

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec

Bruno Antunes dos Santos

**COMPORTAMENTO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 410 E 17-4PH
MICROFUNDIDOS QUANDO SUBMETIDOS A DIFERENTES TAXAS DE
RESFRIAMENTO**

Dissertação para Obtenção do Título de
Mestre em Engenharia Mecânica

Rio Grande
2017

Bruno Antunes dos Santos

COMPORTAMENTO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 410 E 17-4PH
MICROFUNDIDOS QUANDO SUBMETIDOS A DIFERENTES TAXAS DE
RESFRIAMENTO

Orientador: Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros

Rio Grande

2017



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec



Ata nº **04/2017** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos desenhados dias do mês de julho de dois mil e dezessete, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG, as quatorze horas e trinta minutos no Mini Auditório da Escola de Engenharia no Campus Carreiros da Universidade Federal do Rio Grande - FURG, a que se submeteu o mestrando **BRUNO ANTUNES DOS SANTOS**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: **COMPORTAMENTO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 410 E 17-4PH MICROFUNDIDOS QUANDO SUBMETIDOS A DIFERENTES TAXAS DE RESFRIAMENTO** referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores Luciano Volcanoglo Biehl e Vinícius Martins, sob a presidência do Professor Jorge Luis Braz Medeiros. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Jorge Luis Braz Medeiros: APROVADO
2. Luciano Volcanoglo Biehl: APROVADO
3. Vinícius Martins: APROVADO

Foi concedido um prazo de 30 dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. [Assinatura]
CPF: 588.871.210-87
2. [Assinatura]
CPF: 575.195.100-00
3. [Assinatura]
CPF: 971.591.310-53

Bruno Antunes Dos Santos: [Assinatura]

Dedico este trabalho aos meus pais, Luiz e Vera, à minha irmã Priscila, e à minha companheira Aline Rodrigues. Obrigado por tudo!

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, o Professor Jorge Luis Braz Medeiros, e ao Professor Luciano Biehl pelo incentivo ao longo do caminho.

À Universidade Federal do Rio Grande pelo ensino público, gratuito e de qualidade praticados na minha graduação, especialização e mestrado.

À Marinha do Brasil, na pessoa dos meus Comandantes, Imediatos e Chefes, que me possibilitaram a busca pela qualificação acadêmica e profissional, e dos meus pares e subordinados, que tornaram o caminho mais tranquilo.

Aos meus amigos de longa data, Ângelo, Antônio, Diego, Fabiano, Sandro, Ticiano e Willian pela amizade de sempre.

Aos meus pais, Luiz e Vera, e minha irmã, Priscila, pelo suporte, dedicação e amor incondicional.

Em especial à minha companheira de vida, Aline, pelo apoio, amor e incentivo em todos os momentos.

RESUMO

Os aços inoxidáveis representam um grande avanço na tecnologia dos materiais metálicos, os mesmos são classificados como ferríticos, austeníticos, duplex, endurecidos por precipitação e martensíticos. Sua resistência à corrosão é diretamente influenciada pela camada de óxidos de cromo, Cr_2O_3 , com comportamento cerâmico, que forma uma barreira entre os eletrólitos e o substrato. Neste trabalho verificou-se o efeito de diferentes meios de resfriamento na transformação martensítica dos aços inoxidáveis AISI 410 e 17-4PH microfundidos, a composição química dos aços foi analisada por espectrometria de emissão óptica. As amostras de aço AISI 410 foram temperadas a 980 °C e revenidas a 380 °C por 60 minutos, e as de aço 17-4PH foram solubilizadas a 1040 °C e envelhecidas a 480 °C por 60 minutos. Água, óleo e solução aquosa de polímero foram utilizados como meios de resfriamento. Os materiais tiveram suas microdurezas medidas e foram analisados por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e microsonda EDS. Apesar de pequenas variações de composição química em relação aos valores nominais, os resultados da análise por espectrometria de emissão óptica demonstraram-se que os teores dos elementos constituintes das ligas AISI 410 e 17-4PH microfundidos são representativos dos materiais estudados. No aço AISI 410 o resfriamento em água apresentou maiores valores de dureza, entretanto o resfriamento em solução aquosa de polímero apresentou menor dispersão de valores, indicando uma microestrutura mais regular ao longo da amostra. No aço 17-4PH, o resfriamento em solução aquosa de polímero apresentou os maiores valores de dureza e a menor dispersão. Os resultados das análises por microscopia óptica, MEV e microsonda EDS indicam que apesar do elevado volume de segregações, em todas as amostras foi possível a obtenção da microestrutura característica dos dois tipos de aços analisados, após a aplicação de têmpera e revenimento no aço AISI 410 e de solubilização e envelhecimento no aço 17-4PH. Foram observadas maiores quantidades de segregações nas amostras resfriadas em água.

Palavras-chave: AISI 410, 17-4PH, aço inoxidável, tratamento térmico.

ABSTRACT

Stainless steels represent a major advance in the technology of metallic materials, they are classified as ferritic, austenitic, duplex, hardened by precipitation and martensitic. Its corrosion resistance is directly influenced by the ceramic layer of chromium oxides, Cr₂O₃, which forms a barrier between the electrolytes and the substrate. In this work the effect of different cooling media on the martensitic transformation of micro-cast AISI 410 and 17-4PH stainless steels was verified, the chemical composition of the steels was analyzed by optical emission spectrometry. AISI 410 steel samples were tempered at 980 ° C and tempered at 380 ° C for 60 minutes, and 17-4PH steel samples were solubilized at 1040 ° C and aged at 480 ° C for 60 minutes. Water, oil and aqueous polymer solution were used as cooling media. The materials had their microhardnesses measured and were analyzed by optical microscopy, scanning electron microscopy and EDS microprobe. Despite the small variations in the chemical composition with respect to the nominal values, the results of the optical emission spectrometry analysis showed that the contents of the constituent elements of the microfused AISI 410 and 17-4PH alloys are representative of the materials studied. In the AISI 410 steel the cooling in water had higher values of hardness, however the cooling in aqueous solution of polymer presented less dispersion of values, indicating a more regular microstructure throughout the sample. In the 17-4PH steel, the aqueous solution cooling showed the highest values of hardness and the lowest dispersion. The results of optical microscopy, SEM analysis and EDS microprobe indicate that in spite of the high volume of segregation, it was possible to obtain the characteristic microstructure of the two types of steels after the application of quenching and tempering in AISI 410 steel and solubilization and aging in 17-4PH steel. Higher amounts of segregation were observed in the samples cooled in water.

Keywords: AISI 410, 17-4PH, stainless steel, heat treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Famílias dos aços inoxidáveis.....	15
Figura 2: Derivações do aço inoxidável AISI 410.....	16
Figura 3: Propriedades do aço inoxidável AISI 310 encruado.....	19
Figura 4: Variação do limite de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos.....	19
Figura 5: Efeito do nitrogênio na resistência mecânica dos aços inoxidáveis austeníticos.....	20
Figura 6: Micrografias obtidas por microscopia óptica: (a) Condição Solubilizada. (b) Tratada a 675 °C/1000 s.....	21
Figura 7: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.....	23
Figura 8: Diagrama TTT para o aço AISI 410.....	24
Figura 9: Comportamento do módulo de Young.....	26
Figura 10: Parâmetros de tratamentos térmicos e de deformação a quente.....	26
Figura 11: Variação de Ms em função da taxa de resfriamento.....	27
Figura 12: Diagrama de revenimento do aço AISI 410.....	27
Figura 13: Metalografia de uma amostra de aço 17-4PH solubilizada a 1040 °C.....	29
Figura 14: Micrografia de uma amostra de aço 17-4PH solubilizada.....	30
Figura 15: Efeito tempo/temperatura de envelhecimento sobre a dureza do aço 17-4PH.....	31
Figura 16: Micrografia do aço inoxidável AISI 17-4 envelhecido a 480 °C por 1 h.....	31
Figura 17: Micrografia do aço AISI 17-4PH envelhecido a 620 °C por 4 h.....	32
Figura 18: Micrografia do aço 17-4PH envelhecido a 620 °C por 4 h.....	32
Figura 19: Fluxograma de um processo de microfusão.....	33
Figura 20: Estrutura dendrítica.....	34
Figura 21: Representação esquemática dos fenômenos de solidificação dendrítica.....	35
Figura 22: Influência do meio de resfriamento nas curvas de resfriamento.....	39
Figura 23: Curva e estágios de resfriamento.....	40
Figura 24: Rompimento da película de vapor de uma peça cilíndrica resfriada em água.....	41
Figura 25: Resfriamento de uma peça cilíndrica em óleo.....	42
Figura 26: Resfriamento de uma peça cilíndrica em solução aquosa de polímero.....	43
Figura 27: Gradientes de resfriamento em água (A) e em solução de PAG (B).....	43
Figura 28: Fluxograma das etapas do estudo.....	44
Figura 29: Materiais de partida.....	45
Figura 30: Amostras de aço 17-4PH.....	45
Figura 31: Micrografia do aço AISI 410 temperado em óleo nas escalas indicadas.....	53
Figura 32: Micrografia do aço AISI 410 temperado em água nas escalas indicadas.....	53
Figura 33: Micrografia do aço AISI 410 temperado em polímero nas escalas indicadas.....	54
Figura 34: Micrografia do aço 17-4PH resfriadas em óleo nas escalas indicadas.....	55
Figura 35: Micrografia do aço 17-4PH resfriadas em água nas escalas indicadas.....	55
Figura 36: Micrografia do aço 17-4PH resfriadas em água nas escalas indicadas.....	55
Figura 37: Micrografia obtida por MEV do aço AISI 410 resfriado em óleo.....	57
Figura 38: Resultados da análise por EDS do aço AISI 410 resfriado em óleo.....	58
Figura 39: Micrografia obtida por MEV do aço AISI 410 resfriado em água.....	59
Figura 40: Resultados da análise por EDS do aço AISI 410 resfriado em água.....	60
Figura 41: Micrografia obtida por MEV do aço AISI 410 resfriado em polímero.....	61
Figura 42: Resultados da análise por EDS do aço AISI 410 resfriado em polímero.....	62
Figura 43: Micrografia obtida por MEV do aço 17-4PH resfriado em óleo.....	63

Figura 44: Resultados da análise por EDS do aço 17-4PH resfriado em óleo.....	65
Figura 45: Micrografia obtida por MEV do aço 17-4PH resfriado em água.....	66
Figura 46: Resultados da análise por EDS do aço 17-4PH resfriado em água.....	67
Figura 47: Micrografia obtida por MEV do aço 17-4PH resfriado em polímero.....	68
Figura 48: Resultados da análise por EDS do aço 17-4PH resfriado em polímero..	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Efeito dos elementos de liga.....	16
Tabela 2: Composição química do aço AISI 410.....	25
Tabela 3: Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados por Wolfenden, 1983.....	27
Tabela 4: Composição química do aço 17-4PH.....	30
Tabela 5: Composição química do aço AISI 410 analisado (% em peso).....	50
Tabela 6: Composição química do aço 17-4PH analisado (% em peso).....	50
Tabela 7: Dureza HV - AISI 410.....	52
Tabela 8: Dureza HV - 17-4PH.....	53
Tabela 9: Composição por ponto obtida por EDS do aço AISI 410 resfriado em óleo (% peso).....	59
Tabela 10: Composição por ponto obtida por EDS do aço AISI 410 resfriado em água (% peso).....	62
Tabela 11: Composição por ponto obtida por EDS do aço AISI 410 resfriado em polímero (% peso).....	65
Tabela 12: Composição por ponto obtida por EDS do aço 17-4PH resfriado em óleo (% peso).....	68
Tabela 13: Composição por ponto obtida por EDS do aço 17-4PH resfriado em água (% peso).....	70
Tabela 14: Composição por ponto obtida por EDS do aço 17-4PH resfriado em polímero (% peso).....	72

