INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**Caracterização de um aço baixo carbono microligado ao vanádio
utilizado na fabricação de componentes mecânicos**

ODILON DE MORAES JÚNIOR

**Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para a obtenção do
Grau de Mestre em Tecnologia
Nuclear Materiais.**

**Orientadora:
Prof.^a Dr.^a Marina Fuser Pillis**

**São Paulo
2019**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**Caracterização de um aço baixo carbono microligado ao vanádio
utilizado na fabricação de componentes mecânicos**

ODILON DE MORAES JÚNIOR

**Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para a obtenção do
Grau de Mestre em Tecnologia
Nuclear Materiais.**

**Orientadora:
Prof.^a Dr.^a Marina Fuser Pillis**

**São Paulo
2019**

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho,
para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte

Como citar:

MORAES JUNIOR, O. ***CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO BAIXO CARBO
O MICROLIGADO AO VANÁDIO UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE COMPONENTES
MECÂNICOS***. 2019. 61 p. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear), Instituto de
Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo. Disponível em:
<www.teses.usp.br> (data de consulta no formato: dd/mm/aaaa)

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema de geração automática da Biblioteca IPEN/USP,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

MORAES JUNIOR, ODILON

CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO BAIXO CARBONO MICROLIGADO AO
VANÁDIO UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE COMPONENTES MECÂNICOS /
ODILON MORAES JUNIOR; orientadora Profª Drª Marina Fuser
Pilllis. -- São Paulo, 2019.
61 p.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em
Tecnologia Nuclear (Materiais) -- Instituto de Pesquisas
Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2019.

1. aço microligado. 2. vanádio. 3. aços HSLA. 4. charpy. 5.
resistência a tração. I. Fuser Pilllis, Profª Drª Marina ,
orient. II. Título.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Autor: Odilon de Moraes Júnior

Título: **Caracterização de um aço baixo carbono microligado ao vanádio utilizado na fabricação de componentes mecânicos**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências.

Data: 05/04/2019

Banca Examinadora

Profa. Dra. Marina Fuser Pillis

Instituição: IPEN-CNEN/SP

Julgamento: Aprovado

Prof. Dr: Renato Altobelli Antunes

Instituição: Universidade Federal do ABC

Julgamento: Aprovado

Prof. Dr: Marcos Domingos Xavier

Instituição: Faculdade de Tecnologia do Estado São Paulo Julgamento: Aprovado

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por permitir, nesse momento da minha vida, a oportunidade de realizar esse trabalho, a minha família, especialmente minha esposa, pela paciência e incentivo, aos parentes e amigos pela força e ânimo para a finalização do presente trabalho.

Agradeço a minha orientadora Prof^a Dr^a Marina Fuser Pillis pela atenção, ânimo, dedicação e ensinamentos recebidos para a realização do presente estudo.

Agradecimentos também são externados a Escola SENAI “Nadir Dias de Figueiredo” pelas facilidades oferecidas na utilização dos laboratórios, aos colegas e alunos que auxiliaram na realização dos ensaios, ao SENAI – SP pelo Programa de Pós-Graduação, a Diretoria e a Coordenação da Escola e a empresa Bardella Aços Finos S/A pelo material gentilmente cedido; agradecimentos também são externados ao Sr Olandir Vercino Correa – Laboratório de Corrosão do IPEN, pela execução dos ensaios de corrosão e micrografias relacionadas.

“Não importa quanto a vida possa ser ruim, sempre existe algo que você pode fazer, e triunfar. Enquanto há vida, há esperança”

Stephen Hawking

LISTA DE SIGLAS

ABNT NBR	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
Al	Alumínio
AlN	Nitreto de alumínio
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Carbono
CCT	Continuous Cooling Time – Curva de Resfriamento Contínuo
CN	Carbonitreto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
DIN	Deutsches Institut für Normung
EDS	Energy Dispersion Spectroscopy
EN	Euronorm – Norma Européia
FEM	Força eletromotriz
Gmd	Gramas por metro quadrado por dia
HSLA	High Strength and Low Alloy – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
lpy	polegada por ano
ISO	International Organization for Standardization
IZA	International Zinc Association
J	Joule
K α 1	Comprimento de onda Raio X
LRT	Limite de Resistência à Tração
LE	Limite de Escoamento
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MET	Microscópio de Transmissão
Mm/y	milímetros por ano
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	Mega Pascal

N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
PPM	partes por milhão
S	Enxofre
Si	Silício
Ti	Titânio
TMC	Thermomechanical Controlling – Controle Termomecânico
TMCP	Thermomechanical Controlled Process – Processo Controlado Termomecânico
V	Vanádio
V(C,N)	Carbonitreto de vanádio
VC	Carboneto de vanádio
VN	Nitreto de vanádio
μm	micronmetro
ΔG	Variação da energia interna de Gibbs

RESUMO

O. Moraes Jr. Caracterização de um aço baixo carbono microligado ao vanádio utilizado na fabricação de componentes mecânicos

2019. 61 p. Dissertação de Mestrado – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN – CNEN/SP. São Paulo.

Os aços microligados representam, cada vez mais, uma parcela significativa de produção das usinas siderúrgicas para aplicações nos mais variados segmentos industriais tais como o automotivo, petróleo e gás, construção civil e agronegócio. A característica principal desses aços é a sua elevada resistência mecânica, aliada à boa tenacidade, ductilidade e soldabilidade; o que vem sendo obtido pela utilização de composições químicas específicas com teores baixos de carbono e de microligantes que conferem essas características a esses aços. Os microligantes utilizados são os mais variados, mas principalmente destaca-se a utilização do vanádio, nióbio, titânio, cobre, manganês, cromo, alumínio e nitrogênio. No presente trabalho foram estudadas as propriedades mecânicas de um aço microligado ao vanádio com 0,25%V e um aço AISI 1020. O aço microligado apresentou LRT, LE, alongamento e estricção de, respectivamente, 735,29 MPa, 559,07 MPa, 22,7% e 63,29%. O aço AISI 1020 apresentou, respectivamente, 437,42 MPa, 268,71MPa, 32,92% e 67,15%. O aço microligado apresentou propriedade mecânica superior à do aço AISI 1020 e ductilidade equivalente. Os resultados de impacto Charpy nas temperaturas de 23 °C, -20 °C e -40 °C foram, para o aço microligado, respectivamente de, 33,83 J, 12,41 J, e 6,54 J, e para aço AISI 1020 33,18 J, 5,07 J e 3,04 J, respectivamente. Observa-se tenacidade superior do aço microligado, quando comparado com o aço AISI 1020. O ensaio revelou microestruturas refinadas em ambos os aços, e tamanho de grão de 18µm nº 8 ASTM E 112 e de 25 µm nº 7 para o aço microligado e para o AISI 1020, respectivamente. Os testes eletroquímicos realizados em uma solução aquosa 3,5% em peso de NaCl revelaram que o aço microligado apresentou formação de camada passiva, e mostrou-se menos resistente à corrosão.

Palavras-chave: aço microligado, vanádio, aços HSLA, Charpy, resistência à tração

ABSTRACT

O. Moraes Jr. Characterization of a low carbon vanadium microalloyed steel used in the manufacture of mechanical components. 2019. 61 p. Master Dissertation – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN – CNEN/SP. São Paulo.

Microalloyed steels are representing significant portion and increasingly steelmakers production and they are being applied to several industrial market segments such as automotive, oil and gas, civil construction and agribusiness. Its main characteristics are the superior tensile strength, toughness, ductility and good weldability. These properties are obtained through specific chemical compositions as low carbon and microalloying elements contents. Several microalloying elements can be used but some of them need to be mentioned such as vanadium, niobium, titanium, copper, manganese, chromium, aluminum and nitrogen. In this work, the mechanical properties of a vanadium microalloyed and AISI 1020 steels were studied and compared. The microalloyed steel presented LRT, LE, elongation and toughness values of, respectively, 735.29 MPa, 559.07 MPa, 22.7% and 63,29%. AISI 1020 presented, respectively, 437.41 MPa, 268.70 MPa, 32.92% and 67.15%. The microalloyed steel presented mechanical properties superior to AISI 1020 and equivalent ductility. The results of the Charpy impact tests at the temperatures of 23 ° C, -20 ° C and -40 ° C were 33.83 J, 12.41 J, 6.54 J for the microalloyed steel, and for AISI 1020 steel the values were 33,18 J, 5.07 J and 3.04 J, respectively. The superior toughness of the microalloyed steel is observed when compared to the AISI 1020 steel. The metallographic examination showed fine grain microstructures ASTM E 112 No.8 and 7.for the microalloyed and for the AISI 1020, respectively. The electrochemical tests carried out in a 3.5 wt% NaCl aqueous solution showed that the microalloyed steel is less resistant to corrosion, and that a passive layer was formed on its surface.

Keywords: microalloyed steel, vanadium, HSLA steels, Charpy, tensile strength

SUMÁRIO

	Página
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	2
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1 Processo de controle termomecânico TMCP.....	4
3.2 O efeito da taxa de resfriamento e do tratamento isotérmico.....	11
3.3 O efeito dos elementos de liga	12
3.3.1 Efeito do Manganês.....	13
3.3.2 Efeito do Vanádio.....	13
3.3.3 Efeito do Nióbio.....	15
3.3.4 Efeito do Titânio.....	15
3.3.5 Efeito do Nitrogênio.....	16
3.4 Mecanismo de endurecimento dos aços.....	17
3.5 Laminação direta de placas finas de aço microligado ao vanádio (TSDR).....	18
3.6 O processo de corrosão e seu controle.....	20
3.6.1 Definição	20
3.6.2 Importância da corrosão e seu controle.....	22
3.6.3 Histórico do conhecimento.....	22
3.6.4 Corrosão e célula eletroquímica.....	23
3.6.5 Potencial de eletrodo.....	26
3.6.6 Taxa de corrosão e polarização.....	27
3.6.7 Medida da polarização em células eletroquímicas.....	27
3.6.8 Diagrama de polarização.....	28
3.6.9 Corrosão no aço.....	29
3.6.9.1 Efeito do oxigênio dissolvido.....	30
3.6.9.2 Efeito da temperatura.....	30
3.6.9.3 Efeito do pH.....	31
3.6.9.4 Efeito de sais dissolvidos.....	32
3.6.9.5 Composição química.....	33

3.6.9.6	Microestrutura.....	35
4	MATERIAIS E MÉTODOS	38
4.1	Materiais	38
4.2	Análise química	39
4.3	Ensaaios metalográficos	39
4.3.1	Microscopia Óptica	39
4.3.2	Microscopia eletrônica de varredura	40
4.4	Ensaaios mecânicos	40
4.4.1	Dureza Brinell	40
4.4.2	Tração	41
4.4.3	Impacto Charpy	43
4.5	Ensaaios eletroquímicos.....	44
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
5.1	Análise química	45
5.2	Análise microestrutural	45
5.3	Dureza brinell	51
5.4	Resistência a tração.....	51
5.5	Impacto charpy	52
5.6	Avaliação eletroquímica.....	52
6	CONCLUSÕES	57
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	59

1 INTRODUÇÃO

Ao longo dos últimos 30 anos, a indústria brasileira tem utilizado cada vez mais aços especiais, denominados aços microligados que contêm, preponderantemente, os elementos Nb (nióbio), V (vanádio) e Ti (titânio) em sua composição química. Esses elementos são adicionados em baixos teores, não ultrapassando 3% do total (considerando também os outros elementos de liga presentes), surgindo daí o nome de “microligados”. Esses aços são ligas ferrosas que apresentam alta resistência mecânica, boa soldabilidade, baixo teor de carbono, além de boa tenacidade. Estas propriedades são obtidas através de composição química adequada, e resfriamento controlado do processo termomecânico de laminação a quente, obtendo-se o refino do tamanho de grão ferrítico, com precipitação de carbonitretos estáveis de Nb, V e Ti em matriz ferrítica (BUTTON, 2007).

Os aços microligados são também chamados de aços ARBL ou aços de Alta Resistência e Baixa Liga ou do inglês HSLA (“High Strength Low Alloy”). Os aços ARBL e suas classificações são baseados na sua aplicação, isto é, estes materiais são empregados como aços estruturais, aços para indústria automotiva, construção civil, indústrias de petróleo, óleo e gás, e vasos de pressão (COSTA E SILVA et al., 2010). Outros tipos de aços podem ser classificados como da mesma família dos aços microligados ou ARBL, como os aços de primeira geração ou aços bifásicos (*dual-phase*), aços TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*), aços CP (*Complex Phase*) e os aços MART (*Martensitic*). Os aços considerados de segunda geração são os aços TWIP (*Twining-Induced Plasticity*), os aços AUST.SSs (*Austenitic Stainless Steels*) e os aços L-IP (*Light-Weight Induced Plasticity*) apresentando as características citadas anteriormente (ZHAO et al., 2017). Com o advento dos aços microligados, cada vez mais, busca-se redução de custos, de peso e de energia na fabricação de componentes mecânicos. O uso dos aços microligados expande-se em aplicações nos mais variados segmentos industriais, como automotivo, construção civil, óleo e gás, equipamentos mecânicos e agroindústrias, onde tradicionalmente se utilizam aços carbono.

