3 foram avaliadas bem como replicado o tratamento de normalização no aço tipo 1 e analisadas suas micrografias após preparação metalográfica. Os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento feitos para os aços tipo 2 e 3 após normalização foram estudados e seus possíveis resultados comparados com a literatura, composição química final avaliada e confirmados via ensaio de impacto Charpy.

Ao modificar a composição da liga de aço fundido com maiores concentrações de Níquel se aumentou a energia de absorção medida no ensaio de Charpy. O aço com a concentração de 0,48% de níquel foi o aço modificado que obteve o parâmetro desejado de 30 Joules. Esse fenômeno de acréscimo de energia de absorção no ensaio Charpy com a adição de níquel na liga de aço segue os fundamentos de tratamentos térmicos abordados no trabalho que explicam esse acréscimo devido ao aumento da temperabilidade do aço provocado pelo níquel. A modificação da liga teve maior relevância na concentração de níquel que possibilitou o tratamento térmico de têmpera formando fases martensíticas que possuem maior dureza e por tanto maior energia de absorção de impacto, se comparadas com fases perlíticas. A liga também teve mudanças nas composições de carbono e molibdênio, a concentração de carbono foi reduzida para que o níquel refine ainda mais a estrutura e mais molibdênio foi adicionado para que o efeito de sinergia de temperabilidade entre o níquel e molibdênio fosse maior. O aço tipo 3 superou o valor estipulado em norma de 27 Joules estando assim dentro dos padrões demandados.

7 REFERÊNCIAS

- [1] GARCIA, Amauri; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. Ensaaios de Impacto. 2ª Ed., LTC, Rio de Janeiro, 2012.
- [2] Svensk Standard SS-EM 10293:2015.
- [3] GROOVER, Mikell P. Introdução aos Processos de Fabricação. Rio de Janeiro RJ: LTC, 2014.
- [4] ARAUJO, Luis Antonio de. Manual de Siderurgia 1: produção. 2. ed. São Paulo, SP: Arte e Ciência, 2005. 470 p., il. ISBN 9788561165024
- [5] Comércio Internacional de Ferro Brasileiro. Disponível em: <<https://www.brazilianironore.com.br/pt/home>>. Acesso em: 13 de mar. 2023
- [6] GROOVER, Mikell P. Fundamentals of Moderns Manufacturing: Materials, Processes and Systems. 4. Ed, Danvers, MA: John Wiley & Sons, INC, 2002.
- [7] BEELEY, Peter. Foundry Technology. 2. Ed, London, EN: Butterworthheinemann, 2001.
- [8] CALLISTER, W. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. John Wiley & Sons, Inc., 2002
- [9] MASSALSKI, H. Okamoto. Binary Alloy Phase Diagrams. 2. Ed, Ohio, OH: ASM International, 1991.
- [10] Thewlis, G. "Classification and quantification of microstructure in steel" IIW (International Institute of Welding), Materials Science and Technology February 2004.
- [11] EDGAR, C. Bain. Functions of the Alloying Elements in Steel, American Society for Metals, 1939, p, 127.

[12] DURAND-CHARRE, M. Microstructure of Steels and Cast Irons. Paris, FR. Springer, 2004.

[13] ASM Handbook. Volume 19: Fatigue and Fracture. ASM International, 1996.

[14] ASM Handbook. Vol 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International EUA, 1990.

[15] P. J. JACQUES et al, Materials Science and Technology, Vol.25, No.5 2009.

[16] COLPAERT, H., Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 3^a. ed. São Paulo, Edgard Blucher, 1974.

[17] UNITADED STATES STEEL. The Making, Shaping and Treating of Steel. 7 e.d, United States Steel, 1957.

[18] TRINDADE, Vicente Braz; PARANHO, Ronaldo; PAVAO, João; SOUZA, Luís. Influência da Adição de Níquel na Tenacidade de Metais de Solda de Aços C-Mn Antes e Após, 2005.

[19] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM A370. West Conshohocken, PA, USA.

[20] MOHRBACHER, Hardy; KERN, Andreas. Nickel Alloying in Carbon Steel: Fundamentals and Applications, 2023.

[21] ROSENBERG, S.J. Nickel and Its Alloys; US Department of Commerce, National Bureau of Standards: Washington, DC, USA, 1968; Volume 106.

[22] JESPER, H.; Achtelik, K. Kaltzähe Stähle; International Nickel Deutschland: Düsseldorf, Germany, 1964.

[23] OIKAWA, H. Lattice Diffusion in Iron—A Review. Tetsu-Hagane **1982**, 68, 1489–1497.

[24] MÜSGEN, B. Thyssen Technische Berichte; Technical Report; Thyssen Stahl Ag: Duisburg, Germany, 1982

[25] KANG, B.Y.; KIM, H.J.; HWANG, S.K. Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Carbon Weld Metals, 2000.

[26] NICODEMI, W. Acciao e Leghe non Ferrose. Itália: Zanichelli, 2010

[27] ASHBY, Michael F. Materials selection in mechanical design. 4th ed. Amsterdam: Elsevier, 2011. 646 p.

[28] SERWAY, Raymond A; JEWETT Jr, John W. Física para cientistas e engenheiros: eletricidade e magnetismo. São Paulo: Cengage Learning, 2011

[29] SPECTRO Analytical Instruments GmbH. Application Report - Nr. Arc/Spark – SPECTROMAXx. Kleve, Germany.