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	12
2. REVISÃO DE LITERATURA.....	14
2.1 Aços Inoxidáveis.....	14
2.2. Efeitos dos elementos de liga nos aços inoxidáveis.....	15
2.3 Tipos de aços inoxidáveis.....	16
2.3.1. Aços inoxidáveis martensíticos.....	16
2.3.2. Aços inoxidáveis ferríticos.....	18
2.3.3. Aços inoxidáveis austeníticos.....	19
2.3.4. Aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos (Duplex).....	21
2.3.5. Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.....	22
2.4. Aço inoxidável AISI 410.....	23
2.5. Aço inoxidável 17-4PH.....	29
2.6. Aços microfundidos.....	34
2.7. Segregações em aços microfundidos.....	37
2.7.1. Microsegregações.....	37
2.7.2. Macrosegregação.....	38
2.8. Tratamentos Térmicos.....	38
2.8.1. Têmpera e revenimento.....	38
2.8.2. Solubilização e envelhecimento.....	39
2.8.3. Taxa de resfriamento.....	40
2.8.4. Meios de resfriamento.....	41
2.8.4.1. Mecanismos de resfriamento por imersão.....	42
2.8.4.2. Água.....	42
2.8.4.3. Óleo.....	43
2.8.4.4. Polímero.....	44
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	46
3.1. MATERIAIS DE PARTIDA.....	46
3.2. Caracterização inicial.....	47
3.3. Tratamentos térmicos.....	47
3.4. Caracterização microestrutural por microscopia óptica.....	48
3.5. Ensaio de dureza por microdureza.....	48
3.6. Caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura.....	48
3.7. Mapeamento por espectrometria de energia dispersiva.....	48
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	50
4.1. Composição Química dos Aços Inoxidáveis.....	50
4.2. Microdureza.....	51
4.3. Caracterização microestrutural por microscopia óptica.....	54
4.4. Caracterização por MEV/EDS.....	58
5. CONCLUSÕES.....	72
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	73

1. INTRODUÇÃO

A resistência à corrosão observada nos aços inoxidáveis é proporcionada pelo elevado teor de cromo, acima de 12% em peso. Essa resistência é atribuída a formação de uma fina película superficial de óxidos de cromo que isola o substrato do meio agressivo e atua com uma barreira protetora (SMITH, 1993). Apesar da denominação inoxidável, sob determinadas condições os mesmos estão suscetíveis a diferentes formas de corrosão (JUNIOR, 2016).

A adição de elementos de liga na composição química dos aços inoxidáveis almeja incrementar as propriedades mecânicas, a resistência à corrosão ou mesmo corrigir algum aspecto negativo pontual de uma liga. Além disso, altera a microestrutura dos aços originando diferentes classes do material, as principais famílias de aços inoxidáveis são: martensíticos, austeníticos, ferríticos, duplex e endurecíveis por precipitação (SILVA, 2010).

São processados por diversos métodos de fabricação, entre eles o de microfusão que, em virtude das dificuldades de controle da composição química das ligas e das características dos processos de solidificação que cria estruturas dendríticas, apresenta regiões com altos teores de segregações que comprometem as características das peças microfundidas. Assim, faz-se mister a realização de tratamentos térmicos para dissolver as segregações na matriz da microestrutura e melhorar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão (KURZ e FISSHER 1992).

Nos aços inoxidáveis austenítico AISI 410 e endurecido por precipitação 17-4PH os tratamentos térmicos aplicados são têmpera e revenimento; e solubilização e envelhecimento, respectivamente (SILVA, 2010).

Os tratamentos térmicos alteram a microestrutura dos aços e necessitam que um controle preciso dos parâmetros empregados em cada liga para a obtenção das características desejadas, a temperatura, o tempo e a taxa de resfriamento são os parâmetros mais importantes. A taxa de resfriamento é influenciada por diversos fatores, sendo o meio de resfriamento um dos principais (FARAH, 2002).

A água e o óleo são meios de resfriamento amplamente utilizados, entretanto apresentam desvantagens que vão desde a alta severidade de têmpera proporcionada pela água, que pode resultar em distorções nas peças tratadas aos riscos ambientais inerentes aos óleos minerais. Com a finalidade de reduzir os

efeitos adversos e os riscos envolvidos na utilização de água e óleo, mais recentemente passaram a ser empregadas soluções aquosas de polímeros nos tratamentos térmicos. Tais soluções apresentam bons resultados e podem atingir taxas de resfriamento próximas as da água ou do óleo variando-se a concentração de polímero na solução (FARAH, 2010; KNOLL, 2009).

Portanto, neste trabalho o objetivo principal foi avaliar o efeito da aplicação de diferentes taxas de resfriamento nos tratamentos térmicos dos aços inoxidáveis microfundidos martensítico AISI 410 e endurecível por precipitação 17-4PH pela variação do meio de resfriamento. Paralelamente, objetivou-se caracterizar as microestruturas dos aços inoxidáveis microfundidos, avaliar o efeito dos meios de resfriamento na severidade da transformação martensítica, mapear as microdurezas e verificar os tipos de segregações encontradas no aços.

2. REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços são denominados inoxidáveis quando apresentam em sua composição teores de Cr maiores que 12%, foram desenvolvidos inicialmente em torno do ano de 1910 por países como Alemanha, Inglaterra Estados Unidos, simultaneamente, suas primeiras aplicações ocorreram nas áreas de alimentos e médicas. Atualmente são amplamente utilizados nos diversos ramos industriais e na confecção de objetos simples utilizados no dia a dia, como talheres, cubas e utensílios de cozinha. Como fator limitante da sua maior utilização na indústria apresentam maiores custos e maiores dificuldades de processamento, seja por usinagem, conformação ou soldagem, quando comparados aos aços ao carbono (SILVA, 2010; PADILHA e GUEDES, 1994).

Possuem como elementos principais em sua composição química o ferro, o carbono e o cromo, podendo ainda apresentar elementos de liga como, por exemplo, o níquel e o molibdênio. A composição varia em função das operações de fabricação a que foram submetidos e das propriedades finais desejadas. Como regra, possuem boa resistência à corrosão, podendo apresentar ainda boas propriedades, como tenacidade e resistência mecânica, inclusive em altas temperaturas (SALES, 2013).

O teor de Cr livre na matriz confere aos aços inoxidáveis a capacidade de formação de uma camada superficial de óxidos, esta camada apresenta-se na forma de uma fina película autorregenerativa, aderente, não porosa e com características cerâmicas, denominada de película passiva. Ela atua como uma barreira que isola o aço da ação dos agentes corrosivos presentes no meio onde ele é empregado, possuindo apenas alguns nanômetros de espessura, minimiza ou anula a interação do substrato com o eletrólito, conferindo assim grande a resistência à corrosão. Elementos de liga como molibdênio, níquel e nitrogênio influenciam na formação da película passiva dando ao aço maior resistência à corrosão. (SEDRICKS, 1996; LO, *et al.*, 2009; NINGSHEN *et al.*, 2007).

Apesar de universalmente aceita, a denominação de aço inoxidável dada às ligas com teores de cromo superiores a 12% em peso não é correta, pois em determinadas condições e sob a exposição a alguns agentes agressivos ocorre a dissolução ou o rompimento da camada passiva. Assim os aços inoxidáveis passam a estar sujeitos à ocorrência de oxidação que pode apresentar-se na forma de

corrosão por pites, corrosão intergranular ou corrosão sob tensão (VILLARES, 1995; NINGSHEN *et al*, 2007).

2.2. Efeitos dos elementos de liga nos aços inoxidáveis

A adição de diferentes elementos de liga nos aços inoxidáveis visa a obtenção de determinadas propriedades ou mesmo uma melhora em um aspecto pontual como resistência à corrosão, por exemplo. A Tabela 1 apresenta o efeito dos principais elementos de liga utilizados nos aços inoxidáveis.

Tabela 1: Efeito dos elementos de liga.

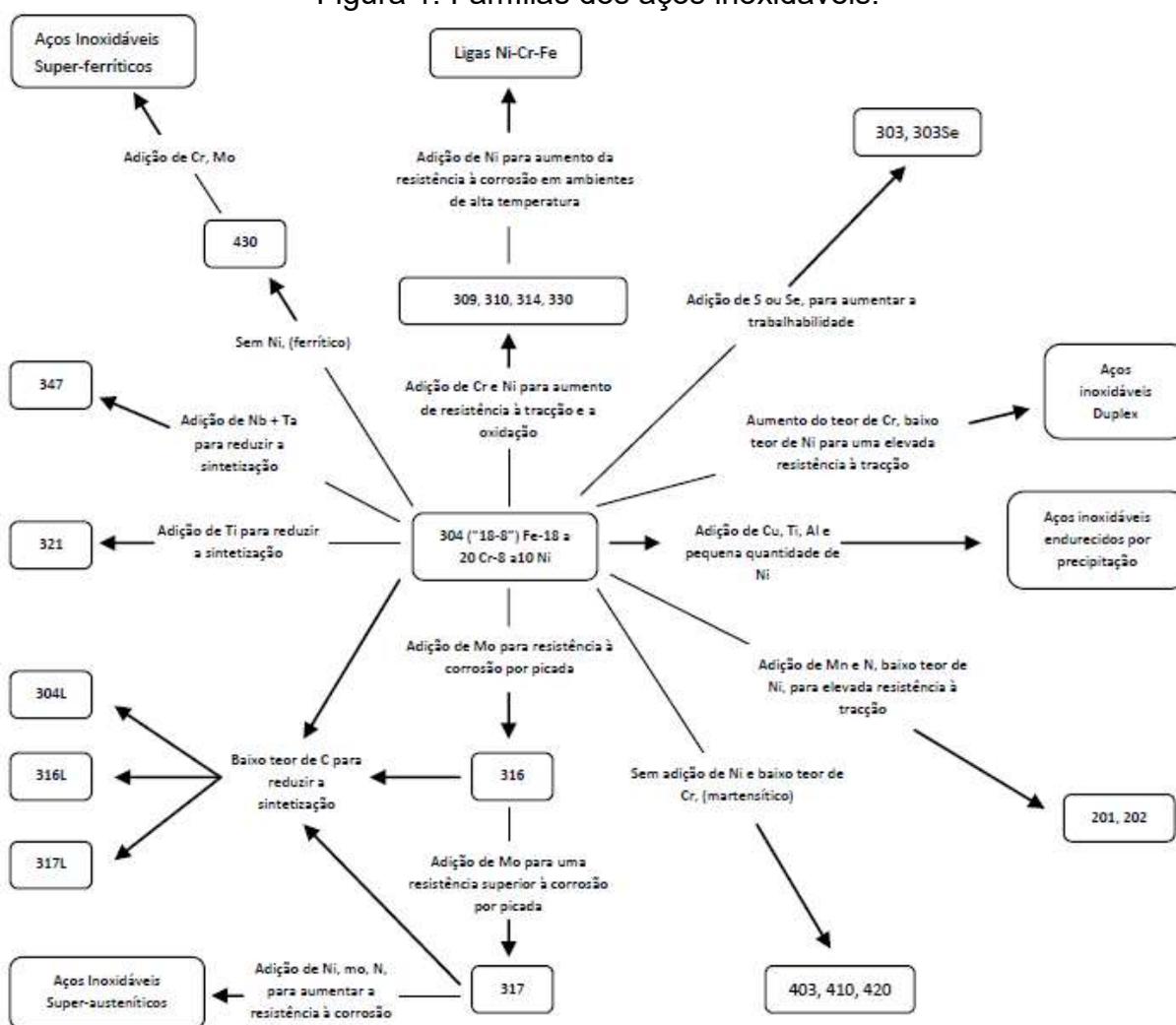
Elemento	Efeito
Cromo	Tem ação sobre a resistência à corrosão dos aço inoxidáveis. Atua na formação de precipitados gerando endurecimento secundário (SILVA, 2010).
Níquel	Confere aos aços inoxidáveis ductilidade, resistência mecânica e soldabilidade. Torna o aço não magnético (TREMARIN, 2007)
Molibdênio	Tem ação sobre a passividade e a resistência química dos aços inoxidáveis, quando associado ao cromo, melhora a resistência à corrosão por pites e fresta (HIGGINS, 1982).
Manganês	Atua atenuando os efeitos de impurezas danosas aos aços. Pequenas quantidades deste elemento associado ao níquel melhoram a resistência mecânica (HIGGINS, 1982).
Silício	Aumenta a resistência à corrosão em temperaturas elevadas. (HIGGINS, 1982).
Nitrogênio	Associado ao molibdênio e o cromo aumenta a resistência à corrosão. Teores de 0,1 a 0,3% aumentam a resistência à corrosão por pites (SEDRIKS, 1986).
Carbono	Aumenta a resistência mecânica, associado ao cromo reduz a resistência à corrosão (SEDRIKS, 1986).
Alumínio	Aumenta a resistência à corrosão em temperaturas elevadas, quando dissolvido em excesso na ferrita fragiliza o aço (HIGGINS, 1982).
Cobre	Atua na formação de precipitados aumentando a resistência mecânica (SILVA, 2010).
Nióbio	Atua na redução da sensitização (SILVA, 2010).