2 OBJETIVOS

Este trabalho teve por objetivo caracterizar um aço microligado ao vanádio utilizado na fabricação de componentes mecânicos, por meio de análises químicas e microestruturais, do comportamento eletroquímico, do estudo de suas propriedades mecânicas, e comparar essas características com as de um aço baixo carbono AISI 1020, utilizado nas mesmas aplicações.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O desenvolvimento dos aços microligados, bem como do processo de laminação controlada, teve início na década de 1950 na Europa. O tratamento térmico de normalização das chapas e seções estruturais para serviços pesados era, até então, o principal requisito para esses materiais. Aços microligados contendo 0,10% a 0,20% de V foram desenvolvidos com teores aumentados de 0,010% a 0,015% de N nas décadas de 1960 e 1970, sendo aplicados em larga escala, por exemplo, em tubulações de gases com espessura de parede reduzida (LAGNEBORG et al., 1999).

Por outro lado, os aços da classificação API (American Petroleum Institute), clássico exemplo de aços microligados, durante os últimos 30 anos, mostraram uma tendência de conter teores reduzidos dos microligantes, acompanhados da melhoria dos processos de laminação a quente ou de laminação controlada. Observa-se na Figura 1 a evolução dos aços API ao longo dos anos, evidenciando a tendência de diminuição dos teores dos microligantes (SCHIAVO, 2010).

Figura 1 – Evolução do desenvolvimento dos aços API

Fonte: Adaptado de SCHIAVO, (2010)

3.1 Processo de Controle Termomecânico – TMCP

No início dos anos 1960, a Aços Bethlehem desenvolveu comercialmente os aços chamados série V-N com teores máximos de carbono e manganês de, respectivamente, 0,22% e 1,25%, com valores de limite de escoamento na faixa de 320 a 460 MPa, fornecidos na condição como laminados. Esses aços foram oferecidos, praticamente, em todas as formas de produto: chapas, tiras e seções estruturais. Por volta de 1965, o desenvolvimento do processo termomecânico de laminação (do inglês *TMP – Thermo-Mechanical Processing*) atingiu tal nível de utilização que foi implantado em escala industrial. Com a introdução de um novo microligante como o Nb foi possível retardar a recristalização da austenita durante a laminação a quente, proporcionando o refino dos grãos da ferrita (LAGNEBORG et al., 1999). Observa-se na Figura 2 o efeito do retardamento da recristalização da austenita com o consequente refino do grão da ferrita e a precipitação dos núcleos de microligantes na matriz (COSTA E SILVA et al., 2010). O aumento da resistência foi também rapidamente encontrado como vantagem na utilização do V. O tipo de laminação controlada descrita para os aços Nb-V, com cerca de 0,10% C, 0,03% Nb e 0,07% V tem sido largamente utilizada na produção de aços para tubulação (LAGNEBORG, et al., 1999).

Uma outra rota de laminação controlada foi introduzida por volta de 1980, que foi denominada *laminação controlada de recristalização ou do inglês TMCP – Thermo-Mechanical Controlled Process*. (OUCHI, 2000). Descobriu-se a possibilidade de se ter a recristalização da austenita após cada passe de redução da laminação e atingir um refino de grão ferrítico semelhante aos processos anteriores. Isso resultou num processo de laminação controlada com temperaturas de acabamento mais elevadas, com a consequente redução das forças de laminação. Posteriormente, descobriu-se que a utilização dos microligantes Ti-V era mais adequada para esse processo, pois permitia que o material se recristalizasse após cada passe de redução, durante a laminação. Ao mesmo tempo, temperaturas mais baixas com resfriamento acelerado passaram a ser utilizadas na laminação, propiciando a formação de núcleos adicionais, resultando no refinamento de grão ferrítico. A Figura 2 ilustra os dois processos descritos, ou seja, a laminação convencional utilizando temperaturas altas e a laminação controlada com temperaturas mais baixas e com resfriamento acelerado.

A grande vantagem da laminação controlada é que se elimina, após a laminação a quente, o tratamento térmico de normalização, anteriormente descrito como requisito absoluto após a laminação, principalmente, para os aços estruturais para soldagem.

Figura 2: Retardamento da recrystalização da austenita – laminação controlada

Fonte: Adaptado de Costa e Silva et al., (2010)

O processo de recrystalização dinâmica dos grãos, sejam ferríticos ou austeníticos, dos aços deformados a quente é muito importante para que se possa obter uma microestrutura controlada e refinada. De fato, a laminação a 600°C de tiras de 3 mm de aço ao carbono com 0,003%C, 0,15%Mn, 0,02%Si, 0,01%P, 0,01%S, 0,055%Ti e 0,033%Nb tem sido realizada em laboratório, obtendo-se a recrystalização dinâmica de grãos ferríticos, que passam de 25 a 30 µm para 0,5 a 1,5 µm, com taxa de deformação de 50%, com substancial incremento de suas propriedades mecânicas em tração, que passam de 110 MPa para 420 MPa no escoamento e 191 MPa para 480 MPa de limite de resistência (RUDSKOY et al., 2012).

Os aços microligados ao vanádio com baixo e médio teor de carbono têm sido estudados quanto à recrystalização dinâmica, sob taxas controladas de deformação a quente. Observou-se que com o aumento do teor de carbono em aços microligados ao vanádio, a taxa de recrystalização sofreu um aumento quando taxas

de deformação entre 0,005/s a 10/s eram usadas, e as temperaturas de deformação eram de 900°C a 1000°C (HAI-LIAN WEI et al., 2013).

A melhora das propriedades mecânicas dos aços microligados tem sido obtida também em temperaturas de laminação na região bifásica dos aços ao carbono ($\alpha + \gamma$). Aços do tipo S700MC como substrato principal de produtos tipo *clad*, de acordo com a norma europeia EN 10.149-2, têm sido produzidos com valores de limite de escoamento e resistência à tração, respectivamente, de 740 MPa e 905 MPa laminados a 780°C e rebobinados a 493°C. Observa-se que a redução da temperatura final de laminação para a faixa de 780°C a 790°C provocou aumento do limite de escoamento pelo aumento da precipitação de VC e, inversamente, um aumento na temperatura de rebobinamento da tira causou redução do limite de escoamento (ZAITSEV et al., 2015).

O processo termomecânico para o controle de microestruturas refinadas dos aços microligados em processos de conformação como a laminação a quente descrito anteriormente, tem sido aplicado também em outros processos de conformação como o forjamento de componentes automotivos, mineração, agrários e outros segmentos. Com efeito, considerando-se que o tamanho de grão da austenita recristalizada nos processos de forjamento a quente depende da taxa de deformação e da temperatura final de forjamento, componentes forjados com formas geométricas complexas utilizando os aços convencionais desenvolvem, após o forjamento, microestruturas não homogêneas ao longo de suas seções. Essa é a razão da necessidade de efetuar o tratamento térmico de normalização nesses componentes.

Os componentes forjados produzidos com aços microligados ferríticos-perlíticos não necessitam de tratamento térmico posterior de normalização, pois as presenças de micro-adições de determinados elementos, juntamente com o controle da temperatura final de forjamento, permitem o refino da austenita antes de sua transformação para a ferrita ou outros componentes, dependendo da velocidade de resfriamento do forjado. Além disso, nos dias de hoje, procura-se trabalhar com aços de teor de carbono mais baixo. OPIELA et al. (2012) estudando curvas de resfriamento de um aço microligado com 0,28% C, 1,41% Mn, 0,29% Si, 0,008% P, 0,004% S, 0,26% Cr, 0,11% Ni, 0,22% Mo, 0,20% Cu, 0,027% Nb, 0,028% Ti, 0,019% V, 0,003% B e 0,025 Al forjou amostras em barras chatas de 32x160mm em temperaturas entre 900°C e 1200°C e, posteriormente, mantendo-as a 885°C por 600s, realizou o resfriamento em várias velocidades, e utilizou o método dilatométrico para caracterizar

as transformações de fase. O trabalho mostrou que, mesmo para velocidades de resfriamento mais baixas, de até 2°C/s, pode-se obter microestrutura com 60% de martensita diretamente da temperatura de austenitização, indicando que a presença dos microconstituintes, além de propiciar o refino da microestrutura, causam um aumento da temperabilidade do aço microligado. Observam-se na Figura 3 as curvas de resfriamento com as microestruturas obtidas a partir da austenitização do aço estudado.

Figura 3: Diagrama CCT da austenita super-resfriada do aço estudado

Onde: F = ferrita; P = perlita; B = Bainita e M = Martensita

Fonte: Adaptado de Opiela et al., (2012)

Processos de conformação mecânica em aços microligados utilizando temperaturas na faixa de 600 a 900 °C (região bifásica $\alpha + \gamma$ do diagrama ferro-carbono), caracterizados como processos a “morno”, têm sido estudados para conhecer a evolução das microestruturas obtidas e seu comportamento mecânico. Nesse sentido, forjamento de aços microligados por esse processo a morno traz vantagens em relação ao processo convencional de forjamento em altas temperaturas, pois nesses, a resistência mecânica é obtida através de tratamento

térmico de têmpera seguida do revenimento, seja posteriormente ao forjamento, seja por resfriamento direto da temperatura final de forjamento. As operações de usinagem completam o processo para se obter as dimensões finais do produto forjado, o que traz custos mais altos de manufatura devido às operações de forjamento em si, tratamento térmico e usinagem. O forjamento a morno traz vantagens em relação ao processo convencional, pois usa temperaturas menores, desgasta menos o equipamento, permite faixa de tolerância mais estreita (*“near net shape process”* ou *processo forma final*), aliada ao melhor acabamento superficial e obtenção de uma microestrutura controlada, não necessitando de tratamentos térmicos posteriores. Nesse sentido, os aços microligados desempenham uma função importante, pois o V(C,N) permanece como microconstituente não dissolvido durante o reaquecimento em temperaturas de 600 a 900 °C, reduzindo o crescimento do grão austenítico, e refinando a microestrutura final (RUDSKOY et al., 2012).

GARCIA-MATEO et al. (2011) estudaram o efeito do forjamento a morno em dois aços microligados ao vanádio, sendo um aço V1 com 0,24% C, 1,56% Mn e 0,18% V, um aço V2 com 0,33% C, 1,49% Mn e 0,24% V, sobre as propriedades mecânicas e microestruturais desses aços e as compararam com um aço C-Mn convencional com 0,47% C e 0,78% Mn. As amostras foram usinadas de barras laminadas a quente e forjadas a morno com uma deformação $\epsilon = 0,3$ a uma taxa de 10 /s nas temperaturas de 800, 835 e 870 °C e submetidas às taxas de resfriamento ao ar ($\sim 1^\circ\text{C/s}$) e acelerado ($\sim 4^\circ\text{C/s}$). A Figura 4 mostra as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura dos aços deformados a 870 °C, com resfriamentos ao ar e acelerado. Observa-se microestrutura constituída de ferrita, perlita/bainita e martensita/austenita. A perlita observada nesses aços não se apresenta no aspecto lamelar e sim uma “perlita esferoidizada” (setas vermelhas). No caso do aço C-Mn a microestrutura apresenta-se bem definida com a perlita no seu aspecto lamelar (seta amarela). Quanto às propriedades mecânicas, observou-se que, em geral, os valores mais altos de limite de escoamento (LE) e de resistência à tração (LRT) são do aço V2 seguido pelo aço V1. Essa tendência se altera para as amostras deformadas a 800 °C e com resfriamento acelerado.