Fonte: Próprio autor.

2.3 Tipos de aços inoxidáveis

Apesar de não haver há consenso entre os autores (SILVA, 2010; COUTINHO, 1992) acerca da quantidade e nomenclatura atribuída aos diferentes tipos de aços inoxidáveis, todos consideram a microestrutura como critério de classificação. Silva (2010) agrupa os aços inoxidáveis em cinco categorias básicas: martensíticos, ferríticos, austeníticos, ferríticos-austeníticos e endurecidos por precipitação. As famílias dos aços inoxidáveis e suas derivações são ilustrados na Figura 1.

Figura 1: Famílias dos aços inoxidáveis.



Fonte: Chaporova e Kudryavtseva, 1978.

2.3.1. Aços inoxidáveis martensíticos

São as ligas de Fe e Cr, com teor de Cr na faixa de 11 a 18%, e teor de C acima de 0,1%, apresentam estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado. O Fe e

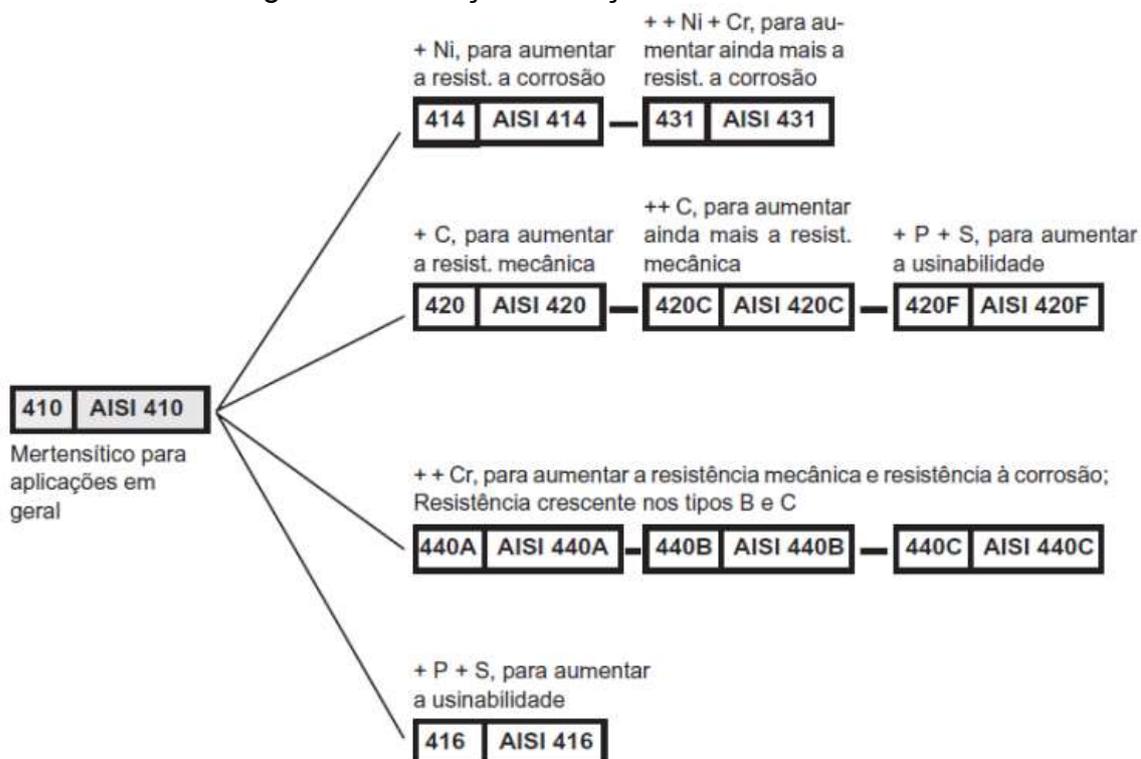
o Cr presentes na liga interceptam o campo austenítico no diagrama de fases, o que torna-os endurecíveis por tratamento térmico de têmpera (LIMA, 2005). São magnéticos e sua utilização, devido ao alto teor de C ocasiona uma grande quantidade de peças defeituosas com altos índices de trincas à quente, micro rechupes e inclusões. Estes defeitos são decorrentes, principalmente, de um amplo intervalo entre as linhas *liquidus* e *solidus*. (GRACIOSO, 2003).

Na década de 60, com a finalidade de reduzir os defeitos que surgem durante a solidificação dos aços inoxidáveis martensíticos, foram desenvolvidos os aços inoxidáveis martensíticos macios, com menores teores de C e adições de níquel e molibdênio (NALBONE, 1982).

Tal família de aços inoxidáveis pode ser considerada equivalente à família dos aços para têmpera e revenimento, com a principal diferença de apresentar elevados teores de cromo. A ação do cromo na liga eleva a temperabilidade do material e a resistência ao amolecimento no revenimento (SILVA, 2010).

A Figura 2 ilustra as derivações obtidas do aço AISI 410 pela adição ou variação dos teores de elementos de liga.

Figura 2: Derivações do aço inoxidável AISI 410.



Fonte: Gerdau, 2009.

Mais recentemente foram desenvolvidos aços inoxidáveis martensíticos com adição de nitrogênio e níquel e menores teores de C, tais aços apresentam melhor

tenacidade, soldabilidade e resistência à corrosão e continuam em desenvolvimento para atender o mercado que necessita de materiais mais fáceis de processar e com melhores propriedades mecânicas (CRAWFORD, 1982).

O aço inoxidável AISI 410 pode ser considerado o material de base da classe dos martensíticos, possui teor de Cr na faixa de 11,5 a 13,5% e até 0,15% de C (LESLIE, 1981).

2.3.2. Aços inoxidáveis ferríticos

São ligas de Fe-Cr, com Cr na faixa de 11 a 27%, com teor de C menor que 0,08% e pequena quantidade de C e N. Podem ter adições, em pequenas quantidades de Mn, Si, Al, Ni, Mo, ou Ti (LACOMBE, 2000; SILVA, 2000; LESLIE, 1981). Em temperatura ambiente possuem a estrutura cristalina do ferro puro, cúbica de corpo centrado, diferenciando a classe dos ferríticos das demais classes de aços inoxidáveis.

As baixas solubilidades do C e do N associadas às elevadas velocidades de dispersão na matriz ferrítica tornam os aços inoxidáveis ferríticos criticamente suscetíveis à sensitização, tal inconveniente apresentado pelo material é amenizado pela manutenção das quantidades de C e N as mais baixas possíveis e pela adição de Ti e Nb que atuam como estabilizadores ligando-se preferencialmente ao C e ao N ficando assim o Cr dissolvido na matriz ferrítica (SMITH, 1993). Não há ocorrência de martensita quando os aços inoxidáveis ferríticos são estabilizados pela adição de Ti e Nb, isoladamente ou combinados, assim a soldabilidade, a formabilidade e a resistência à corrosão são melhoradas (ACESITA, 2004 *apud* CASTRO, 2005).

Devido aos baixos teores de C, não há formação de martensita suficiente para o endurecimento por têmpera, haja vista que a fragilidade causada pela martensita anula os pequenos ganhos de endurecimento obtidos, a matriz ferrítica é garantida por recozimento (SILVA, 2000). O controle da precipitação de carbonetos e nitretos promovem aumentos nos limites de escoamento e de resistência, sem implicações negativas na ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão (SMITH, 1993).

Em comparação aos aços inoxidáveis austeníticos, os ferríticos, em determinados casos, apresentam melhores propriedades de resistência à fadiga térmica, pelo baixo coeficiente de dilatação, e de resistência à corrosão sob tensão,

por exemplo. Tal característica é explicada pelo menor concentração e tensões da estrutura cúbica de corpo centrado, pois seu modo de deformação é cruzado, com diversos sistemas de deslizamento atuando ao mesmo tempo, diferentemente da estrutura cúbica de faces centradas que tem um modo de deformações planar que caracteriza-se pelo acúmulo de deslocamentos internos em determinados planos originando maior concentração de tensões. (GIOSA, 2003).

As baixas quantidades de Ni ou mesmo a sua ausência nos ferríticos faz com que sejam competitivos em aspectos de custos em relação aos austeníticos. Apresentam como característica negativa a limitação para utilização em aplicações criogênicas em função da transição dúctil-frágil (LACOMBE, 2000).

2.3.3. Aços inoxidáveis austeníticos

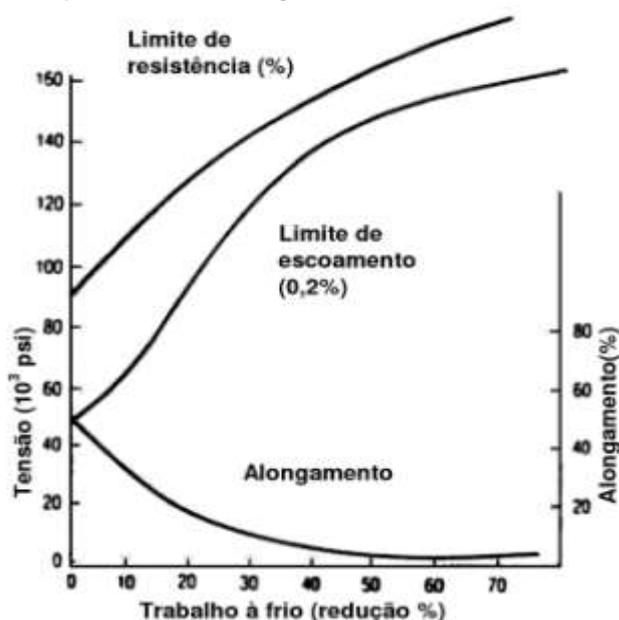
Respondendo por aproximadamente 2/3 da produção mundial de aços inoxidáveis, os austeníticos são tidos como a classe mais comum dos inoxidáveis (PADILHA e RIOS, 2002; COLPAERT, 2008; SILVA, 2010). Tem estrutura cristalina cúbica de face centrada, não são magnéticos e apresentam entre os diversos tipos de aços inoxidáveis o maior número variações de composições (MEDEIROS, 2015).