Figura 4 – Microestruturas MEV obtidas dos aços após deformação a 870 °C:

- a) Aço V1 esfriado ao ar e b) resfriamento acelerado; c) aço V2 esfriado ao ar; d) resfriamento acelerado e e) aço C-Mn resfriado ao ar

Fonte: Adaptado de GARCIA-MATEO et al., 2011

No caso do aço C-Mn a influência da temperatura de deformação é menos importante. Como citado pelos autores, o comportamento microestrutural e mecânico dos aços microligados evidenciaram importantes diferenças quando comparado com o aço C-Mn, a saber:

- Essas diferenças são devidas aos diferentes teores de V e da temperatura de reaquecimento antes da deformação do forjamento a morno;
- As baixas temperaturas do forjamento a morno implicam em baixa dissolução dos precipitados de V refinando, portanto, a microestrutura do aço;
- O refino ou o controle do crescimento dos grãos da austenita, em baixas temperaturas de deformação, causa um aumento da força necessária para o forjamento a morno e, portanto, atrasa a recristalização estática da austenita após a deformação;
- Temperaturas de deformação de 800 – 830 °C seguida de resfriamento ao ar resultaram na melhor combinação de resistência – tenacidade dos aços microligados ao V, quando comparado com o aço C- Mn. Por outro lado, na temperatura de deformação de 870 °C, o aumento da fração de martensita/austenita reduziu a tenacidade. O resfriamento acelerado aumentou a resistência mecânica, porém diminuiu a tenacidade na temperatura ambiente (GARCIA-MATEO et al., 2011)

JORGE-BADIOLA et al., (2010) estudaram a deformação através de ensaios de torção em amostras de aços eutetóides microligados usando diferentes deformações com o objetivo de modificar o estado austenítico antes da transformação ferrita-perlita. Após a deformação, diferentes velocidades de resfriamento foram aplicadas. O uso de aços eutetóides foi devido à larga aplicação desse tipo de aço com o auxílio do tratamento termomecânico para se obter uma microestrutura perlítica com fino espaçamento interlamelar. Essa condição é a ideal para o posterior processo de trefilação desses aços. O estudo permitiu, conforme os autores, as seguintes conclusões:

- A aplicação do tratamento termomecânico em aços microligados eutetóides resulta em refinamento da ferrita, característica microestrutural importante no controle dos processos de fratura por clivagem;
- Esse refinamento é mais pronunciado quando o teor de V e/ou de nitrogênio é aumentado;

- Por outro lado, em contraste com o que ocorre com os aços microligados de baixo carbono, o refinamento da ferrita está também associado com a diminuição da resistência mecânica devido ao aumento do espaçamento interlamelar para uma determinada taxa de resfriamento. Essa perda de resistência pode ser compensada pelas adições de V-N;
- Quantidades menores requeridas de VN para precipitação na austenita pelo acúmulo da deformação durante o TMCP, promove um teor de V livre disponível para futura precipitação durante a transformação perlita-ferrita.

3.2 O efeito da taxa de resfriamento e do tratamento térmico isotérmico

KARMAKAR et al., (2016) estudaram amostras de dois aços microligados ao vanádio com o mesmo teor de vanádio (0,05% em peso de V), porém com diferentes teores de carbono e nitrogênio, sendo um com alto carbono e baixo nitrogênio denominado de HCLN (0,22% em peso de C e 0,007% em peso de N) e outro com baixo carbono e alto nitrogênio denominado de LCHN (0,06% em peso de C e 0,013% em peso de N). Os aços foram submetidos a um processo de deformação a quente e, em seguida, tratados isotermicamente na faixa de temperatura de 500 a 750 °C e resfriados ao ar. O estudo permitiu concluir que o endurecimento por precipitação foi maior na temperatura intermediária entre 600 e 650 °C em ambos os aços pela formação de precipitados finos e de alta densidade de V(C,N); a despeito de uma quantidade significativamente menor de fração de perlita e bainita (~ 20 a 30%), granulação mais grosseira de grãos de ferrita e baixa densidade de discordâncias na matriz ferrítica. O limite de escoamento de ambos os aços apresentou-se muito próximo, o que foi atribuído à maior resistência dos precipitados de V mais finos e em maior quantidade presentes no aço LCHN, quando comparado com o aço HCLN. Pode-se ainda atribuir a melhor resistência do aço HCLN pela presença de constituintes mais duros e pela interação desses com os precipitados não-coerentes de V(C,N) e com as discordâncias presentes na matriz. Perlita lamelar e esferoidizada foram encontradas no aço HCLN em amostras tratadas isotermicamente em temperatura de 600 °C e inferiores.

Posteriormente, KARMAKAR et al., (2017) continuando os estudos com os mesmos aços microligados ao vanádio, com o mesmo teor de vanádio (0,05% em peso de V), porém com diferentes teores de carbono e nitrogênio, sendo um com alto carbono e baixo nitrogênio denominado de HCLN (0,22% em peso de C e 0,007% em

peso de N) e outro com baixo carbono e alto nitrogênio denominado de LCHN (0,06% em peso de C e 0,013% em peso de N) foram reaquecidos a 1100 °C, e naturalmente resfriados até a temperatura ambiente com diferentes taxas de resfriamento (0,07 a 3,33 K/s). O estudo permitiu concluir que o aumento da taxa de resfriamento reduz o tamanho de grão ferrítico, retardando a temperatura de início de transformação austenita-ferrita e aumentando a fração dos constituintes microestruturais de endurecimento como a perlita e a bainita. Essa fração de microconstituintes apresentou-se em maior quantidade no aço HCLN devido ao teor de carbono mais alto, promovendo máxima resistência, porém com perda da ductilidade. A resistência do aço LCHN foi menor que a do aço HCLN. No entanto, a diferença na resistência de 100 a 200 MPa foi causada pela presença de precipitados finos de VN (4 a 17nm) em matriz predominantemente ferrítica. A taxa de resfriamento intermediária de ~ 1,4 K/s mostrou ser a melhor escolha em termos de se obter o endurecimento por precipitação. Por outro lado, taxa de resfriamento muito baixa ~0,07 K/s causa crescimento grosseiro dos grãos, enquanto que taxas mais altas de ~3,33 K/s restringem a cinética da precipitação. Dentre os vários aços microligados ao vanádio, o tamanho dos precipitados, tanto para o aço HCLN quanto para o aço LCHN foram similares, com granulação levemente mais fina no aço HCLN quando comparado com o aço LCHN. Esse fato permitiu concluir também a importância do teor de carbono no endurecimento por precipitação dos aços ao vanádio resfriados ao ar a partir de altas temperaturas (KARMAKAR et al. 2017).

3.3 O efeito dos elementos de liga

Os elementos de liga dos aços resfriados lentamente podem se apresentar dissolvidos na ferrita, formando carbonetos, em inclusões não metálicas como óxidos e sulfetos, em compostos intermetálicos e no seu estado elementar (COSTA E SILVA et al., 2010).

A Tabela 1 apresenta a tendência de os elementos de liga apresentarem-se numa das formas descritas. Pode-se observar que os elementos mais importantes presentes nos aços microligados (destacados em negrito) formam carbonetos e nitretos na matriz ferrítica, além de óxidos, sendo estes os principais responsáveis pelo aumento da resistência mecânica desses aços.

3.3.1 Efeito do manganês

O manganês tem o efeito de se dissolver na ferrita promovendo seu endurecimento, retarda a decomposição da austenita, diminui a temperatura de transição de fratura dúctil/frágil, além de ser um forte formador de sulfetos e estabilizante da perlita (BAKER, 2016).

Tabela 1 – Tendência geral de distribuição dos elementos de liga nos aços recozidos

Dissolvido na ferrita	Combinado na forma de carbonetos	Na forma de inclusões não metálicas	Na forma de compostos intermetálicos	No estado elementar
Ni (forte)	-	-	Ni ₃ Al	-
Si (forte)	-	SiO ₂	-	-
Al (Forte)	-	Al ₂ O ₃ , Al _x N _y	-	-
Zr (forte)	-	ZrO ₂ , Zr _x N _y	-	-
Cu (forte)	-	-	-	p/ Cu.0,8%
P (forte)	-	-	-	-
Mn (forte)	Mn (fraca)	MnS, MnO	-	-
Cr (média)	Cr (fraca)	Cr _x O _y	-	-
W (média)	W (média)	-	-	-
Mo (média)	Mo (fraca)	-	-	-
V (fraca)	V (média)	V_xO_y, V_xN_y	-	-
Ti (fraca)	Ti (fraca)	Ti_xO_y, Ti_xN_y	-	-
Nb (fraca)	Nb (forte)	Nb_xO_y, Nb_xN_y	-	-

Fonte: Adaptado de Costa e Silva et al., (2010)

3.3.2 Efeito do vanádio

O vanádio contribui para o aumento da resistência mecânica dos aços pela formação de precipitados finos (5 a 100 nm) de carbonitretos de vanádio que se distribuem na ferrita. A Figura 5 mostra a micrografia de um aço baixo carbono com 0,11% V evidenciando a formação de precipitados de VC, (SHOW et al., 2016) durante o ciclo de resfriamento da laminação a quente. O vanádio causa um aumento da resistência mecânica de 5 a 15 MPa para cada 0,01% V, dependendo do teor de carbono e da taxa de resfriamento da laminação a quente. A Figura 6 ilustra a variação

do limite de escoamento dos aços ao vanádio em função da taxa de resfriamento da laminação a quente, ocorrendo a máxima variação para resfriamento em torno de 170°C/min (ASM INTERNATIONAL, 2016).

Figura 5 – Imagem de precipitados de vanádio presentes em um aço microligado ao vanádio, obtida por microscopia de transmissão (MET).

Fonte: Adaptado de SHOW et al., (2016)

Figura 6 – Variação do aumento do escoamento com a taxa de resfriamento em aços ao vanádio

Fonte: Adaptado de ASM International, (2016)

3.3.3 Efeito do nióbio

Os aços microligados ao nióbio possuem teores típicos de nióbio de 0,02% a 0,04%, cerca de um terço do teor ótimo do vanádio, produzindo aumento da resistência de 35 a 40 MPa para cada 0,01% de Nb adicionado nos aços. Assim como nos aços microligados ao vanádio, os aços ao nióbio também apresentam aumento da resistência, dependendo do tamanho e da quantidade de precipitados, como ilustra a Figura 7.

Figura 7 – Efeito do tamanho do carboneto de nióbio no aumento do limite de escoamento para vários tamanhos de partículas.

Fonte: Adaptado de ASM International, (2016)

3.3.4 Efeito do Titânio

O efeito do titânio, terceiro elemento mais utilizado, nos aços microligados não é tão efetivo no retardamento da recristalização da austenita, pois trata-se de um elemento formador de carbonitretos estáveis em alta temperatura, inibindo esse crescimento nas etapas de laminação. O titânio forma também carbonitretos complexos que influenciam a recristalização da austenita. Os teores típicos de titânio nos aços são de 0,01% a 0,02% nos aços para forjamento. Este elemento apresenta-se como forte formador de nitretos (TiN), aumentando tanto a resistência quanto a tenacidade dos aços. Placas de aço microligado obtidas por lingotamento contínuo

possuem, normalmente, teores mais elevados de titânio, chegando a 0,018% (SCHIAVO, 2010).

3.3.5 Efeito do Nitrogênio

Vários estudos têm sido realizados para verificar a presença do nitrogênio nos aços microligados ao vanádio proporcionando a precipitação de compostos finos ricos em vanádio. A presença desses precipitados na matriz promove o seu endurecimento e a consequente elevação de suas propriedades mecânicas.

A presença do nitrogênio aumenta a estabilidade da austenita levando, portanto, ao aparecimento de quantidades de austenita/martensita após os processos de resfriamento contínuo. A presença desse constituinte é prejudicial para a tenacidade dos aços microligados ao vanádio e, portanto, deve ser evitada. Estudos recentes têm mostrado que microestruturas contendo bainita/ferrita, ferrita acicular e martensita/austenita, que foram obtidas após tratamentos térmicos contínuos com resfriamento acelerado a partir de temperaturas medianas na zona bifásica da austenita e ferrita, proporcionaram boas características de tenacidade, limitando a presença do constituinte martensita/austenita.

ZHANG et al., (2015) estudaram a influência do nitrogênio nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços com teor de carbono de 0,060% a 0,066% C, teores de Mn variando entre 1,41% a 1,44% microligados ao vanádio com teores de nitrogênio variando de 30 a 165 ppm. Os autores utilizaram 3 tipos de tratamentos térmicos, conforme se observa na Figura 8. O limite de escoamento diminuiu com o aumento do teor de nitrogênio, variando de 469 a 437 MPa e, inversamente, o limite de resistência aumentou com o teor de nitrogênio apresentando uma variação de 617 a 705 MPa; ao mesmo tempo em que o limite de escoamento aumentou de 148 a 268 MPa e a razão elástica diminuiu de 0,76 para 0,62. Esses dados permitiram aos autores concluir que:

- Aços com teores maiores de nitrogênio apresentaram capacidade melhorada do endurecimento por deformação ou capacidade de resistir a maiores sobrecargas;
- Tal comportamento se deveu a um aumento da presença dos constituintes martensita e austenita, contribuindo para a capacidade de endurecimento da microestrutura, elevando o limite de resistência e diminuindo o limite de escoamento;

- Maiores teores de nitrogênio propiciaram a precipitação de finas partículas, resultando na diferença obtida no limite de escoamento.

Figura 8 – Ilustração esquemática das simulações planejadas do processamento a quente

Fonte: Adaptado de ZANG et al., 2015

3.4 Mecanismos de endurecimento dos aços

No processo de endurecimento, a resistência mecânica aumenta durante a etapa de deformação plástica do metal, devido ao aumento da densidade de discordâncias. Originalmente, o metal apresenta-se com baixo nível de discordâncias, cerca de 10^6 cm de linhas de discordâncias por centímetro cúbico de metal. Durante o processo de deformação, essas discordâncias, sob efeito de tensão acima do seu limite de escoamento, iniciam o deslizamento pelos planos preferenciais da estrutura cristalina. Durante o processo de deformação, novas discordâncias são formadas. Obstáculos à movimentação dessas discordâncias podem surgir, aumentando a tensão de deformação necessária para a continuidade do processo (ASKELAND et al., 2008). A consequência desse processo contínuo de deformação provoca o fenômeno do encruamento, isto é, deformação da estrutura cristalina, com aumento da concentração das discordâncias, atingindo valores de 10^{12} cm de linha de discordância por centímetro cúbico de metal. Os obstáculos à movimentação das

discordâncias podem ser precipitados de partículas de segunda fase, soluções sólidas substitucionais (os átomos do soluto ou das impurezas ocupam posições da rede cristalina) e intersticiais (os átomos referidos ocupam os interstícios do reticulado cristalino), que causam deformações na estrutura cristalina. O refino de grão também é um obstáculo à movimentação das discordâncias, pois criam maior concentração de contornos de grão, de alto ângulo, dificultando a passagem das discordâncias de um grão para o outro (ASM INTERNATIONAL, 2016 e CALLISTER, 2007).

ROCHA LIMA, (2013), estudando a influência dos elementos microligantes como V, Ti e Nb nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços microligados laminados a quente, apresentou como as maiores contribuições para o endurecimento desses aços o endurecimento por precipitação (32%) seguido do refino de tamanho de grão (41%) e a contribuição da matriz (15%).

VIEIRA MARTINS et al., (2013), estudaram a influência dos microligantes no limite de escoamento de um aço de baixo carbono microligado ao V, Ti e Nb, e utilizaram fórmulas empíricas obtidas da literatura para o cálculo do limite de escoamento. A seguir, confrontaram os resultados com os valores obtidos experimentalmente. Os valores calculados foram distribuídos como contribuições ao limite de escoamento sendo 420 MPa como contribuição do endurecimento pelo encruamento, 116 MPa pelo endurecimento interfásico dos seus constituintes, 100 MPa pelo endurecimento da austenita e 55 MPa pelo endurecimento causado pelas discordâncias, totalizando então 673 MPa, muito próximo do valor experimental obtido de 600 MPa.

3.5 Laminação direta de placas finas de aço microligado ao Vanádio (TSDR)

O processo de laminação direta de placas finas (do inglês *TSDR* ou *Thin Slab Direct Rolling*) tem revolucionado a produção de aços por apresentar baixos custos e alta produtividade, e é praticado em todo mundo. Esse processo tem sido aplicado especialmente na produção de placas de aços microligados de alta resistência, sendo obtidos valores de resistência superiores a 450 Mpa. Os aços apresentam boa tenacidade e ductilidade, quando comparados com os obtidos no processo de lingotamento convencional de chapas grossas (do inglês *CCR* ou *Cold-Charge Rolling*, laminação de placas grossas carregadas a frio). No processo TSDR são produzidas placas de espessuras menores (30 a 80mm), enquanto que no

processo convencional são produzidas placas de 250 a 300 mm. As velocidades de lingotamento são maiores no processo TSDR (3,5 a 6,0 m/min) e no convencional são mais lentas (0,75 a 1,25 m/min), o que provoca velocidades de solidificação mais rápidas no processo TSDR, sendo produzidas placas com menores níveis de segregação e com microestruturas mais homogêneas. Entretanto, as placas produzidas no processo TSDR tendem a apresentar microestrutura mais grosseira quando comparada com a microestrutura das placas do processo de lingotamento convencional, pois com o resfriamento ao ar, pode-se obter uma microestrutura mais refinada (Li et al., 2002).

Li et al., (2002) estudaram a aplicação do processo TSDR no estudo de dois aços de baixo teor de carbono microligados ao V-N (0,1%V – 0,02% N) e V-Ti-N (0,1%V – 0,008%Ti – 0,02%N) quanto à evolução de suas microestruturas. A Figura 9 mostra o fluxograma do processo TSDR utilizado no estudo. As letras A, B, C, e D são as posições de onde as amostras foram retiradas.

Os aços foram fundidos ao ar e vazados em moldes, produzindo lingotes de 50 mm de espessura que foram submetidos ao resfriamento de 3,5 °C/s. Em seguida, foram equalizados nas temperaturas de 1050 °C, 1100 °C e 1200 °C por 30 a 60 min antes do início do processo de laminação. As amostras foram laminadas em um laminador reversível de laboratório, gerando tiras de 7 mm de espessura em 5 passes com uma redução de 86%.

Figura 9 – Fluxograma do processo TSDR utilizado no estudo

Fonte: Adaptado de Li et al., 2002

Li et al., (2002) concluíram que:

- Não foram identificados precipitados de carbonetos e nitretos no aço V-N após equalização a 1100 °C ou 1200 °C. No entanto, foram observados AlN e VN no aço V-N após equalização a 1050 °C;
- A precipitação de vanádio no aço V-Ti-N foi modificada substancialmente devido às partículas formadas na austenita em altas temperaturas, como resultado da adição de Ti (ocorreu solubilização);
- A granulação grosseira da austenita (~1 mm) observada no aço V-N como fundido foi refinada após o 4º passe de laminação devido à rápida recristalização. Ao final da laminação a amostra apresentou tamanho de grão ferrítico de 4,8 a 7,2 µm;
- Precipitados finos de V(C,N) e V-Ti(C,N) na faixa de 2 a 10 nm no final da tira foi a maior contribuição no endurecimento por dispersão (>90Mpa);
- A adição de Ti ao aço V-N reduziu o limite de escoamento em virtude da formação de precipitados de V-Ti(N) na austenita, que reduziram as quantidades de V e N da solução sólida, necessárias para promover a precipitação de VN na ferrita para o seu endurecimento;

O estudo mostrou que uma combinação de alta resistência com boa tenacidade e boa ductilidade pode ser obtida nos aços microligados ao vanádio pelo processo TSDR, se comparado com os aços produzidos pelo processo convencional. Observaram ainda que o aço microligado V-Ti-N apresentou melhores propriedades de impacto Charpy quando comparado com o aço V-N. Tal resultado, provavelmente, se deveu à solubilização dos precipitados, comprometendo as propriedades mecânicas, como dito anteriormente, mas beneficiando a ductilidade do aço com consequente valores de impacto obtidos, quando comparado com o aço V-N.

3.6 O processo de corrosão e seu controle

3.6.1 Definição

O termo “corrosão”, segundo L.V.RAMANATHAN, [1995], pode ser definido como sendo a reação do metal com os elementos do seu meio, na qual o metal é convertido a um estado não metálico. Quando isso ocorre, o metal perde suas propriedades essenciais, tais como resistência mecânica, elasticidade, e ductilidade. O produto de corrosão formado é extremamente pobre em termos dessas

propriedades. UHLIG, H., H., REVIE, R., W, (2008) definem corrosão como o ataque de um metal segundo um processo de reação química ou eletroquímica com o meio. Descrevem ainda que a deterioração por causas físicas não é considerado corrosão, mas é descrita como sendo uma erosão, desgaste ou esfoliação. Em alguns casos, no entanto, o ataque químico é acompanhado por deterioração física e descrita nos termos de erosão por corrosão, desgaste por corrosão ou mesmo corrosão por atrito.

A corrosão também é considerada uma transformação que um metal sofre na interação com o meio corrosivo por meio de reações químicas de oxirredução não ocorrendo a geração de corrente elétrica e sim, a transferência de elétrons entre os elementos reagentes de uma reação química. A.C. NEIVA, (sem data), descreve um exemplo de uma reação de oxirredução como a reação em que o Cu^{+2} do sulfato de cobre oxida zinco metálico ao receber seus dois elétrons da camada mais externa, conforme Eq. 1:

A corrosão aquosa ocorre na presença de água. Atualmente, assume-se que, praticamente em todos os casos de corrosão aquosa, a reação é essencialmente de natureza eletroquímica, significando, portanto, que há a ocorrência de fluxo de corrente elétrica de partes do metal para outras áreas da solução aquosa ou eletrólito (L.V.RAMANATHAN, [1995]).

Os metais na natureza apresentam-se, basicamente, combinados e presentes na crosta terrestre nas formas de óxidos ou de sulfetos. Alguns metais, no entanto, apresentam-se como metais puros como ouro, platina, prata, mercúrio e, em alguns casos, o cobre. A extração dos metais em seus estados combinados (óxidos e sulfetos), por estarem em estados termodinamicamente mais estáveis, requer a utilização de processos térmicos para sua obtenção ou, em outras palavras, há a necessidade do fornecimento de grande quantidade de energia na forma de calor. Assim, uma vez obtidos em estado puro ou de suas ligas, essa energia fica armazenada em sua estrutura, porém, quando expostos em ambientes corrosivos, os metais tendem a liberar essa energia, retornando ao seu estado original, termodinamicamente mais estável, oxidando-se novamente.

3.6.2 Importância da corrosão e seu controle

O estudo dos processos corrosivos é importante pois auxilia não só na prevenção de sua ocorrência, mas no desenvolvimento do conhecimento de novas formas de proteção. Assim, UHLIG, H., H., REVIE, R., W 2008, ponderam que os pesquisadores estudam os mecanismos da corrosão para melhorar o entendimento das causas da corrosão, e as formas de prevenção ou pelo menos meios de minimizar os danos causados pela corrosão.

A corrosão provoca danos em estruturas como edifícios, pontes, navios, carros, turbinas e bombas. Os estudos dos processos corrosivos adquirem, então, importância substancial para se precaver de perdas econômicas originadas de paradas de produção das indústrias, perdas de produtos, perdas de eficiência, contaminação dos produtos e projetos superdimensionados (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

Estudos têm mostrado que os processos corrosivos em países industrializados são responsáveis por cerca de 3% a 4% do PIB – Produto Interno Bruto. Estima-se que de 25% a 30% desse total poderia ser evitado se a tecnologia atual disponível sobre prevenção e controle da corrosão fosse aplicada (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

No Brasil, um estudo da entidade IZA – International Zinc Association com apoio da USP, avaliou que as perdas por corrosão atingiram cerca de R\$ 215 bilhões em 2015. O impacto é maior nas cidades litorâneas, onde o nível de corrosão pode chegar até 150 vezes mais que a zona rural. Considerando-se que o Brasil possui mais de 7 mil quilômetros de faixa litorânea, esse impacto é significativo (<https://www.revistafatorbrasil.com.br>, 2016).

3.6.3 Histórico do conhecimento

A corrosão e seu controle são conhecimentos que datam da antiguidade, porém os maiores esforços e descobertas, tais como aços inoxidáveis, tintas, ânodos de sacrifício, inibidores, etc, são advindos da época da Revolução Industrial ocorrida inicialmente na Europa no século XIX. A Tabela 2 mostra alguns exemplos de evolução do conhecimento da corrosão, efeitos e proteções ocorridas ao longo do tempo (L.V. RAMANATHAN, [1995]).

3.6.4 Corrosão e célula eletroquímica

A maioria dos metais sofre processo de corrosão eletroquímica que são reações de oxidação em um meio aquoso, ou seja, há transferência de elétrons entre as espécies químicas. No caso dos metais, há perda de elétrons tornando-se cátions. A Eq. 2 mostra um exemplo de uma reação eletroquímica, no caso, do ferro oxidando-se e cedendo 2 elétrons.

Tabela 2 – Evolução histórica do conhecimento da corrosão e seu controle

ÉPOCA	LOCAL	EVENTO HISTÓRICO
Séc IV dC	Índia	Coluna de ferro Delhi forjada e resiste até os dias de hoje
Séc XII dC	Konarak Índia	Vigas de ferro usadas no Templo do Sol para resistir a corrosão pela água do mar
SécXII dC	NA	É conhecido a aplicação de revestimentos para prevenir a corrosão
Idade Média	Europa	Descoberta e uso de compostos orgânicos tais como farelo de farinha e fermento adicionados a ácidos decapantes para retardar a dissolução do metal
Séc XIX	Inglaterra	Sir Humphry Davy usa proteção catódica para resolver o problema de corrosão do revestimento de cobre em navios de madeira
Séc XIX	Inglaterra	Observou a resistência a corrosão do ferro ligado com cromo

Fonte: Adaptado de L.V. RAMANATHAN, [1995]

O local onde o metal sofre oxidação é chamado de anodo e a reação é chamada de reação anódica. Os elétrons envolvidos na reação devem ser transferidos, através do eletrólito, para a outra espécie química. Esse local chama-se catodo e a reação é chamada de reação catódica. A reação de redução do hidrogênio, Eq. 3 é um exemplo de reação que ocorre no catodo.

A combinação de dois condutores elétricos (eletrodos) imersos em uma solução aquosa ou em um eletrólito recebe o nome de célula galvânica em homenagem a Luigi Galvani (1737 – 1798), físico de Bolonha na Itália. A célula galvânica converte a energia química em energia elétrica; conectando-se os eletrodos por um fio condutor de eletricidade. Há um fluxo de corrente elétrica (convencional) do eletrodo positivo para o eletrodo negativo. Sabe-se, no entanto, que a natureza da corrente elétrica é um fluxo de elétrons, percorrendo no sentido do eletrodo negativo para o positivo. Nas células galvânicas, o catodo refere-se ao polo positivo enquanto que o anodo é o polo negativo, porém quando a corrente é fornecida por um gerador ou bateria externos ao circuito, caso do processo de eletrodeposição por exemplo, a redução ocorre no eletrodo negativo conectado no polo negativo da fonte de corrente externa e, por consequência, esse é o catodo e o anodo é o eletrodo que está conectado ao polo positivo da fonte externa de corrente, onde ocorre a corrosão (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

O processo corrosivo pode acontecer de várias formas dependendo do meio e dos componentes envolvidos. Assim, existem tipos de corrosão que ocorrem com alterações do aspecto físico e também com alterações das propriedades físicas.