São ligas Fe-Cr com adição de elementos austenitizantes como o níquel o manganês e o nitrogênio, contém normalmente de 16 a 26% de Cr, até 35% de Ni, até 15% de Mn e baixíssimo teor de C, podendo chegar a 0,02%. São endurecidos por deformação plástica, apresentam alta resistência à corrosão, excelentes propriedades criogênicas e boa resistência mecânica em altas temperaturas (LIMA, 2005).

Nos aços inoxidáveis austeníticos mais comuns o limite de escoamento é considerado baixo, da ordem de 200 a 250 MPa, como alternativa para melhor esta característica de tais ligas tem-se o encruamento por deformação a frio, pois a baixa energia de defeito de empilhamento associada a formação de martensita induzida por deformação proporcionam elevada taxa de encruamento possibilitando atingir limites de escoamento da ordem de 1200 MPa. Entretanto, o aquecimento da liga encruada pode causar reversão da martensita e até recristalização com consequente queda na resistência mecânica (PADILHA e RIOS, 2003).

A Figura 3 apresenta o comportamento das propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 310 em função da deformação plástica a frio.

Figura 3: Propriedades do aço inoxidável AISI 310 encruado.

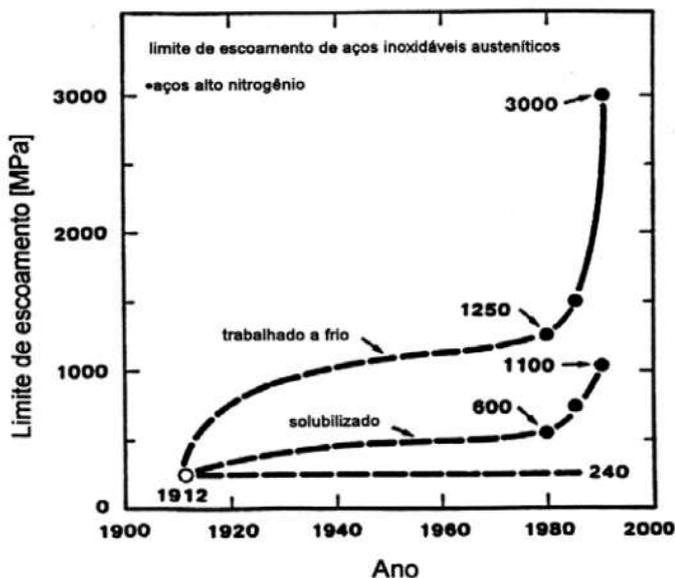


Fonte: Silva, 2010.

Os aços inoxidáveis austeníticos classificam-se como estáveis e metaestáveis. Os estáveis mantêm a estrutura austenítica após considerável deformação a frio. Ao passo que os metaestáveis alteram sua estrutura para martensítica ou acicular (SILVA, 2010).

Na Figura 4 é possível observar que o limite de escoamento dos aços austeníticos cresceu timidamente até a década de 80, a partir daí a adição de elevados teores de nitrogênio nas ligas permitiu um salto nos valores do limite de escoamento.

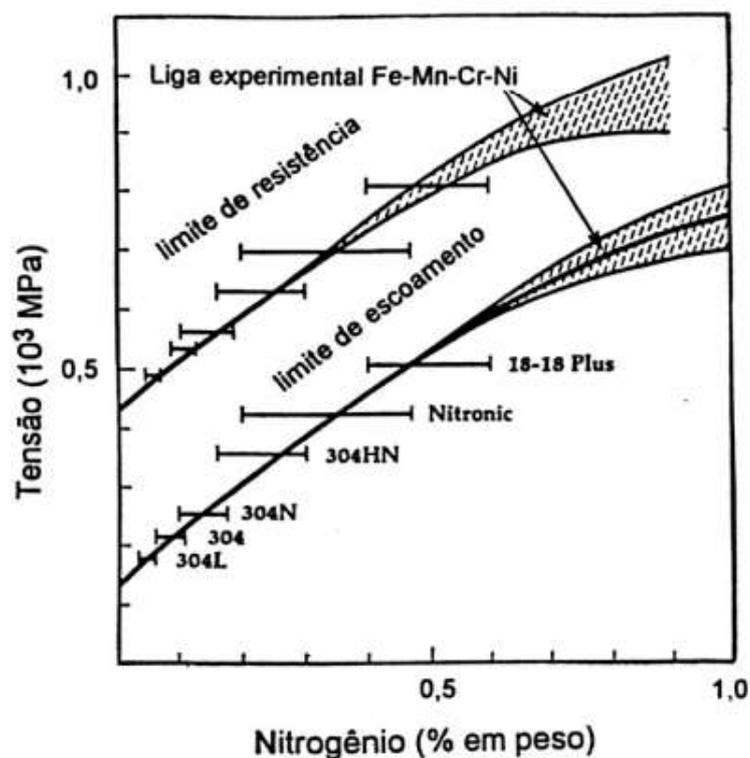
Figura 4: Variação do limite de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos.



Fonte: Speidel, 1992.

A Figura 4 apresenta a evolução dos limites e resistência e de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos em função do aumento dos teores de N das referidas ligas.

Figura 5: Efeito do nitrogênio na resistência mecânica dos aços inoxidáveis austeníticos.



Fonte: Lee, 2006.

2.3.4. Aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos (Duplex)

São ligas Fe-Cr-Ni que apresentam microestruturas compostas por duas fases, uma ferrítica e outra austenítica. A austenítica apresenta-se na forma de ilhas de morfologia arredondada na matriz de ferrita, com uma concentração de aproximadamente 50% em volume. Tal concentração proporciona um balanceamento correto entre as fases, dependendo do fabricante o balanço de fases pode variar. A estrutura do material é obtida com o controle da composição da liga e dos parâmetros de tratamento térmico (MARTINS, 2006; SUUTALA, 1980).

Desenvolvidos para pesquisas sobre o efeito das frações volumétricas crescentes de ferrita nos aços austeníticos, foi constatado que este aumento de ferrita proporcionava um maior limite de escoamento, posteriormente foram introduzidos elementos de liga como Cu e Mo que permitiram melhoras nas propriedades de tais aços por possibilitarem o endurecimento por precipitação. Neste ponto do desenvolvimento dos duplex, já era observada uma resistência mecânica maior do

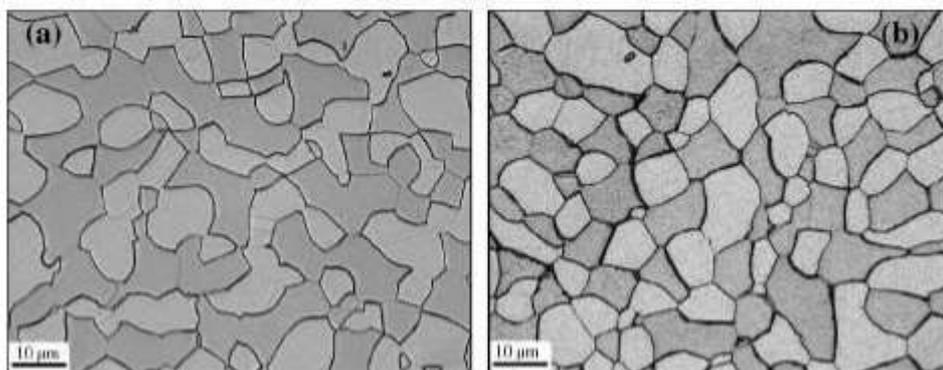
que a dos aços inoxidáveis austeníticos, pior desempenho no processamento, boa resistência à corrosão uniforme e intergranular e suscetibilidade à corrosão por pites, já que a ferrita apresentava-se enriquecida em Cr e Mo, tal problema só foi solucionado com a introdução de teores mais altos de Ni (INFOMET, 2017).

Os teores de Cr e Ni mais comumente encontrados nos aços inoxidáveis duplex são de 20 a 30% de Cr e de 5 a 10% de Ni, o teor de carbono é menor que 0,03% e elementos como Mn, N, W e Cu são utilizados como elementos de liga alterando sua microestrutura e suas propriedades (REICK *et al*, 1992).

Além da ferrita e da austenita uma variedade de fases podem formar-se nos aços duplex durante o tratamento térmico de envelhecimento, tais fases apresentam-se na forma de precipitados (MARTINS, 2006). As ligas mais comuns são: 2304, 2205 e 2507. A Figura 6 mostra a micrografia típica dos aços inoxidáveis duplex em duas condições diferentes, na condição solubilizada não é observada a ocorrência de precipitados nos contornos de grãos, na condição envelhecida os precipitados estão presentes.

2.3.5. Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Figura 6: Micrografias obtidas por microscopia óptica: (a) Condição Solubilizada. (b) Tratada a 675 °C/1000 s.



Fonte: Domínguez e Newman, 2006.

Desenvolvidos deste a década de 1940, os aços endurecíveis por precipitação foram criados a partir de aços austeníticos clássicos que tiveram o seu teor de níquel reduzido e que sofreram a adição elementos de ligas que favorecem a formação de precipitados, com o passar dos anos difundiram-se na indústria e passaram a ser utilizados em diversos ramos (SILVA, 2010), foram desenvolvidos para atender a necessidade da indústria aeroespacial por um material com boas características de resistência à corrosão e resistência mecânica em temperaturas elevadas, soldabilidade e ductilidade (CASTELETTI, 2010). Atualmente são

utilizados em uma ampla gama de aplicações nas áreas médica, aeroespacial, automobilística, nuclear e de petróleo (MEDEIROS, 2015). É utilizado ainda em alguns casos específicos da indústria de moldes de injeção de plásticos, entretanto o seu alto custo em relação aos aços inoxidáveis martensíticos apresenta-se como empecilho para maior utilização neste ramo (RIBEIRO, 2009).

O endurecimento e aumento de resistência mecânica se dão por tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, no qual ocorre a precipitação dos compostos intermetálicos de Cu, Al, Mo, Ti, Nb (LI *et al.*, 2008; BRESSAN, 2008), podendo haver superenvelhecimento em determinadas temperaturas.

O tipo de precipitado dependerá da composição da liga, quando dispersos uniformemente na matriz impedem o deslocamento das discordâncias, maiores tempos e temperaturas de envelhecimento favorecem o aumento e o coalescimento dos precipitados, reduzindo a resistência mecânica. (BERALDO, 2013)

Dentro da classe dos endurecíveis por precipitação há uma divisão em três subclasses, que são os austeníticos, os semiausteníticos e os martensíticos, as composições químicas devem ser finamente balanceadas para proporcionarem a ocorrência de dois mecanismos de endurecimento, o primeiro é a da transformação da austenita em martensita e o segundo a precipitação de compostos intermetálicos (PECKNER *et al.*, 1977). O aço inoxidável endurecível por precipitação mais comum é o 17-4PH.

2.4. Aço inoxidável AISI 410

O aço inoxidável AISI 410 pertence à classe dos aços inoxidáveis martensíticos, sendo o material básico da mesma, é também especificado pelas normas ABNT NBR 5601 Tipo 410, ASTM A 276-81a Tipo 410, SAE 51410 DIN X 10 Cr 13, Wnr 1.4006, UNS S41000, BS 970:1970 Tipo 410S41 e JIS G 4303-81 Tipo SUS 410 (VILLARES, 2004).

Seu uso é consolidado em diversos ramos industriais onde se deseja a aplicação de um material com alta resistência mecânica e elevada resistência à corrosão. Como exemplos de utilização prática pode-se citar a aplicação em componentes de válvulas, turbinas e bombas. É aplicado ainda como revestimento duro em elementos mecânicos onde se deseja resistência ao desgaste (LIPPOL, 2005). A Tabela 2 exibe a composição química nominal do aço inoxidável AISI 410.