- Corrosão generalizada: é a forma mais comum de corrosão que ocorre, de uma forma geral, em toda a superfície do material ou componente. É a forma também mais facilmente previsível de ocorrer e de tomar medidas protetivas.
- Corrosão galvânica: ocorre quando dois metais ou ligas são colocados em contato pela imersão em um eletrólito. O metal mais nobre, ou o catodo (polo negativo), permanece isento de corrosão e o metal menos nobre, aqui o anodo (polo positivo), sofre corrosão, sendo que a corrente elétrica circulará pelo eletrólito.
- Corrosão em frestas: ocorre em locais com eletrodos idênticos, imersos nas mesmas soluções eletrolíticas, porém com concentrações diferentes de oxigênio. O eletrodo imerso na solução mais diluída irá corroer-se e o outro eletrodo imerso na solução mais concentrada irá preservar-se. Isso ocorre, pois as soluções tenderão a atingir a mesma concentração com tempo (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).
- Corrosão por pites: é um tipo de corrosão localizada sendo a taxa de corrosão maior em algumas áreas do que em outras. Ocorre, geralmente, em uma área confinada do metal, agindo como anodo, sendo o resultado da corrosão, a formação de buracos na superfície do metal. Os pites podem ser considerados como

profundos quando atingem profundidades com dimensões maiores que sua largura na superfície do metal. Podem ser caracterizados por um fator chamado de Fator de Pite definido como p/d sendo (p) a dimensão da profundidade e (d) a profundidade da penetração da corrosão ocorrida na superfície do metal. O pite é uma corrosão típica de ocorrência em estruturas de ferro enterradas gerando, geralmente, pites de pouca profundidade. Já os aços inoxidáveis em contato com água do mar corroem, caracteristicamente, em pites profundos. A Figura 10 mostra um aço inoxidável AISI 304 que foi imerso em solução com ácido e cloreto (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

Figura 10 – Corrosão por pite em aço inoxidável AISI 304 em solução com ácido e cloreto

Fonte: Adaptado de CALLISTER JR, W. et al, 2010

- Corrosão intergranular: é um tipo de corrosão localizada na qual ocorre ataque nos contornos de grãos da microestrutura do metal, resultando em perda das propriedades mecânicas e ductilidade. Ocorre devido à diferença de concentração entre os compostos presentes como precipitados no contorno de grão e a matriz adjacente a ele, gerando comportamento catódico do contorno de grão em relação ao anódico da matriz metálica. Esse comportamento é causado pela diferença de potencial entre as duas regiões. Esse tipo de corrosão é característico de alguns

materiais e ligas, particularmente em aços inoxidáveis austeníticos, imprópriamente tratados termicamente na faixa de 550 °C a 850 °C, ocorrendo o fenômeno de sensitização ou a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão. Essa precipitação de carbonetos gera empobrecimento do teor de cromo nas adjacências na matriz. Caso semelhante, ocorre também com ligas de Duralumínio (4% Cu-Al) (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008). A Figura 11 mostra a microestrutura esquemática da precipitação de carbonetos de cromo em contornos de grão de um aço inoxidável austenítico.

Figura 11 – Ilustração esquemática de precipitados de carbonetos de cromo ao longo dos contornos de grão de um aço inoxidável austenítico.

Fonte: Fonte: Adaptado de CALLISTER JR, W.; et al, 2010

3.6.5 – Potencial de eletrodo

O potencial de eletrodo de um metal em solução aquosa é o potencial que se estabelece entre o metal e a solução aquosa, ou seja, é o potencial entre os íons do metal no sólido. Quando o processo atinge o equilíbrio chega-se ao potencial de equilíbrio do sistema. Ambos os potenciais não podem ser medidos em termos absolutos, porém, a diferença de potencial entre o metal M na solução e um outro eletrodo R na solução pode ser medida. O eletrodo R é chamado de eletrodo de referência. Dessa forma, o potencial de uma interface entre metal/solução pode ser medido através de outra interface metal/solução eletrificada. A diferença de potencial medida é referida como a FEM da célula formada pelos eletrodos M e R.

3.6.6 – Taxa de corrosão e polarização

No caso de dois eletrodos diferentes imersos em um eletrólito aquoso, quando a corrente flui, o anodo apresenta potencial mais catódico, ou seja, seu potencial diminui com o tempo e, ao mesmo tempo, o catodo apresenta potencial mais anódico, ou seja, seu potencial aumenta. A diferença de potencial entre os eletrodos diminui com o tempo, aproximando-se em se atingir um equilíbrio entre tensão e corrente. A magnitude desse deslocamento de potencial chama-se sobretensão e é indicada pelo símbolo η , é expressa em termos de mais ou menos volts em relação ao potencial de equilíbrio. A quantidade em que o potencial diminui com o tempo é chamado de *polarização*, isto é, reflete a extensão da mudança do equilíbrio no catodo.

3.6.7 Medida da polarização em células eletroquímicas

Os processos de corrosão, como visto, são processos eletroquímicos e, portanto, medidas eletroquímicas são muito usadas no estudo do mecanismo de processos de corrosão e de seu controle. Esses métodos podem ser usados em laboratório para estudar a tendência de metais à corrosão, como nos casos de corrosão bimetálica (par galvânico), corrosão por pites, etc. As medidas eletroquímicas mais usadas são:

- o potencial de corrosão no estado estacionário E_{corr} ;
- a variação do potencial de corrosão com o tempo;
- a relação $E \times i$ determinada potenciostaticamente onde o potencial é mantido constante e a densidade de corrente é medida ou;
- galvanostaticamente em que a densidade de corrente é mantida constante e o potencial é medido.

A Figura 12 mostra uma célula eletroquímica típica que consiste num eletrodo de trabalho, no caso a amostra de teste, um eletrodo auxiliar ou contra eletrodo e um capilar de Luggin ligado ao eletrodo de referência via ponte salina. A célula é equipada também para a injeção de gases como oxigênio, nitrogênio e argônio para agitação ou desaeração da solução. O eletrodo de trabalho deve ser montado com atenção para expor uma área conhecida (L.V. RAMANATHAN, [1995]).

Figura 12 – Célula eletroquímica típica para estudo e controle da corrosão

Fonte: Adaptado de L.V. Ramanathan, [1995]

3.6.8 Diagrama de Polarização

Os diagramas de polarização de corrosão de metais, algumas vezes chamados de diagramas de Evans, são gráficos monologarítmicos onde, no eixo da ordenada tem-se o potencial, e no eixo da abscissa o logaritmo da corrente ou da densidade de corrente. São gráficos muito utilizados na previsão do comportamento de um metal frente à corrosão. Os diagramas de polarização são obtidos pelo uso de células de corrosão como a mostrada na Figura 12. Para a obtenção do diagrama de polarização utilizam-se, além do eletrodo acoplado no metal de estudo, eletrodos de referência e auxiliar de platina. O objetivo principal em estabelecer o diagrama de polarização é conhecer o potencial de corrosão E_{corr} e a corrente de corrosão I_{corr} do metal em estudo através das semi-reações anódica e catódica que se estabelecem no metal de estudo. A Figura 13 mostra um diagrama esquemático do processo de corrosão de um metal (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

A corrente de corrosão I_{corr} não pode ser medida diretamente, mas pode ser estimada através do diagrama de polarização. O potencial medido possui valores acima e abaixo do E_{corr} , caracterizando as semi-reações anódica (lado ativo) e catódica (lado nobre) do metal em estudo. As semi-reações tendem a atingir o

equilíbrio no E_{corr} (linhas tracejadas no diagrama da Figura 13). A i_{corr} é obtida então no ponto de cruzamento do prolongamento das retas tangentes nas regiões lineares das semi-reações anódica e catódica. A inclinação das retas obtidas pelo prolongamento define as constantes de Tafel β_c da reação catódica e β_a para a reação anódica (HANDBOOK CORROSION, ASM, 2003).

Figura 13 – Diagrama esquemático de polarização de um metal em corrosão

Fonte: Adaptado de UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008

3.6.9 Corrosão no aço

Segundo UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008, a taxa de corrosão do ferro e do aço em água natural é controlada pela difusão do oxigênio para a superfície do metal, não fazendo diferença a taxa de corrosão em água natural ou água do mar para esses materiais. O mesmo se aplica para ambientes de solos ou àqueles submersos. Por outro lado, considerando-se ambiente com pH ácido (>4) ou mesmo no extremo alcalino (>13,5) onde as impurezas influenciam na reação de evolução de hidrogênio, os processos de fabricação influenciam o comportamento de corrosão. O ferro puro corrói em ácidos com taxa de corrosão muito mais baixa que em aços com teores mais altos de carbono, nitrogênio, enxofre e fósforo. Teores altos de nitrogênio tornam o aço sensível a trincas de corrosão sob tensão em soluções aquecidas de soda

cáustica ou de nitratos. Devido a isso, aços com baixos teores de nitrogênio são recomendados para aplicações em caldeiras.

3.6.9.1 Efeito do oxigênio dissolvido

De acordo com UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008, a presença de oxigênio nos ambientes de exposição dos aços exerce forte influência nos processos de corrosão aliado ao efeito da temperatura. Em ambientes de ar úmido, a taxa de corrosão inicial pode atingir valor de 10 gmd (gramas por metro quadrado por dia). Esse valor diminui num período de dias devido à formação de camada de óxido de ferro que age como uma barreira para a difusão do oxigênio. A taxa de corrosão, no estado de equilíbrio, pode atingir valores entre 1,0 – 2,5 gmd. Observa-se portanto que a taxa de difusão de oxigênio é proporcional a sua concentração. A concentração de oxigênio, por exemplo, em ar úmido em temperatura ambiente, é de 18 ppm. Na ausência de oxigênio, portanto, a taxa de corrosão dos aços é desprezível (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

3.6.9.2 Efeito da temperatura

Em ambientes com a presença de oxigênio a taxa de corrosão, para uma dada concentração de oxigênio, dobra para cada aumento de temperatura de 30 °C. Em sistemas abertos, a taxa de corrosão aumenta até uma temperatura de 80 °C e então diminui abruptamente devido ao escape de oxigênio para o ambiente externo. Em sistemas fechados, entretanto, a corrosão cresce continuamente em função da concentração de oxigênio. Quando ocorre pela evolução de hidrogênio, a corrosão é mais que o dobro para cada 30 °C de aumento da temperatura. A corrosão do ferro em ácido clorídrico, por exemplo, dobra para cada 10 °C, aproximadamente, de aumento da temperatura. A Figura 14 mostra a variação da taxa de corrosão com a temperatura (UHLIG, H., H., REVIE, R., W 2008).

Figura 14 – Variação da taxa de corrosão com a temperatura do ferro em água com oxigênio dissolvido em sistema aberto e fechado

Fonte: Adaptado de (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008)

3.6.9.3 Efeito do pH

A taxa de corrosão em ambientes com valores de pH no intervalo de 4 a 10 não é influenciada pelo pH e depende apenas de quão rapidamente o oxigênio se difunde na superfície metálica, atingindo um equilíbrio. A maior barreira nesse processo é feita pelo óxido de ferro hidratado, que é renovado continuamente pelo processo corrosivo. Na faixa de pH ácido (<4) a taxa de corrosão é acelerada devido à dissolução do óxido de ferro hidratado, não tendo mais a barreira citada anteriormente. Além disso, a taxa é acelerada pela evolução de hidrogênio e oxigênio. Acima de pH 10, a alcalinidade do ambiente aumenta o pH da superfície do ferro. A taxa de corrosão, no entanto, diminui devido à formação de uma camada passiva na superfície do ferro pela presença de álcalis e oxigênio dissolvido. A Figura 15 mostra a evolução da taxa de corrosão do ferro com o pH em água aerada na temperatura ambiente (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

Figura 15 – Evolução da taxa de corrosão do ferro com o pH em água aerada em temperatura ambiente

Fonte: Adaptado de (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008)

3.6.9.4 Efeito de sais dissolvidos

A Figura 16 mostra o efeito da concentração de cloreto de sódio na corrosão do ferro em água destilada aerada. Observa-se que, inicialmente, a taxa de corrosão aumenta com a concentração de cloreto de sódio até cerca de 3% (concentração da água do mar) de cloreto de sódio e, então, diminui para valor abaixo daquele em água destilada, quando a saturação atinge 26% de cloreto de sódio. Segundo UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008, a solubilidade do oxigênio na água diminui continuamente à medida que a concentração de cloreto de sódio aumenta. O aumento da taxa de corrosão inicial parece estar relacionado com a mudança da barreira protetiva da ferrugem formada pela corrosão do ferro.

Figura 16 – Efeito da concentração de cloreto de sódio na corrosão do ferro em soluções aeradas na temperatura ambiente.

Fonte: Adaptado de (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008)

A água destilada possui baixa condutividade, de forma que o catodo e o anodo devem ser posicionados próximos. Consequentemente, o íon hidroxila OH^- forma-se no catodo e estando próximo da formação do íon Fe^{2+} forma-se um filme do composto hidróxido ferroso $\text{Fe}(\text{OH})_2$ adjacente e aderente à superfície do ferro, agindo como uma barreira de proteção contra a corrosão (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008).

3.6.9.5 Composição Química

O carbono presente nos aços de baixa liga não tem efeito prático na taxa de corrosão em água natural ou em solo. A Tabela 3 mostra taxas de corrosão sob os efeitos do tratamento térmico, teor de carbono e dos elementos de liga de vários aços, em temperaturas e ambientes diferentes. Observa-se que a diferença de comportamento quanto a taxas de corrosão, para o mesmo efeito, não é significativa. Em meios ácidos a taxa de corrosão depende da composição química assim como de sua microestrutura e aumenta com os teores de carbono e nitrogênio.

Enxofre e fósforo aumentam a taxa de corrosão em meios ácidos. As inclusões de sulfetos têm sido observadas como pontos iniciais de ataque de corrosão por pite em aços comuns em soluções de pH neutro. Entretanto, o teor de enxofre não tem efeito significativo em aços com teor de cobre maior que 0,01%.

Tabela 3 – Taxas de corrosão de vários aços em vários ambientes com difusão de O₂

Teor de Carbono	Tratamento	Ambiente	Temperatura (°C)	Taxa de Corrosão	
				ipy	mm/y
Efeito do Tratamento Térmico					
0,39	Trefilado e recozido a 500°C	Água destilada	65	0,0036	0,091
0,39	Normalizado 20 min a 900°C		65	0,0034	0,086
0,39	Temperado de 850°C e várias amostras revenidas entre 200°C e 800°C		65	0,0033	0,084
Efeito do Teor de Carbono					
0,05	Não Indicado	3% de NaCl	Ambiente	0,0014	0,036
0,11		3% de NaCl		0,0015	0,038
0,32		3% de NaCl		0,0016	0,041
Efeito dos ligantes					
0,13	Não indicado	Água do mar	NA	0,004	0,10
0,10 – 0,34% Cu				0,005	0,13
0,06% - 2,2% Cu				0,005	0,13
Ferro trabalhado				0,005	0,13

Fonte: Adaptado de (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008)

A Tabela 4 mostra o comportamento de um aço ligado em meios ácido e alcalino em relação ao ferro puro, e com adições de fósforo, enxofre e cobre. Observa-se um aumento substancial da taxa de corrosão com os teores de enxofre e fósforo em meio ácido.

De acordo com UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008, os elementos fósforo e enxofre formam compostos que, aparentemente, possuem baixo sobrepotencial de hidrogênio e, além disso, tendem a diminuir a polarização anódica de tal forma que a taxa de corrosão do ferro é estimulada tanto no lado catódico como no anódico.

Tabela 4 – Taxas de corrosão (gmd) do ferro e ligas de ferro nas soluções indicadas

Composição Química Fe e ligas de Fe	Solução de 0,1M Ácido Cítrico pH = 2,06 (gmd)	Solução de 4% NaCl + HCl pH = 1 (gmd)
Fe puro com 0,005%C	2,9	3,0
+0,02%P	16,5	100
+0,015%S	70,6	28,3
+0,11%Cu	4,1	39
+0,10%Cu + 0,03%P	37,6	60,6
+0,08%Cu + 0,02%S	3,2	18,6

Fonte: Adaptado de (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008)

Manganês, conforme UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008, em teores normalmente presentes nos aços, efetivamente diminui a taxa de corrosão em aços contendo teores de enxofre reduzidos. Inclusões de sulfeto de manganês (MnS) possuem baixa condutividade elétrica quando comparada com sulfeto de ferro (FeS). Além disso, o manganês reduz a solubilidade do enxofre no ferro, restaurando a sua polarização anódica.

Silício aumenta levemente a taxa de corrosão em ambiente de ácido clorídrico diluído, como se observa na Figura 17.

3.6.9.6 Microestrutura

O resfriamento lento de aços ao carbono de temperaturas acima de 727°C, a partir da austenita, cuja estrutura cristalina é cúbica de faces centradas, a cementita ou carboneto de ferro precipita de forma lamelar alternadamente com a ferrita formando o que se chama *perlita* UHLIG, H., H., REVIE, R., W, (2008).

Essa perlita formada corrói em baixas taxas devido à forma massiva da cementita precipitada. A taxa de corrosão aumenta com a diminuição do tamanho das partículas da cementita. Estruturas perlíticas corroem mais rapidamente que aquelas esferoidizadas e, aços com estruturas consistindo de perlita fina corroem também mais rapidamente que aqueles constituídos de estrutura mais grosseira.

H.J. CLEARLY AND D. GREENE, 1969, estudaram as propriedades eletroquímicas do ferro e aço trabalhando com amostras de diferentes teores de carbono e tratamentos térmicos para a obtenção de diferentes microestruturas.

Figura 17 – Efeito dos elementos fósforo, silício e enxofre na corrosão do Fe em solução desareada 0,1 N HCl, amostras recozidas a 25°C

Fonte: Adaptado de (UHLIG, H., H., REVIE, R., W, 2008)

As amostras foram submetidas aos testes de polarização e as constantes eletroquímicas derivadas das medidas de polarização como as constantes de Tafel (β) foram determinadas. Observaram que a área da superfície dos precipitados de carbonetos de ferro (cementita) influenciou grandemente no comportamento frente a corrosão. A Fig 18 mostra o diagrama de polarização de um aço com 0,83%C com microestruturas perlítica e esferoidizada. Observa-se melhor comportamento frente à corrosão da estrutura esferoidizada ($\beta_c = 63$ mV), quando comparada com as demais microestruturas ($\beta_c = 22$ mV) correspondente a perlita fina. Esse comportamento, segundo o estudo, estaria associado a uma maior área de superfície apresentada pela cementita quando esferoidizada, contrapondo-se quando em forma lamelar.

Figura 18 – Diagrama de polarização aço 0,83%C com várias microestruturas

Fonte: Adaptado de H.J., CLEARLY AND N.D. GREENE, 1969

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Os materiais utilizados no trabalho foram aços-carbono com teor aproximado de 0,20%C, sendo um aço de alta resistência e baixa liga com adição de vanádio que, doravante, será denominado aço microligado, e o outro, como base de comparação do trabalho, um aço AISI 1020 convencional. Esses aços são largamente utilizados na fabricação de componentes mecânicos, notadamente, nas indústrias do segmento automotivo. Ambos os aços foram utilizados na condição como recebido.

As amostras foram retiradas de barras de aço de 50,8 mm de diâmetro laminadas a quente, sendo a barra de aço microligado originada da laminação a quente de tarugo de seção quadrada de 140 mm, produzido por lingotamento contínuo. A barra de aço AISI 1020 foi também originada da laminação a quente de um tarugo de seção quadrada de 130 mm, também produzido por lingotamento contínuo. A laminação de ambos os materiais foi realizada na faixa de temperatura de 1100°C a 1200°C e esfriadas ao ar no leito de laminação.

A Tabela 5 mostra a composição química nominal dos aços microligado e AISI 1020, conforme especificação do certificado da usina.

Tabela 5 – Composição química nominal dos aços microligado e 1020(% em peso)

Elementos									
aço	Fe	C	Mn	P	S	Si	Al	V	N
microligado	97,13	0,22	1,4	0,05	0,05	0,2	0,02	0,25	0,0065
	98,38		1,8			0,5			
AISI 1020	99,08	0,18	0,3-	0,04	0,05				
	99,52	0,23	0,6	max	max				

Fonte: Certificado de Análise do Fabricante – 2018

A Tabela 6 apresenta os valores típicos de propriedades mecânicas do aço AISI 1020.

Tabela 6 – Propriedades mecânicas típicas do aço AISI 1020

Limite de Resistência a Tração (MPa)	Limite de Escoamento 0,2%offset (MPa)	Alongamento 50 mm (%)	Impacto (J) a 25°C
448	331	36	86,8

Fonte: ASM INTERNATIONAL

4.2 Análise Química

As análises químicas foram realizadas pelo método de espectrometria de emissão óptica na máquina de marca FOUNDRY-MASTER, de acordo com a norma ABNT NBR 16137:2016.

Os resultados foram calculados pela média de 7 análises dos teores dos elementos encontrados, conforme se observa na amostra da Figura 19. Para avaliação do teor de carbono das amostras foram retirados cavacos, que foram analisados pelo no equipamento ELTRA CS 800, de acordo com as normas para análise de carbono e enxofre, respectivamente, ISO 9556 e ISO 4935. Os valores encontrados foram obtidos de uma média de 4 análises das amostras de ambos os aços.

Figura 19 – Amostra após a análise da composição química pelo ensaio de espectrometria mostrando os pontos de queima

Fonte: Autor 2018

4.3 Ensaios metalográficos

4.3.1 Microscopia óptica

Para a realização da análise foi realizado o embutimento em resina do plano de interesse. Posteriormente, a amostra foi lixada, polida e atacada com reagente químico, de modo a revelar as interfaces entre os diferentes constituintes que compõem o metal.

Para a etapa de lixamento, foram utilizadas lixas de granulometria diferentes na sequência 120, 220, 320, 400, 600. O polimento foi realizado com o abrasivo de solução aquosa de alumina de 1 μm e 0,5 μm . O ataque químico, que foi

realizado com reagente de Nital 2%, solução de 2 mL de ácido nítrico HNO_3 em 98 mL de álcool etílico, com tempo de imersão de 5 segundos. Em seguida, as amostras foram lavadas com água, álcool e então secas por ventilação. O procedimento foi realizado conforme a norma ABNT NBR 13284:1995.

As amostras para análise metalográfica foram observadas em um microscópio óptico, marca OLIMPUS PME3 111B com ampliação de 100 a 1000x. O tamanho de grão foi determinado conforme a norma ASTM E 112 por comparação através de grade padrão no microscópio óptico.

4.3.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As análises foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura modelo ZEISS AURIGA. Foram avaliadas as amostras fraturadas resultantes dos ensaios de impacto, para identificação do tipo de fratura, dúctil ou frágil. Foram avaliadas também as amostras anteriormente observadas em microscópio óptico, bem como a superfície das amostras antes e após os ensaios de polarização.

4.4 Ensaios mecânicos

A caracterização das propriedades mecânicas das amostras dos aços em estudo foi realizada através dos ensaios de tração com determinação do limite de resistência à tração, limite de escoamento (0,2% *offset*), alongamento percentual total e redução de área, ensaio de dureza Brinell e absorção de energia pelo ensaio de impacto Charpy. As temperaturas utilizadas nesse ensaio foram ambiente de 23°C, -20°C e -40°C. Essas temperaturas foram definidas com base nas especificações do fabricante para aços de composição química semelhante. As amostras ensaiadas nas temperaturas de -20°C e -40°C foram acondicionadas em solução de gelo seco em álcool. (VALLOUREC & MANNESMANN, 2017).

4.4.1 Ensaio de dureza Brinell

Foi utilizado um durômetro de bancada BRINELL WOLPERT BK 300a com capacidade de 15,625 a 3000 Kgf, com uma esfera de aço de 10 mm. O ensaio foi realizado de acordo com a norma ABNT NBR NM ISO 6506 -1:2010.

Foram executadas quatro medições a meio raio, com esfera de aço de 10 mm e carga de 3000 Kgf aplicada durante 15 segundos. A Figura 20 mostra as amostras com as indentações do ensaio de dureza.

Figura 20 – Corpos de prova após o ensaio de Dureza HB

Fonte: Autor 2018

4.4.2 Ensaio de resistência à tração

Os ensaios foram executados em uma máquina universal de ensaios com capacidade de carga de 60 toneladas da marca WOLPERT, com “software” Panantec e velocidade de tração do travessão de 15 mm/min. Foi utilizado um extensômetro longitudinal marca PANANTEC com base de medida de 50 mm para obtenção do alongamento, e limite de escoamento *offset*. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013.

Figura 21 – Geometria e dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de tração.

Fonte: Norma ASTM A370 Tipo 3

Onde:

G é o comprimento útil = $50,00 \pm 0,10$ mm

D é o diâmetro = $12,50 \pm 0,25$ mm

R é o raio mínimo de concordância = 2 mm

A é o comprimento mínimo da seção reduzida = 100 mm

L é o comprimento total aproximado = 140 mm

B é a seção de aderência = 20 mm

C é o diâmetro da seção de extremidade = 18 mm

Os testes foram realizados em 6 corpos de prova usinados retirados a meio raio da barra laminada de 50,8 mm, de acordo com a norma ASTM A370 Tipo 3, conforme dimensões mostradas na Figura 21.