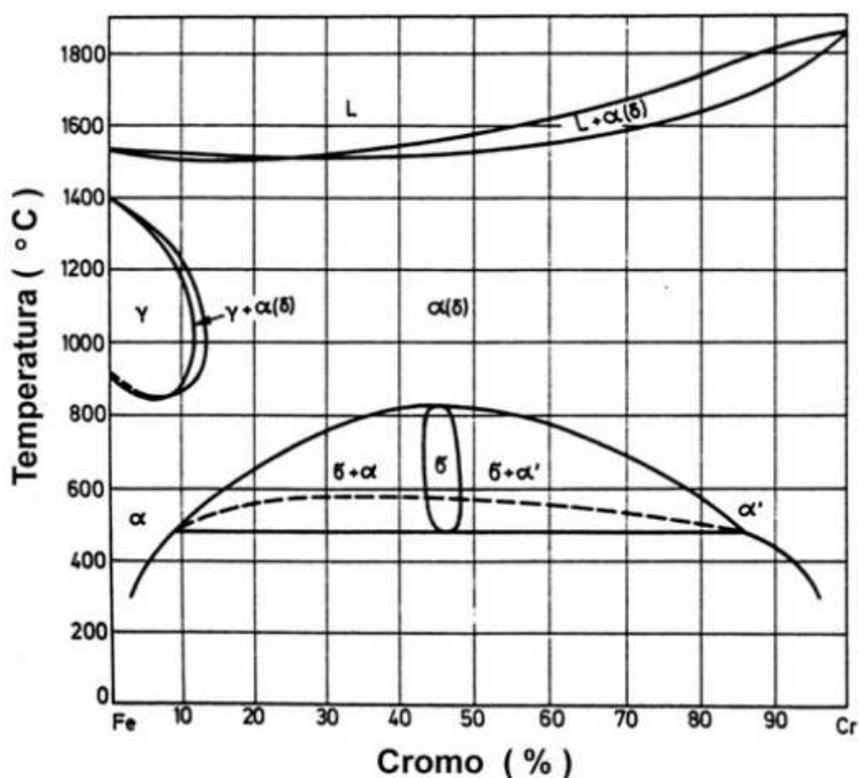
Tabela 2: Composição química do aço AISI 410.

Cr	C	Mn	Si	P	S	Fe
11,5-13,5	0,15	1	1	0,04	0,03	Balanço

Fonte: ASM,1993.

A composição química do aço AISI 410 dá ao material a capacidade de desenvolver estrutura martensítica a partir do resfriamento quando submetido a um tratamento de austenitização (SMITH, 1993). A Figura 7 mostra o diagrama de equilíbrio Fe-Cr que ilustra o efeito do teor de cromo no material, nela pode-se observar o limite do campo austenítico próximo a 12 % de cromo e a ação ferritizante do elemento, que além de contrair o campo gama, desloca a composição eutetóide para 0,35%, aumenta a temperatura eutetóide e reduz a solubilidade máxima do carbono na austenita para 0,7%.

Figura 7: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.



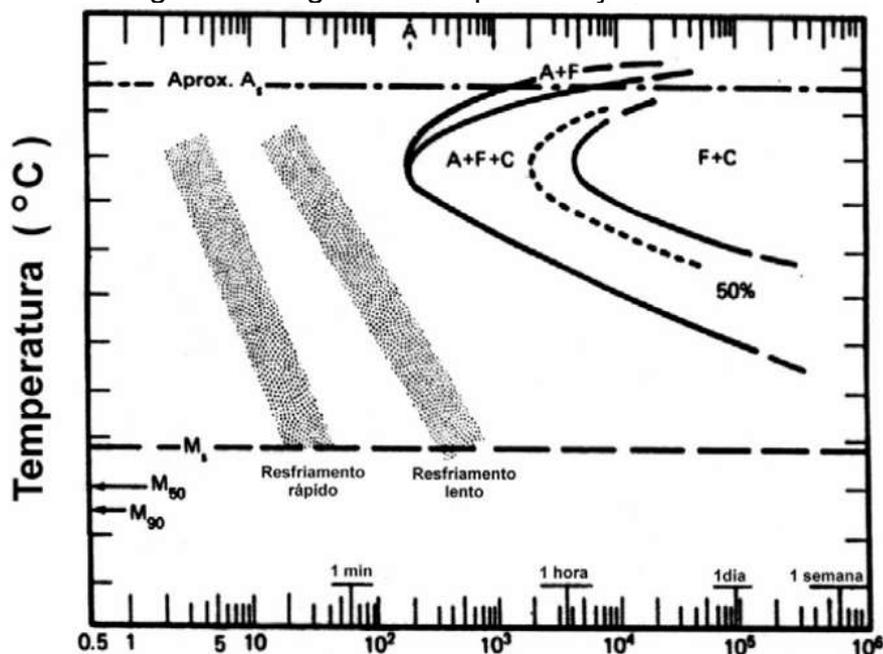
Fonte: Folkhard, 1988.

A obtenção de estrutura totalmente martensítica, por meio de tratamento térmico, está condicionada em atingir o campo austenítico limitado pela composição química do aço (HENKE, 2014).

Sob a óptica metalúrgica o aço AISI 410 apresenta, no tratamento térmico de têmpera e revenimento, comportamento similar aos aços carbono e aços baixa liga

temperáveis. O alto teor de cromo do material permite o resfriamento a velocidades bastante lentas como pode observado no diagrama TTT – Tempo, Temperatura e Transformação (Figura 8) para o aço inoxidável martensítico AISI 410 (HENKE, 2014).

Figura 8: Diagrama TTT para o aço AISI 410.



Fonte: Welding Handbook, 1982.

A Figura 8 mostra o efeito do elevado teor de Cr do aço AISI 410 que provoca o deslocamento do cotovelo do diagrama para a direita, tal deslocamento se traduz em velocidades de resfriamento baixas para a obtenção da estrutura martensítica no material.

Usualmente o aço inoxidável AISI 410 é submetido aos tratamentos térmicos de recozimento, têmpera e revenimento e de endurecimento superficial. A temperatura de têmpera varia na faixa de 930 até 1010 °C, temperaturas acima desta faixa podem provocar o crescimento excessivo do grão austenítico e também o aparecimento da fase delta, que resulta em queda da dureza, enquanto que temperaturas inferiores não são suficientes para dissolver a quantidade máxima de carbonetos e homogeneizar a estrutura, utiliza-se como meio de resfriamento o ar ou o óleo. O revenimento é realizado basicamente em duas faixas de temperaturas, a primeira para a obtenção de elevada resistência mecânica com temperaturas variando de 200 até 380 °C e a segunda quando se deseja melhores características de ductilidade e tenacidade em detrimento da dureza e resistência mecânica com

temperaturas variando na faixa de 600 até 650 °C. Temperaturas situadas na faixa de 400 até 600 °C não são utilizadas pois provocam uma queda acentuada na tenacidade e na resistência à corrosão, tal fenômeno é conhecido como fragilidade do revenido. Em aplicações onde é necessária elevada dureza superficial são aplicados tratamento de endurecimento superficial associados ao tratamento de têmpera e revenimento. (BARBOSA *et al*, 1976).

Pereira (2001) estudou o efeito de reparos com operações de soldagem no aço AISI 410 pela técnica de dupla camada e concluiu que o material responde bem ao revenimento causado por passes subsequentes tendo em vista que seus experimentos demonstraram que há uma redução da dureza da zona termicamente afetada em uma faixa equivalente em largura à área endurecida e com tenacidade em valores próximos aos previstos para o metal de base temperado e revenido.

Wolfenden (1983), analisou os efeitos de diferentes parâmetros de revenimento no aço AISI 410 sobre o módulo de Young do material. Para tal realizou a têmpera a partir da temperatura de 960 °C com resfriamento em óleo em quatro amostras austenitizadas e posteriormente aplicou o revenimento conforme especificado na Tabela 3.

Tabela 3: Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados por Wolfenden, 1983.

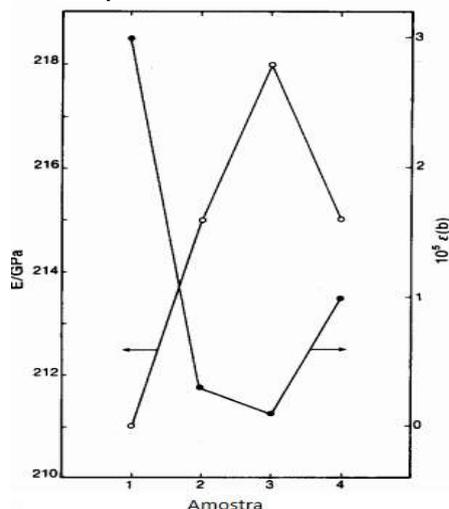
Amostra	Têmpera	Revenimento
1	960 °C	250 °C / 1 h
2	960 °C	650 °C / 1,5 h
3	960 °C	650 °C / 3 h
4	960 °C	780 °C / 1 h

Fonte: Wolfenden, 1983.

Dos seus experimentos Wolfenden (1983) concluiu que o módulo de Young para o aço AISI 410 temperado e revenido depende não só da temperatura de revenimento, mas também do tempo de revenimento, conforme pode-se constatar da observação dos valores constantes para as amostras 3 e 4 na Figura 9.

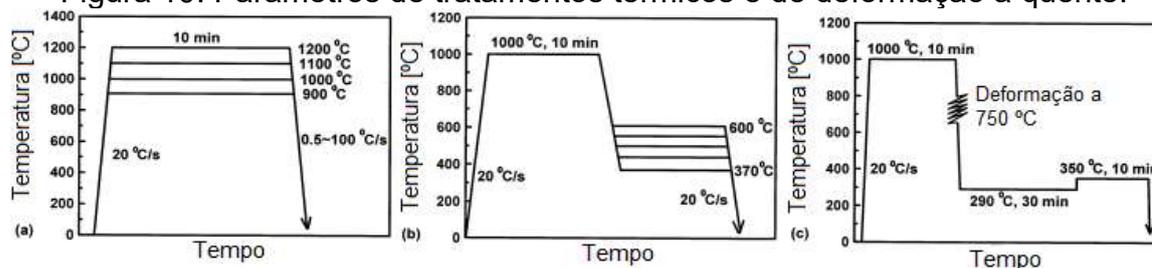
Tsai *et al*. (2002) estudou as transformações de fase no aço AISI 410 através da dilatométrica, da microscopia óptica e da microscopia eletrônica de transmissão. Para tal submeteu as amostras a diversos parâmetros de tratamento térmico e de deformação, conforme exposto na Figura 10.

Figura 9: Comportamento do módulo de Young.



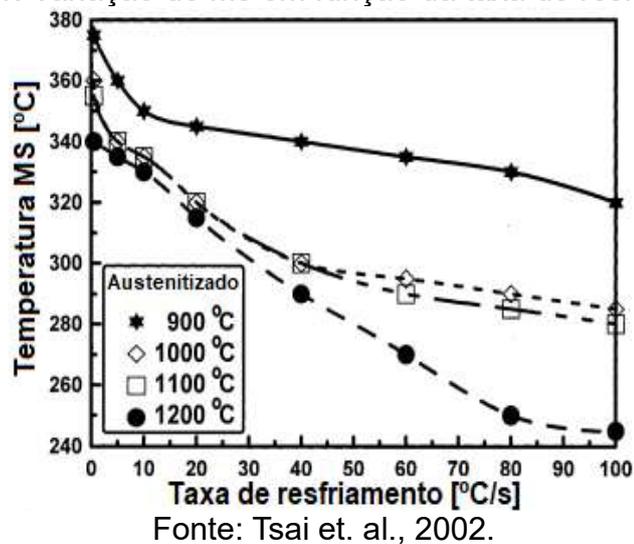
Fonte: Wolfenden, 1983.

Figura 10: Parâmetros de tratamentos térmicos e de deformação a quente.

Fonte: Tsai *et al.*, 2002.