A Figura 22 mostra como os corpos de prova foram retirados das barras de aço de 50,8 mm de diâmetro tanto para o aço microligado quanto para o aço AISI 1020.

Figura 22 – Corpos de prova usinados da barra a meio raio aço microligado e AISI 1020.

Fonte: Autor 2018

Para se avaliar as propriedades mecânicas em estudo, conforme os procedimentos citados acima, as amostras foram usinadas, como mostra a Figura 23.

As propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração foram o limite de resistência, limite de escoamento a 0,2% *offset*, alongamento percentual e a redução de área.

Figura 23 – Corpos de prova usinados para o ensaio de tração aço microligado e AISI 1020

Fonte: Autor 2018

4.4.3 Ensaio de impacto Charpy

O corpo-de-prova no ensaio Charpy é apoiado em dois pontos como uma viga simples, com um entalhe central. O corpo de prova é posicionado de forma que o entalhe fique na face oposta à face de impacto. O posicionamento do entalhe é tal que o impacto ocorre na região de maior tensão.

Os ensaios foram executados em uma máquina universal de ensaios de materiais WOLPERT – modelo PW 30/15, com capacidade para 30 Kgfm e de acordo com a norma ABNT NBR ISO 148-1:2013.

Foi preparado um conjunto de 9 corpos de prova retirados na direção longitudinal da barra. Os corpos de prova foram usinados com entalhe Tipo A, conforme a Figura 24. Os ensaios foram realizados em 3 amostras em cada temperatura. As temperaturas de ensaio foram a ambiente de 23°C, -20°C e -40°C.

Figura 24 – Dimensões dos corpos de prova para ensaio de impacto

Fonte: www.cimm.com.br

4.5 Ensaios eletroquímicos

A resistência à corrosão das amostras foi avaliada por meio de testes de polarização potenciodinâmica em um potenciostato/galvanostato da Bio-Logic, com software Ec-Lab v 10.33. A área exposta ao eletrólito foi de 0,196 cm².

O eletrodo de Calomelano saturado (ECS) foi utilizado como eletrodo de referência, platina como contra-eletrodo e as amostras dos aços microligado e AISI 1020 como eletrodos de trabalho, em eletrólito de 3,5%p de NaCl à temperatura ambiente. As curvas de polarização foram obtidas a uma taxa de 1,0 mV.s⁻¹ entre -1,5 V e + 0,2 V_{ECS}. Os dados foram analisados utilizando o programa EC-Lab Express para determinar valores de potencial de corrosão (E_{corr}) e densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) das amostras, que foram obtidos pelo método de extrapolação de Tafel. Os testes foram realizados em triplicata. A Figura 25 ilustra a célula eletroquímica utilizada.

Figura 25 – Célula eletroquímica

Fonte: O Autor 2018

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise química

Na Tabela 7 estão mostrados os resultados obtidos nas composições químicas das amostras dos aços microligado e AISI 1020. Observa-se que a amostra do aço microligado apresentou teor de Mn acima do máximo especificado no valor de 0,03%. Observa-se também que foram detectados microligantes não previstos na especificação como Cr no teor de 0,189%, Cu no teor de 0,0196%, Nb no teor de 0,0219% e Ti no teor de 0,0115%, somando esses microligantes, obtém-se um teor total de 0,242%. Os demais elementos apresentaram valores de acordo com a especificação do fabricante. Os teores adicionais de microligantes, embora não previstos, provavelmente contribuíram para o refino do grão ferrítico da microestrutura do aço microligado.

Tabela 7 – Resultado da análise química aço microligado

Composição Química (%) em peso				
Elemento	Aço microligado		Aço AISI 1020	
	Média (%)	Desvio Padrão	Média (%)	Desvio Padrão
Fe	97,01	± 0,26	99,223	± 0,009
C	0,156	± 0,011	0,207	± 0,004
Mn	1,83	± 0,03	0,380	± 0,003
Si	0,394	± 0,011	0,167	± 0,003
P	0,0432	± 0,0010	0,014	± 0,001
S	0,0123	± 0,0005	0,009	± 0,0005
Cr	0,189	± 0,011		
Al	0,0367	± 0,0030		
Cu	0,0196	± 0,0005		
Nb	0,0219	± 0,0106		
Ti	0,0115	± 0,0016		
V	0,255	± 0,011		

Fonte: Autor 2018

5.2 Análise microestrutural

A análise metalográfica do aço microligado revelou uma microestrutura constituída de perlita esferoidizada, ou seja, os carbonetos de ferro ou cementita

apresentaram-se de forma dispersa, não caracterizando uma microestrutura lamelar, típica da perlita (KARMAKAR et al., 2016). Na Figura 26a observa-se uma microestrutura refinada com ferrita proeutetóide em contorno de grão, com tamanho de grão de 18 μm , nº 8, conforme ASTM E 112. Isso contribuiu para o aumento da resistência mecânica do aço microligado quando comparado com a do aço AISI 1020. Nas Figura 26b e 26c evidencia-se a microestrutura da perlita esferoidizada, em maiores aumentos, destacada nos círculos em vermelho.

Figura 26 – Microestruturas do aço microligado – seção transversal – ataque nital 2%

- a) microestrutura refinada com perlita e ferrita proeutetóide em contorno de grão TG nº 8
- b) detalhe da figura a) mostrando a perlita esferoidizada com maior aumento
- c) detalhe da microestrutura a) e b) com maior aumento

a)

b)

c)

Fonte: Autor 2018

A análise metalográfica do aço AISI 1020, revelou uma microestrutura refinada constituída de perlita fina com ferrita proeutetóide em contorno de grão, como mostra a Figura 27a, com tamanho de grão ferrítico de 25 μm , nº 7, conforme ASTM E 112. As figuras 27b e 27c evidenciam a perlita fina detalhada pelos círculos em vermelho com formato de perlita esferoidizada, conforme observado na literatura (GARCIA-MATEO et al., 2011). O refino da microestrutura pode ser decorrente do resfriamento no leito de laminação a quente da barra, da qual foram retiradas as amostras do presente estudo.

Figura 27 – Micrografia do aço AISI 1020 – seção transversal – ataque Nital 2%

- a) microestrutura com perlita fina e ferrita proeutetóide em contorno de grão TG nº 7
- b) detalhe da figura a) mostrando a perlita fina com maior aumento
- c) detalhe da microestrutura a) e b) com maior aumento

a)

b)

c)

As imagens obtidas por MEV, utilizando-se elétrons secundários, estão apresentadas na Figura 28 para o aço microligado e na Figura 29 para o aço AISI 1020, nas temperaturas indicadas.

Figura 28 – Imagens por MEV da secção de fratura do aço microligado ensaiado nas temperaturas de: (a) 23°C; (b) – 20°C; (c) – 40°C.

Fonte: Autor 2018

As análises efetuadas para o aço microligado e para aço AISI 1020 na temperatura de 23°C, revelaram a presença de “*dimples*” (seta vermelha), os quais são típicos de fratura predominantemente dúctil. Nas temperaturas de -20°C e -40°C, observam-se fraturas com a presença de planos de clivagem que caracterizam fratura frágil, coerente com os valores de energia absorvida mostrados na Tabela 10 para ambos os aços em estudo.

A Figura 30 mostra a microestrutura do aço microligado com avaliação por EDS nos espectros 2, 3, 4, e 5. As análises do espectro 2 revelaram a presença dos elementos carbono, vanádio e cromo, sugerindo a formação de carbonetos

complexos. No espectro 3 as análises revelaram a presença de manganês e enxofre, sugerindo a formação de sulfetos de manganês. A análise correspondente ao espectro 4 representa a matriz ferrosa, e no espectro 5 foram detectados os elementos manganês, silício e cromo, indicando a presença de precipitados ricos em manganês e a possível presença de fases contendo cromo e silício.

Figura 29 – Imagens por MEV da secção de fratura do aço AISI 1020 ensaiado nas temperaturas de: (a) 23°C; (b) – 20°C; (c) – 40°C.

(a)

(b)

(c)

Fonte: Autor 2018

Figura 30 – Imagem por MEV da microestrutura do aço microligado com análise por EDS

Fonte: O Autor 2018

A Figura 31 mostra o detalhe do espectro 3 com as dimensões das inclusões de MnS, que apresentam 2 μm de diâmetro.

Figura 31 – Imagem por MEV evidenciando dimensões da inclusão MnS espectro 3 da microestrutura anterior.

Fonte: Autor 2018

5.3 Dureza Brinell

Na Tabela 8 observam-se os valores de dureza dos aços microligado e AISI 1020. Os resultados apresentados pelo aço microligado são 75% superiores ao do aço AISI 1020. O aumento da dureza pode ser atribuído ao teor de manganês, como endurecedor da ferrita, e também ao refino de grão resultante da presença preponderante de precipitados de VC (COSTA E SILVA, et al., 2010; BAKER, 2016).

Tabela 8 – Resultados do Ensaio de Dureza Brinell nas amostras de aço

Dureza HBS10/3000	
Aço Microligado	Aço AISI 1020
232,00 ± 4,24	136,5 ± 7,78

Fonte: Autor 2018

5.4 Resistência à tração

A Tabela 9 mostra os resultados obtidos no ensaio de tração dos aços microligado e AISI 1020. Observa-se que o valor de resistência à tração do aço microligado mostrou-se superior em até 68% em relação ao aço AISI 1020. O limite de escoamento apresentou valor superior em até 208%, alongamento menor em 31,04% e estrição menor em 5,75%. O aço AISI 1020 apresenta-se com valores de resistência e ductilidade de acordo com a literatura.

Tabela 9 – Resultados dos ensaios de tração dos aços microligado e AISI 1020

Material	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento 50 mm (%)	Estricção (%)
Microligado	735,29 ± 3,34	559,97 ± 2,21	22,70 ± 0,27	63,29 ± 0,58
SAE 1020	437,41 ± 6,76	268,70 ± 3,43	32,92 ± 0,42	67,15 ± 0,38

Fonte: Autor 2016

A presença de menor teor de manganês na composição química do aço AISI 1020 pode, provavelmente, ter sido responsável pelos valores de resistência mecânica, quando comparados com aqueles do aço microligado (LAGNEBORG, R, 1999; VALLOUREC & MANESSMANN). Os resultados obtidos no ensaio de dureza

Brinell, apresentados anteriormente na Tabela 8, mostraram-se coerentes com as propriedades mecânicas obtidas para ambos os aços.

5.5 Impacto charpy

A Tabela 10 mostra os resultados obtidos para a energia de impacto nos aços microligados e AISI 1020. Observa-se que na temperatura ambiente de 23°C o aço microligado apresentou energia de impacto igual a 33,83 J, igual à do aço AISI 1020, que apresentou o valor de 33,18 J. Os valores de energia absorvida do aço microligado nas temperaturas de -20°C e -40°C ainda são superiores ao do aço AISI 1020 sendo 12,41 J contra 5,07 J a -20°C e 6,54 J contra 3,04 J a -40°C, evidenciando, portanto, um aço mais tenaz que o aço AISI 1020 nessas temperaturas. Tais valores sugerem que a transição de fratura dúctil x frágil nos aços estudados pode estar na faixa de temperatura entre -20°C e -40°C para o aço microligado e entre 23°C e -20°C para o aço AISI 1020. Os resultados encontrados estão em conformidade com a literatura (Li et al., 2002).

Não foi possível comparar com a literatura os resultados obtidos no ensaio Charpy para o aço microligado, pois trata-se de um aço especial não normalizado. No entanto, aços da série ASTM A 808 classificados como aços HSLA com propriedade de impacto com entalhe apresentam tenacidade de 40 J a 60 J a -45°C (ASM INTERNATIONAL). Observou-se, portanto, que o aço microligado em estudo não é indicado para uso em baixas temperaturas.

Tabela 10 – Energia absorvida no ensaio de impacto do aço microligado

Material	Temperatura (°C)		
	23	-20	-40
microligado	33,83 ± 2,43 J	12,41 ± 0,92 J	6,54 ± 0,93 J
AISI 1020	33,18 ± 1,98 J	5,07 ± 0,84 J	3,04 ± 0,45 J

Fonte: Autor 2018

5.6 Avaliação eletroquímica

A seguir estão apresentadas as curvas de potencial de circuito aberto em função do tempo de imersão, e de polarização potenciodinâmica para os aços microligado e AISI 1020. Para embasar a discussão, micrografias da superfície das

amostras, antes e após os ensaios eletroquímicos, obtidas em MEV utilizando elétrons retro espalhados, também são mostradas.

Na Figura 32 estão apresentadas as curvas de potencial de circuito aberto (PCA) vs. tempo de imersão para os aços microligado e AISI 1020. A amostra do aço AISI 1020 apresentou uma queda brusca nos primeiros minutos e, logo após, tendência à estabilização. A amostra do aço microligado apresentou comportamento com menor variação até 1.800 s nos mesmos períodos de imersão em solução aquosa 3,5%p NaCl, e mostra maior estabilidade do óxido protetor, provavelmente de cromo, formado na superfície. A amostra do aço microligado apresentou estabilização em PCA inferior ao apresentado pelo aço AISI 1020.