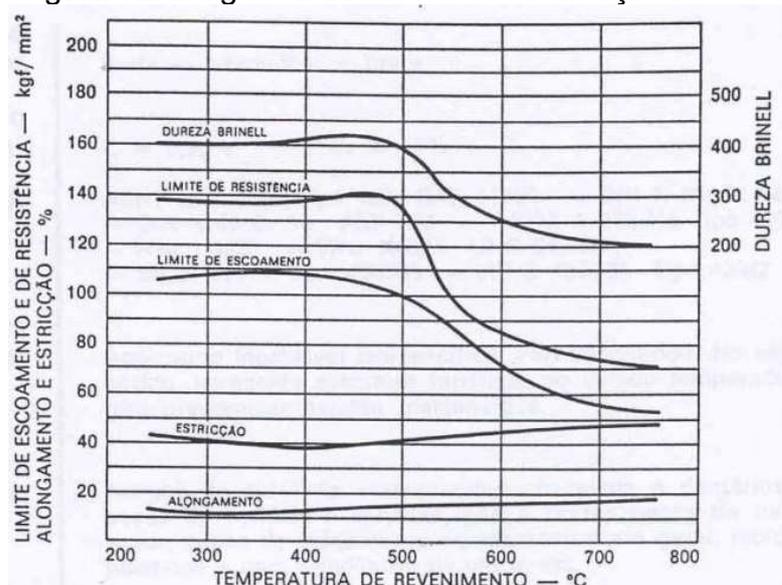
A Figura 11 apresenta os resultados obtidos por Tsai *et al.* (2002), nela é possível verificar que a temperatura de formação da martensita (M_s) diminui com o aumento da taxa de resfriamento do aço e que para uma mesma taxa de resfriamento a amostra austenitizada em maior temperatura apresenta M_s maior do que amostras austenitizadas em temperaturas menores. Tal comportamento foi atribuído à ausência de carbonetos de cromo precipitados, pois tais carbonetos agem como estabilizantes da austenita. Ao analisar o comportamento da transformação de fases em uma amostra submetida a diferentes níveis de deformação a quente, concluiu que maiores deformações resultam em estabilização da austenita, reduzindo assim M_s .

Figura 11: Variação de Ms em função da taxa de resfriamento.



O aço AISI 410 poderá apresentar endurecimento secundário no revenimento quando revenido a temperaturas próximas dos 400 °C devido à precipitação dos carbonetos de Cr (HEAT TECH, 2009). A Figura 12 apresenta o diagrama de revenimento do aço AISI 410 e ilustra o comportamento das propriedades mecânicas do material em função da temperatura de revenimento aplicada ao mesmo.

Figura 12: Diagrama de revenimento do aço AISI 410.



Fonte: Villares, 2004.

2.5. Aço inoxidável 17-4PH

O aço 17-4PH é o material básico da família dos aços endurecíveis por precipitação, sendo composto por ferro, carbono, cromo, níquel e cobre. É utilizado em aplicações onde resistência moderada à corrosão e elevadas propriedades mecânicas são desejadas em temperaturas de até 316 °C (LUDLUM, 2006), como em correntes, engrenagens, eixos, molas, bombas e válvulas de alta pressão das indústrias aeronáutica, de extração de petróleo, petroquímica, química, de papel e celulose, entre outras (SILVA, 2010).

O aço 17-4PH é também especificado pelas normas AISI 630, W.Nr 1.4542 X5CrNiCuNb17-4, JIS G4303 SUS 630, ASTM A564-630, UNS S17400 (VILLARES, 2015).

A Tabela 4 apresenta a composição química nominal do aço inoxidável 17-4PH, nela é possível verificar a presença de elementos formadores de precipitados, como o Cu.

Tabela 4: Composição química do aço 17-4PH.

Cr	C	Mn	Si	Ni	Cu	Nb	P	S	Fe
15,50-17,50	0,07	1,00	1,00	3,00-5,00	3,00-5,00	0,15-0,45	0,04	0,03	Balanço

Fonte: ASM, 1993.

Apresenta microestrutura martensítica quando tratado termicamente, sendo aplicados os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Para tal o material é aquecido em temperaturas em torno de 1035 °C por aproximadamente 30 minutos e resfriado com velocidade suficientemente alta para evitar a precipitação dos compostos intermetálicos. Posteriormente é reaquecido em uma faixa de temperaturas que variam de 465 °C até 620 °C durante períodos que podem variar em uma ampla faixa de tempos, que vai de 30 minutos até dez horas (SILVA, 2010; LUDLUM, 2006).

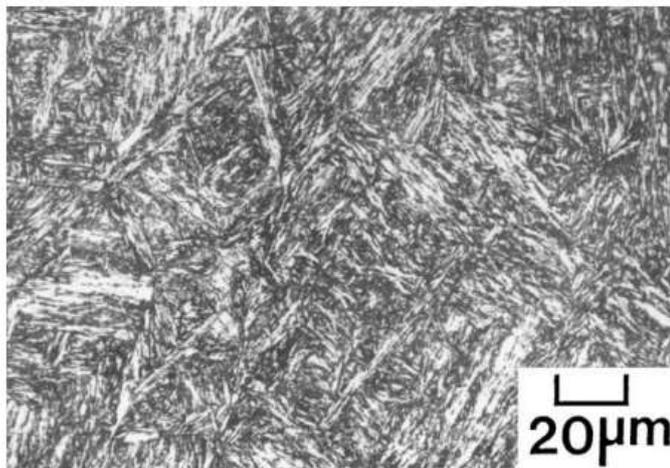
A especificação dos parâmetros de tratamento deve ser realizada de acordo as propriedades desejadas para uma aplicação específica. Variações isoladas ou combinadas de tempo e temperatura resultam em valores de dureza bastante diferentes. Além dos valores de dureza propriamente ditos, o comportamento da dureza ao longo do tempo de envelhecimento pode ser bastante diferente para variações relativamente pequenas de temperatura (HSIAO, 2002; WU, 2003).

Hsiao (2002) investigou as transformações de fases e o endurecimento pelo tratamento de envelhecimento do aço 17-4PH através de análises dilatométricas, por microscopia eletrônica de transmissão e por difração de raio-X. Para tal, foi realizada a solubilização das amostras por três minutos na temperatura de 1040 °C seguido por resfriamento em uma taxa de 10 °C/s em um dilatômetro. Posteriormente as amostras foram submetidas ao envelhecimento em uma faixa de temperaturas de 480 °C até 620 °C por períodos de 30 minutos até 8 horas, tendo observado que a matriz martensítica do material solubilizado apresenta-se supersaturada de cobre e constatou que a microscopia óptica tradicional não é efetiva para a caracterização do aço 17-4PH, haja vista que a micrografia obtida da amostra analisada no dilatômetro não foi representativa de uma estrutura martensítica clássica ou temperada. Além disso, os compostos intermetálicos precipitados e a austenita retida não puderam ser identificadas visualmente. A análise por microscopia eletrônica de transmissão do material solubilizado revelou que a microestrutura obtida é composta por ripas de martensita que apresentam microderivações e alta variação de densidade de ocorrência na amostra, a impossibilidade de observar precipitados de cobre foi atribuída à supersaturação da estrutura martensítica.

A Figura 13 apresenta a metalografia o aço 17-4PH na condição solubilizada a 1040 °C, a imagem obtida não é representativa da estrutura martensítica clássica ou da martensita temperada, precipitados intermetálicos e austenita retida não foram

identificados, foi relacionado à supersaturação de Cu na matriz martensítica (HSIAO, 2002).

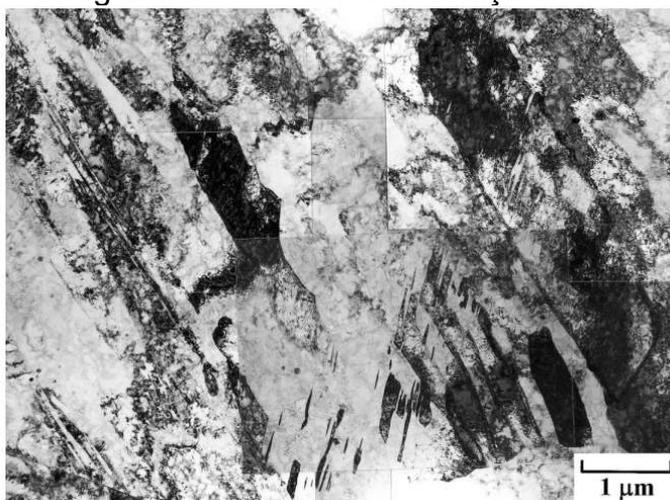
Figura 13: Metalografia de uma amostra de aço 17-4PH solubilizada a 1040°C.



Fonte: Hsiao, 2002.

A Figura 14 mostra a micrografia do aço inoxidável 17-4PH obtida por microscopia eletrônica de transmissão para uma amostra solubilizada e resfriada a uma taxa de 10 °C/s, nela observa-se a matriz martensítica com ripas de martensita que apresentam microderivações e alta variação de densidade de ocorrência na área analisada. Novamente a falha na detecção de precipitados de Cu é atribuída à supersaturação de Cu na matriz.

Figura 14: Micrografia de uma amostra de aço 17-4PH solubilizada.



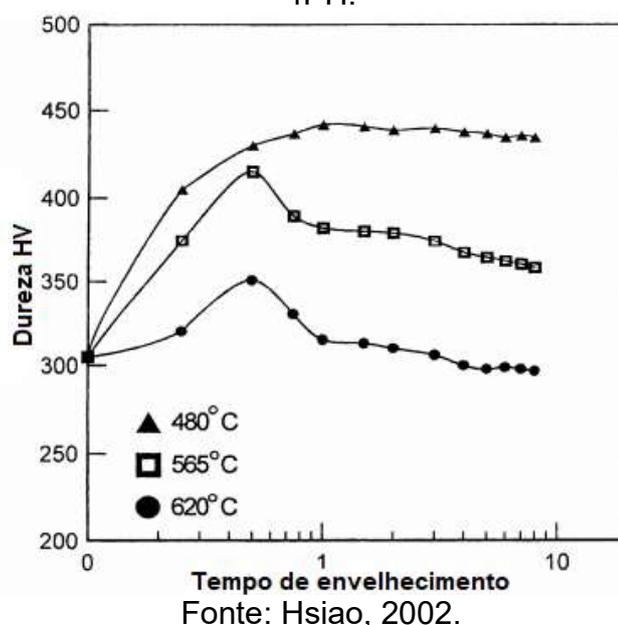
Fonte: Hsiao, 2002.

Na análise do material submetido a diferentes parâmetros de envelhecimento Hsiao (2002) constatou que a melhor resposta obtida foi para a

temperatura de 480 °C, conforme apresentado na Figura 15, nesta temperatura o pico de endurecimento ocorreu para o tempo de uma 1 h, entretanto para tempos que variaram até 8 h a dureza manteve-se relativamente constante. Para as temperaturas de 565 °C e 620 °C o comportamento da dureza foi bastante semelhante, entretanto os valores obtidos para a temperatura mais alta foram significativamente menores que os obtidos para a temperatura de 565 °C. Devido ao baixo teor de carbono do aço em estudo, o efeito da tempera da martensita foi pouco significativo no resultado final da dureza.