Figura 32 – Curvas de variação do potencial de circuito aberto (PCA) em função do tempo de imersão em solução 3,5%p NaCl para os aços AISI 1020 e microligado.

Fonte: O autor 2018

Na Figura 33 estão apresentadas as curvas potenciodinamicas dos aços AISI 1020 e microligado. A Tabela 11 mostra os valores de potencial de corrosão (E_{corr}) e densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) que foram obtidos a partir dessas curvas, utilizando o método de extrapolação de Tafel. Nessa tabela também está apresentado o potencial de pite (E_{pite}) para o aço microligado. A curva referente ao aço 1020

apresentou dissolução a partir do potencial de corrosão. A curva referente ao aço microligado indica a presença de uma região passiva, onde ocorre a formação de um óxido protetor, que atua como uma barreira, dificultando o ataque na solução utilizada. A formação dessa região passiva se deve à provável presença de óxido de cromo na superfície da liga. A quebra de passividade ocorre em $E_{\text{pite}} = -372,41 \text{ mV}$. Também nesta figura fica evidenciado que o aço microligado apresenta potencial de corrosão menos nobre que o aço AISI 1020.

Figura 33 – Curvas de polarização potenciodinâmica em solução aquosa 3,5%p NaCl para os aços AISI 1020 e microligado.

Fonte: O autor 2018

Tabela 11: Parâmetros eletroquímicos obtidos para os aços AISI 1020 e microligado em solução 3,5% em peso NaCl.

Material	$I_{\text{corr}} (\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	$E_{\text{corr}} (\text{mV} \times \text{ECS})$	$E_{\text{pite}} (\text{mV} \times \text{ECS})$
Aço AISI 1020	0,11	-608,4	-
Aço microligado	0,59	-974,5	-372,4

Fonte: O autor 2018

A Figura 34a ilustra a superfície da amostra do aço AISI 1020 antes do teste de polarização. Observa-se a presença de inclusões. Na Figura 34b observa-se a superfície após o ensaio de polarização, uma superfície rugosa resultante do ataque corrosivo, sugerindo a corrosão generalizada, corroborando a curva de polarização. A

Figura 34c mostra a superfície do aço microligado antes do teste de polarização. Aqui também são observadas inclusões. A Figura 34d mostra a superfície do aço microligado após o ensaio eletroquímico. Observa-se a superfície irregular e a presença de pites. A Figura 34e é um aumento numa região da Figura 34d, onde podem ser observados precipitados complexos, possivelmente de manganês (setas).

Inclusões e vazios de fundição presentes na liga são pontos preferenciais para o início do processo de corrosão por pite por serem regiões de aeração diferencial (íons cloreto podem ficar confinados no entorno das inclusões ou no interior dos vazios, dando início ao processo de corrosão que, uma vez iniciado, se propaga autocataliticamente; além disso, conforme H.J. CLEARLY AND D. GREENE, 1969, a perlita com cementita esferoidizada corrói mais lentamente que a perlita lamelar.

Figura 34 – Micrografias obtidas por MEV da superfície dos aços antes dos testes de polarização. a) e b) aço AISI 1020 antes e após polarização, respectivamente; c) e d) aço microligado antes e após polarização; e) aumento em região de d).

Fonte: Autor 2018

6 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos permitem concluir que:

O aço microligado apresentou microestrutura com tamanho de grão ferrítico nº 8, de acordo com ASTM E 112, resultante da presença dos microligantes. Observou-se uma microestrutura refinada com a presença de perlita esferoidizada, o que contribuiu para o aumento da resistência mecânica do aço microligado quando comparado à do aço AISI 1020. O aço AISI 1020 revelou uma microestrutura semelhante à do aço microligado, porém com tamanho de grão nº 7, conforme ASTM E 112. A presença de menor teor de manganês em sua composição química, assim como a ausência de microligantes, podem ser responsáveis pelo maior tamanho de grão. Os valores de dureza Brinell mostraram-se coerentes com as propriedades mecânicas obtidas para ambos os aços.

O aço microligado apresentou limite de resistência à tração e limite de escoamento superiores ao aço AISI 1020, coerentes com a composição química e microestrutura e alongamento.

O resultado do ensaio de impacto Charpy realizado em amostras dos dois aços revelou valores de tenacidade superiores do aço microligado quando comparado com aquele do aço AISI 1020 nas temperaturas de -20°C e -40°C. É possível observar que a transição de fratura dúctil-frágil nos aços estudados pode estar na faixa de temperatura entre -20°C e -40°C para o aço microligado e entre 23°C e -20°C para o aço AISI 1020.

Nas faces de fratura do aço microligado e do aço AISI 1020 observaram-se fraturas predominantemente do tipo dúctil para ambos os aços na temperatura de 23°C e fraturas predominantemente frágeis para as temperaturas de -20°C e -40°C. As análises do MEV efetuadas para o aço microligado e para aço AISI 1020 na temperatura de 23°C, revelaram a presença de “*dimples*”, os quais são característicos de microestrutura fibrosa de materiais dúcteis. Nas temperaturas de -20°C e -40°C, observam-se fraturas com a presença de planos de clivagem caracterizando material com fratura frágil, coerente com os valores de energia absorvida obtidos no ensaio de impacto.

A amostra do aço microligado apresentou estabilização em PCA inferior ao apresentado pelo aço AISI 1020. A curva referente ao aço microligado indica a

presença de uma região passiva, onde ocorre a formação de um óxido protetor, que atua como uma barreira, dificultando o ataque eletroquímico na solução utilizada. A quebra de passividade ocorre em $E_{\text{pite}} = -372,41 \text{ mV}$. O aço microligado apresentou potencial de corrosão menos nobre que o aço AISI 1020. A formação dessa região passiva se deve a provável presença de óxido de cromo na superfície da liga

Os aços microligados apresentaram vantagens significativas quando comparado com os aços ao carbono comuns. Destacam-se a sua superior resistência mecânica aliada à boa ductilidade que permitem, quando substituírem aplicações dos aços AISI 1020, substancial redução de peso com consequente redução de custos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASKELAND, D.R., PHULÉ, P.P., **Ciência e Engenharia dos Materiais**, Editora Cengage Learning Ltda, São Paulo-SP, pg 221, 2008.

ASM International; **High-Strength Low-Alloy Steel**, American Society For Metals, Metals Park, Ohio, pg 1041, 1043, 1047.

BAKER, T.N.; **Microalloyed Steels – A Review and Critical Assessment**, *Ironmaking & Steelmaking Journal*, March, pg 265, 270, 2016.

BUTTON, S.T.; **Aços microligados reduzem tempo e custo na produção de autopeças**, *Jornal UNICAMP*, Universidade Estadual de Campinas, edição 26/11/2007 a 2/12/2007.

CALLISTER JR, W.D.; **Materials Science and Engineering An Introduction**, 7ª Edition, John Wiley & Sons Editors, Inc; pg. 188, 579 – 594, 2007.

CLEARY, H. J., and GREENE, N. D., **Electrochemical Properties of Fe and Steel**, *Corrosion Science*, Vol 9, pp 3 to 13, Pergamon Press, 1969.

COSTA E SILVA, A.L.V.; MEI, P.R.; **Aços e Ligas Especiais**, Editora Blucher, 3ª edição, pg. 220, 221, 329 e 330, 2010.

DIN EN 10267, **Ferritic-pearlitic steels for precipitation hardening (AFP steels)**, 1999.

GARCIA-MATEO, C., LOPEZ, B., RODRIGUEZ-IBABE, J. M., **Effect of deformation temperature on microstructure and mechanical behaviour of warm working vanadium microalloyed steels**, *J Mater Sci* 46:3725–3737, 2011.

HAI-LIAN WEI; GUO-QUAN LIU; HAI-TAO ZHAO; MING-HE ZHANG; **Effect of Carbon Content on Hot Deformation Behaviors of Vanadium Microalloyed Steels**; *Materials Science & Engineering A*; pg 119, Elsevier, 2013.

JORGE-BADIOLA, D., IZA-MENDIA, A., RODRIGUEZ-IBABE, J.M., LÓPEZ, B., **Influence of Thermomechanical Processing on the Austenite–Pearlite Transformation in High Carbon Vanadium Microalloyed Steels**, *ISIJ International*, Vol. 50, No. 4, pp. 546–555, 2010.

KARMAKAR, A., MUKHERJEE, S., KUNDUC, S., DINESH SRIVASTAVAD, D., MITRA, R., CHAKRABARTIA, D., **Effect of composition and isothermal holding temperature on the precipitation hardening in Vanadium-microalloyed steels**, *Materials Characterization* 132 31–40, 2017.

KARMAKAR, A., SAHU, P., NEOGY, S., CHAKRABARTI, D., MITRA, R., MUKHERJEE, S., KUNDU, S., ***Effect of Cooling Rate and Chemical Composition on Microstructure and Properties of Naturally Cooled Vanadium-Microalloyed Steels***, Metallurgical and Materials Transactions, Volume 48a, 2017—1581-1584, April 2017.

LAGNEBORG, R.; SIWECK, T.; ZAJAC, S.; HUTSHINSON, B.; ***The Role of Vanadium in Microalloyed Steels***, Swedish Institute for Metals Research, Stockholm, Sweden, pg 2-3, 1999.

LI, Y., CROWTHER, D. N., MITCHELL, P. S., BAKER, T., N., ***The Evolution of Microstructure during Thin Slab Direct Rolling Processing in Vanadium Microalloyed Steels***, ISIJ International, Vol. 42 , No. 6, pp. 636–644, 2002.

NEIVA, A., C., ***Apostila de Eletroquímica, PMT 3305, Físico Química para Metalurgia e Materiais***, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, pg 41, 2017

OPIELA, M., ZALECK, W., GRAJCAR, A., ***Continuous Cooling Diagram Of New-Developed High-Strength Steel Microalloyed With Nb, Ti, V And B*** – Institute of Engineering Materials and Biomaterials – Silesian University of Technology, Poland, Institute for Ferrous Metallurgy, Poland, Volume 1, pp 148-151, 2012.

OUCHI, C., ***Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes***, ISIJ International, Vol. 41 (2001), No. 6, pp. 542–553, 2000.

RAMANATHAN, L., V., ***Corrosão e seu Controle***, Hemus Livraria, Distribuidora e Editora, pg 15, 17, 35,36, 48, 53, 54, 280, [1995]

ROCHA LIMA, M.R.; ***Estudo comparativo entre os aços laminados a quente microligados com Nb, V e Ti***, Monografia para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, pg 21, 22, 2013.

RUDSKOI, A.I.; KODZHASPIROV, G.E.; S. V., DOBATKIN; ***Advanced Technologies for Manufacturing Sheet Products with Ultrafine-Grained Structure***; Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2012, No. 1, pg. 72–75. © Pleiades Publishing, Ltd., 2012.

SCHIAVO, C. P.; ***Estudo da Solubilização do Nióbio em aços microligados durante o reaquecimento de placas***, Trabalho de Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, pg 1, 4 e 5, 2010.

SHOW, B. K., VEERABABU, R., BALAMURALIKRISHNAN, R., MALAKONDAIAH, G., ***Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel***, Materials Science and Engineering A 527, 1595–1604, 2010.

UHLIG, H., H., REVIE, R., W., ***Corrosion and Corrosion Control***, A Wiley Interscience Publisher, pg 1, 2, 11, 16, 17, 31, 53 – 57, 116,117, 120 – 122, 124, 125, 131, 138, 139, 145, 142, 2008

VALLOUREC & MANNESMANN – ***Hot Rolled MSH Sections Tubes for Mechanical Applications*** – Catalogue.

VIEIRA MARTINS, V.L., et al; ***Correlação Limite de Escoamento: Microestrutura em Aço Microligado Nb-Ti-V***, Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil, pg 3503, 2013.

ZAITSEV, A. I., RODIONOVA, I. G., PAVLOV, A.A., BAKLANOVA, O.N., LYASOTSKII, I.V., ***Development of a New Generation Of High-Strength Low-Carbon Microalloyed Steels for the Main Layer of Clad Rolled Product***, Metallurgist, Vol. 58, Nos. 9–10, January, Russian Original Nos. 9–10, September–October, pp 909 – 915, 2015.

ZHAO, J., JIANG, Z., ***Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels***, Progress in Materials Science 94, 174–242, 2018.

ZHANG, S., LIU, K., CHEN, H., XIAO, X., WANG, K., ZHANG, F., ***Effect of increased N content on microstructure and tensile properties of low-C V-microalloyed steels***, Materials Science & Engineering A 651, 951-960, 2016.

<https://www.revistafatorbrasil.com.br>, 2016/acesso em 20/02/2019

https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6582-teste-charpy#.W1-j89VKi70 – acesso em 25/07/2018.

https://www.revistafatorbrasil.com.br/ver_noticia.php?not=334281 acesso em 07/01/2019