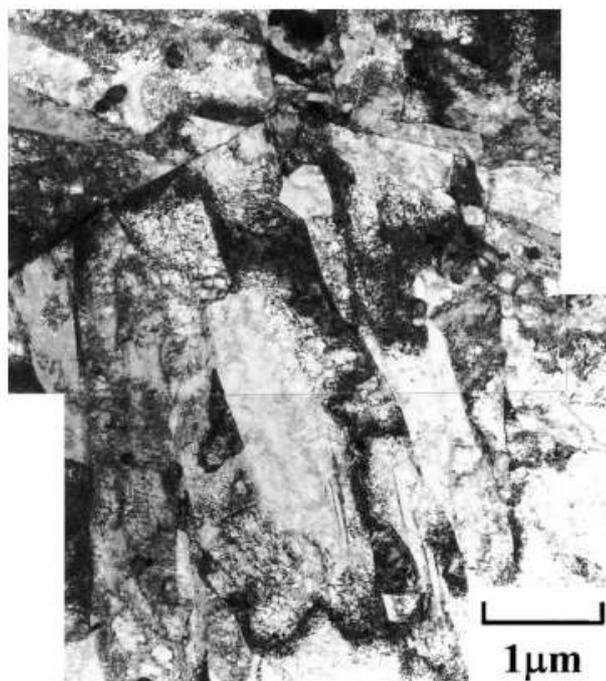
Wu (2003) estudou o comportamento das propriedades mecânicas, fadiga e fratura em alta temperatura do aço 17-4PH, para diferentes condições de tratamento térmico e obteve resultados bastante semelhantes aos de Hsiao (2002).

Figura 15: Efeito tempo/temperatura de envelhecimento sobre a dureza do aço 17-4PH.



A Figura 16 mostra a micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão para uma amostra envelhecida a 480 °C por 1 h, nela foi observado que a matriz martensítica continuava a apresentar regiões de altas densidades de ripas de martensita, novamente não foi possível observar a presença dos precipitados de Cu.

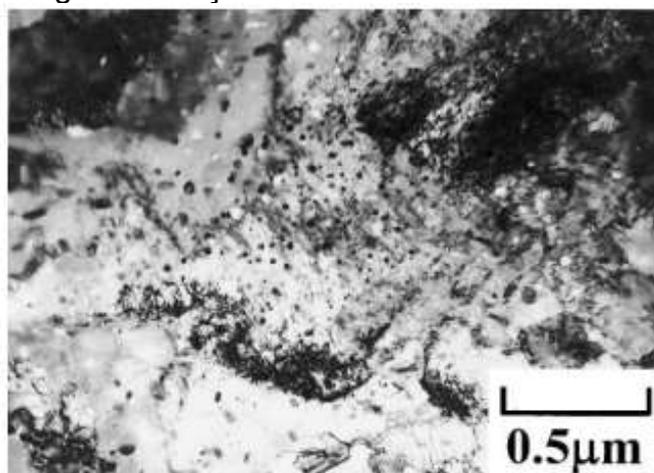
Figura 16: Micrografia do aço inoxidável AISI 17-4 envelhecido a 480 °C por 1 h.



Fonte: Hsiao, 2002.

A Figura 17 apresenta a imagem de campo brilhante de uma amostra de aço AISI 17-4PH envelhecido a 620 °C por 4 h obtida por microscopia eletrônica de transmissão, nela foi verificada a presença de grandes quantidades de precipitados na matriz martensítica, com tamanho médio de partícula de 30 nm, foi inferido que os precipitados observados são uma fase rica em Cu (Hsiao, 2002).

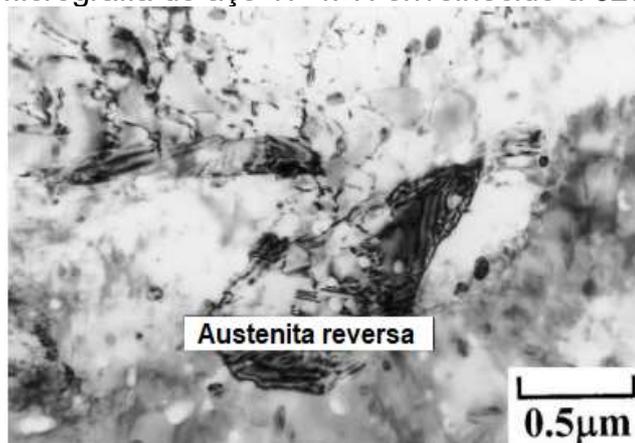
Figura 17: Micrografia do aço AISI 17-4PH envelhecido a 620 °C por 4 h.



Fonte: Hsiao, 2002.

A análise de Hsiao (2002) revelou ainda a ocorrência de austenita reversa na amostra solubilizada a 1040 °C, resfriada ao ar e envelhecida a 620 °C. Além disso, foi verificada uma grande quantidade de precipitados na matriz martensítica conforme evidenciado na Figura 18. Wu (2003) atribui a ocorrência de austenita reversa em amostras envelhecidas em temperaturas acima de 600 °C à segregação de elementos estabilizantes da austenita.

Figura 18: Micrografia do aço 17-4PH envelhecido a 620 °C por 4 h.



Fonte: Hsiao, 2002.

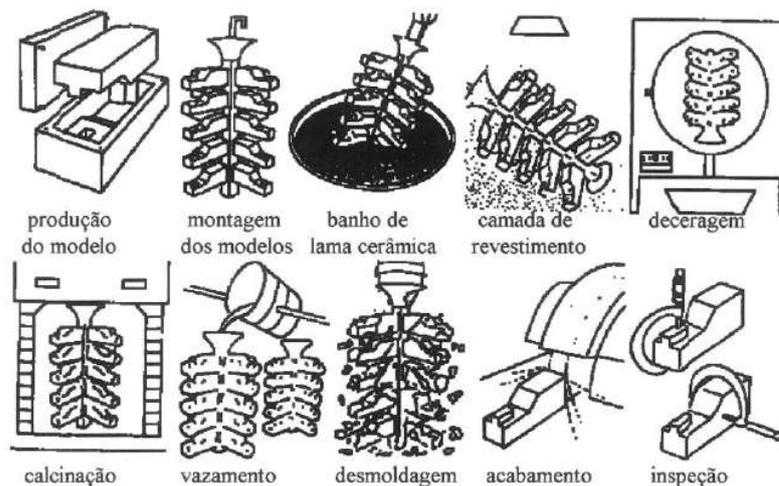
Tavares (2010) estudou a resistência à corrosão intergranular no aço inoxidável 17-4PH submetido a diversas condições de tratamentos térmicos e concluiu que a condição solubilizada do material é a que apresenta maior resistência à corrosão. Na prática esta condição do material é utilizada somente em operações de usinagem. As amostras envelhecidas na faixa de 460 °C até 480 °C com tempos de envelhecimento variando de 4 até 8 h apresentaram elevada resistência à corrosão, as amostras envelhecidas em temperaturas acima de 495 °C apresentaram altos graus de sensitização o que indica alta suscetibilidade à corrosão intergranular. Tais conclusões são especialmente importantes para as operações de soldagem do aço 17-4PH, haja vista as elevadas temperaturas envolvidas nos processos de soldagem e as dificuldades de controle dos parâmetros de aquecimento e resfriamento dos materiais.

2.6. Aços microfundidos

Os processos de microfusão tem por propósito a fabricação de componentes com de geometria complexa, necessitando assim de menor usinagem após a

fundição, durante o processo existe o risco de distorções nas peças, principalmente na solidificação, a Figura 19 ilustra as etapas dos processos de microfundição.

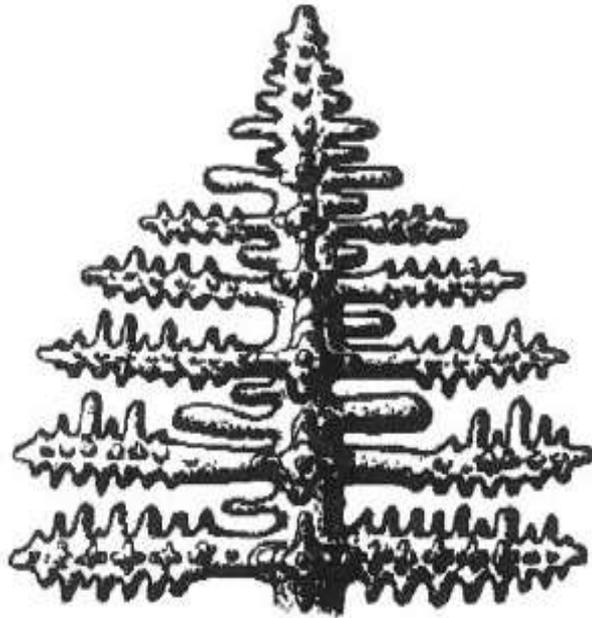
Figura 19: Fluxograma de um processo de microfundição.



Fonte: Rizzo, 1994.

A solidificação cria estruturas dendríticas e regiões de alta concentração de segregados, sendo as mesmas frágeis e comprometedoras da conformabilidade das peças microfundidas. Assim, torne-se necessária a realização de tratamentos térmicos em tais componentes, sendo que em muito casos, duas etapas de tratamentos térmicos são necessárias, a primeira para homogeneizar o material bruto de fusão e dar conformabilidade ao mesmo e a segunda para atingir as propriedades mecânicas de projeto do componente, cabe ressaltar que os resultados da segunda etapa são fortemente dependentes da primeira. A Figura 20 apresenta a ilustração de uma estrutura dendrítica, o aspecto de pinheiro observado na ilustração representa as frentes de solidificação dos metais microfundidos, onde o tronco é região onde a solidificação ocorreu primeiro e os galhos são das derivações da frente e solidificação principal.

Figura 20: Estrutura dendrítica.

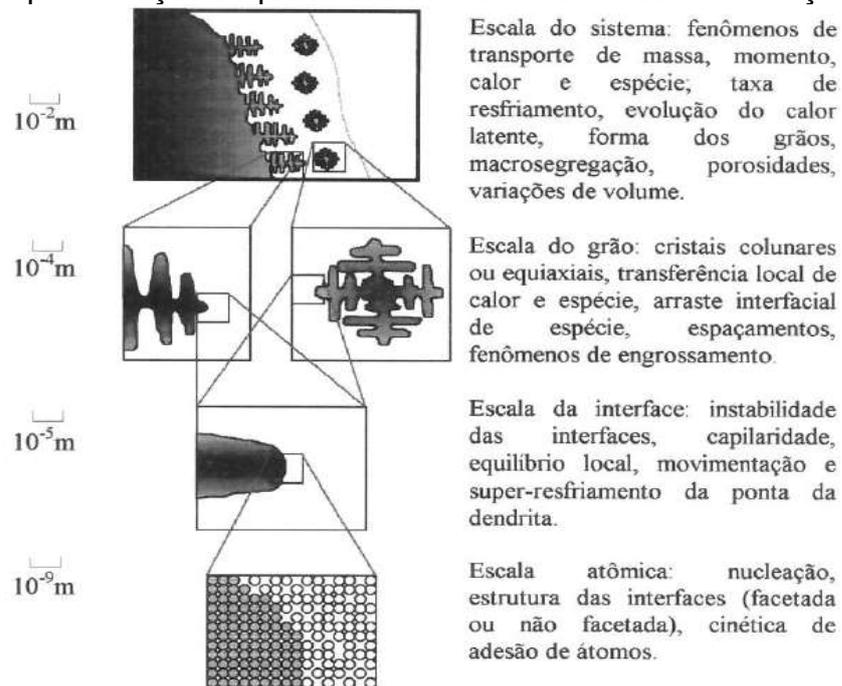


Fonte: adaptado de Kurz e Fisher ,1992.

Os espaçamentos entre as dendritas e suas relações geométricas influenciam diretamente nas propriedades mecânicas, no estado bruto de fusão e após as operações de tratamentos térmicos, o espaçamento dendrítico é inversamente proporcional à resistência mecânica influenciando nos espaçamentos entre porosidades ou precipitados.(PRATES e DAVIES, 1978).

A Figura 21 representa ilustra o fenômeno de solidificação com a formação de estruturas dendríticas em diferentes escalas de observação.

Figura 21: Representação esquemática dos fenômenos de solidificação dendrítica.



Fonte: Beckermann, 1994.

2.7. Segregações em aços microfundidos

A variação da composição de um aço em um determinado local, em relação à sua composição nominal é chamada segregação, elas são resultantes da distribuição dos elementos na estrutura solidificada. Assim, a composição de uma liga varia de ponto para ponto no produto fundido, a variação pode ser de tal ordem que contribui para a formação de compostos nóxios ao metal. As segregações são classificadas em microsegregação e macrosegregação, e afetam as propriedades mecânicas, a resistência à corrosão e o processamento dos aços. Além disso, as variações de composição química podem resultar em comportamentos inesperados aos tratamentos térmicos (DA SILVA, 2011).

2.7.1. Microsegregações

Ocorrem na escala do tamanho de grão e são decorrentes de variações nos teores de soluto entre o centro e a região limítrofe da área considerada. São consideradas as resultantes da rejeição de soluto na interface sólido/líquido na solidificação. Dessa forma, ocorre uma grande variação na composição da liga entre o núcleo e as regiões intersticiais das áreas de solidificação, ficando as mesmas ricas em elementos de liga, impurezas e inclusões. A realização de tratamentos

térmicos pode amenizar os danos das microsegregações nos metais. (DA SILVA, 2011).

2.7.2. Macrosegregação

É um defeito de longo alcance que é o resultado dos movimentos do metal líquido na área pastosa localizada atrás da frente de solidificação ou de variações ocorridas no metal líquido antes da frente de solidificação. Há cinco aspectos que influenciam na geração de macrosegregações:

- 1 – convecção originada por diferenças de temperaturas no metal fundido;
- 2 – contrações térmicas e de solidificação;
- 3 – densidades diferenciadas no líquido e sólido;
- 4 – densidades diferenciadas no líquido interdendrítico; e
- 5 – efeitos da gravidade (LIMA, 2006).

2.8. Tratamentos Térmicos

O termo tratamento térmico é definido como o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento de uma peça ou componente a uma temperatura determinada e por um período adequado, que visa adequar as propriedades mecânicas de um material às especificações desejadas através de alterações na microestrutura do mesmo. Neste trabalho os tratamentos térmicos de interesse são o de têmpera e revenimento, para o aço AISI 410 e o de solubilização e envelhecimentos para o aço 17-4PH.

3.8.1. Têmpera e revenimento

O tratamento térmico de têmpera consiste no aquecimento de um aço até a temperatura de austenitização seguido de um resfriamento rápido para obtenção de uma estrutura dura e frágil denominada martensita. Para que a transformação da estrutura austenítica em martensítica ocorra é necessária uma taxa de resfriamento apropriada a cada material (FARAH, 2002), tal taxa deve ser suficientemente alta para evitar as transformações perlíticas e bainíticas e é fortemente dependente a composição química do aço, haja vista que os elementos de liga influenciam nas transformações microestruturais. A adequação das taxas de resfriamento pode ser

realizada, entre outros fatores, pela variação do meio de resfriamento, sendo os mais comuns a água, o óleo, o ar, e mais recentemente as soluções aquosas de polímeros. O grau de dureza obtido pelo tratamento de têmpera depende da temperabilidade do material e do meio de resfriamento (FARAH,2002).

O tratamento de têmpera apresenta como inconvenientes a possibilidade de ocorrência de distorções e trincas associadas ao surgimento de tensões internas originadas da contração do aço durante o resfriamento e da expansão associada à transformação martensítica (SILVA, 2010).

O tratamento de têmpera cria uma microestrutura de elevada dureza e baixíssima tenacidade, tais características impossibilitam a utilização prática dos materiais temperados. Assim faz-se mister a realização de um tratamento posterior ao de tempera para garantir propriedades mecânicas adequadas à utilização prática de determinado material, tal tratamento denomina-se revenimento (SILVA, 2010).

O revenimento proporciona aos aços a ocorrência de processos difusionais que criam a microestrutura denominada martensita revenida, que tem como características principais a presença de partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente distribuídas na matriz. (GRACIOSO, 2003).

Assim como na têmpera, a composição química tem influência nas propriedades obtidas pelo tratamento de revenimento, por exemplo, a precipitação de compostos intermetálicos durante o revenimento aumenta a dureza sem comprometer a tenacidade do material, tal comportamento é denominado endurecimento secundário (DA SILVA, 2001) e é observado no aço inoxidável martensítico AISI 410 no qual ocorre a precipitação de compostos de cromo nos contornos de grão (VILLARES, 2004).

2.8.2. Solubilização e envelhecimento

O tratamento térmico de solubilização consiste no aquecimento do material em temperatura suficientemente alta e na manutenção da mesma por um período determinado para a dissolução de um ou mais constituintes. Posteriormente ao aquecimento é realizado um resfriamento rápido para evitar que os constituintes dissolvidos precipitem novamente (SILVA, 2010). No aço inoxidável endurecível por precipitação 17-4PH, a microestrutura resultante da solubilização é martensítica.

As temperaturas de solubilização são extremamente importantes na obtenção da microestrutura e propriedades desejadas, temperaturas muito elevadas podem resultar em crescimento excessivo dos grãos, enquanto que temperaturas muito baixas não permitem a solubilização completa dos elementos e compostos. Os tempos de solubilização são igualmente importantes, haja vista que os processos de dissolução são normalmente lentos.

O tratamento de solubilização cria no material uma estrutura fora de equilíbrio, assim a exposição do material solubilizado a temperaturas elevadas ocasionará a precipitação dos constituintes anteriormente dissolvidos na matriz, tal comportamento é particularmente importante para as ligas endurecíveis por precipitação, como o aço inoxidável 17-4PH. A escolha dos parâmetros de envelhecimento é de extrema importância, temperaturas muito altas podem impedir que a precipitação ocorra da forma desejada reduzindo os efeitos do envelhecimento, enquanto que temperaturas muito baixas não são favoráveis à ocorrência de precipitação. Assim como na solubilização, no envelhecimento o tempo é um parâmetro importante pois mantida constante a temperatura ele determinará a quantidade de precipitados na liga. Quantidades pequenas poderão produzir melhorias pouco significantes nas propriedades mecânicas, ao passo que grandes quantidades poderão formar segregações indesejadas na microestrutura do material. Os mecanismos de endurecimento por precipitação são complexos (SILVA, 2010) e estão relacionados a ancoragem do movimento das discordâncias, formando obstáculos para tais movimentações (DIETER, 1981).

A máxima resistência mecânica obtida no processo de envelhecimento ocorre numa fase na qual os átomos de precipitados se acumulam de forma contínua e coerente à matriz, na medida que os precipitados crescem atingem um tamanho crítico e formam uma região de fronteira entre as fases, reduzindo a coerência e as deformações na rede, diminuindo assim a resistência. Tal fenômeno é denominado superenvelhecimento (PECKNER, 1977).

2.8.3. Taxa de resfriamento

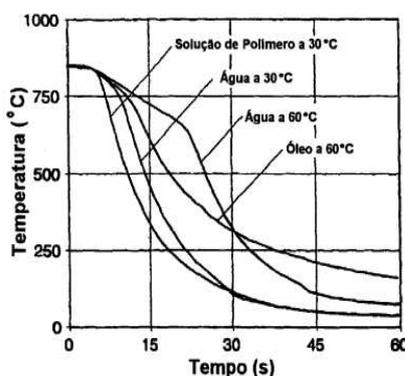
A taxa de resfriamento expressa o quão rápido um material será resfriado durante o tratamento térmico para atingir determinada microestrutura ou propriedades desejadas. Assim, mostra-se como um parâmetro de extrema importância nos tratamentos térmicos, sendo influenciada por diversos fatores, entre

os quais pode-se citar: tipo de meio de resfriamento, o grau de agitação do meio de resfriamento, a temperatura do meio de resfriamento, o grau de oxidação e rugosidade superficial da peça, o tamanho e a geometria da peça e a composição do aço (FARAH, 2002). Neste trabalho o fator de interesse é o tipo de meio de resfriamento.

2.8.4. Meios de resfriamento

A seleção do meio de resfriamento a ser aplicado em um tratamento térmico é de grande importância para o sucesso do mesmo, haja vista que diferentes meios apresentam diferentes taxas de transferência de calor e de redução de temperatura. Dessa forma a obtenção de uma determinada microestrutura e de propriedades mecânicas desejadas, bem como a ocorrência de trincas e distorções sofre grande influência do meio de resfriamento. Além dos aspectos puramente técnicos dos componentes tratados, deve-se considerar ainda os riscos ambientais, os custos, a disponibilidade, a segurança e os efeitos que podem causar na saúde dos operadores dos processos de tratamento térmico. Entre os meios de resfriamento mais utilizados pode-se citar: o ar, a água, o óleo, as soluções de polímeros, as soluções salinas e cáusticas e os banhos de sais e metais fundidos (FARAH, 2002). Neste trabalho foram abordados mais detalhadamente a água, o óleo e uma solução de polímero. A Figura 22 mostra o comportamento da temperatura de uma peça durante o resfriamento em diferentes meios, nela observa-se que o resfriamento em água causa variações severas de temperatura enquanto os resfriamentos em polímero e óleo apresentam curvas de temperaturas mais suaves e regulares.

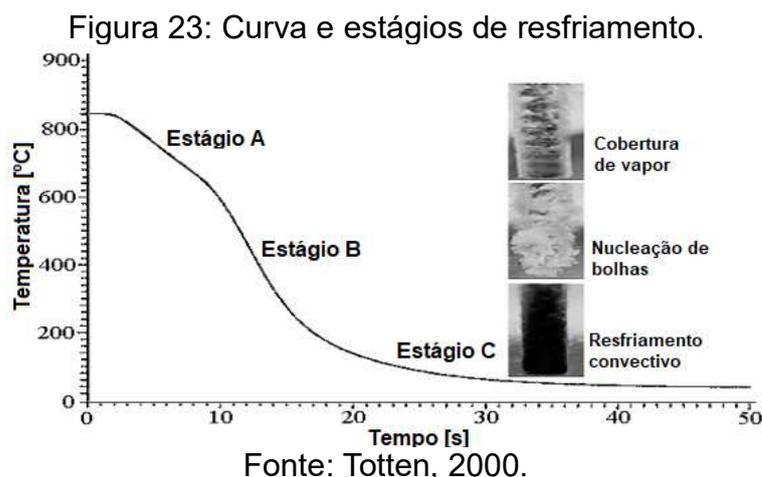
Figura 22: Influência do meio de resfriamento nas curvas de resfriamento.



Fonte: Tensi, 1995.

2.8.4.1. Mecanismos de resfriamento por imersão

O processo de resfriamento por imersão de um material apresenta diferentes mecanismos de transferência de calor, tais mecanismos são identificados pela observação da curva de resfriamento apresentada na Figura 23 na qual são apresentados os três estágios observados no resfriamento por imersão.



– Primeiro estágio: ao deixar o forno a peça apresenta temperatura suficientemente alta para vaporizar o meio de resfriamento. Uma película estável de vapor se forma e envolve a peça isolando-a do meio, dessa forma o resfriamento é lento no estágio inicial, ocorrendo principalmente por irradiação (TENSI, 1995).

– Segundo estágio: ocorre com o rompimento da película de vapor que envolve a peça, neste momento o meio de resfriamento entra em contato com a superfície da peça e vaporiza rapidamente gerando altas velocidades de resfriamento. O segundo estágio estende-se até que a temperatura peça seja mais baixa que o ponto de ebulição do fluido de resfriamento, momento no qual a nucleação de bolhas de vapor é encerrada (TENSI, 1995).

– Terceiro estágio: é caracterizado pela transferência de calor por condução e convecção e a taxa de resfriamento volta a ser lenta (FARAH, 2002)

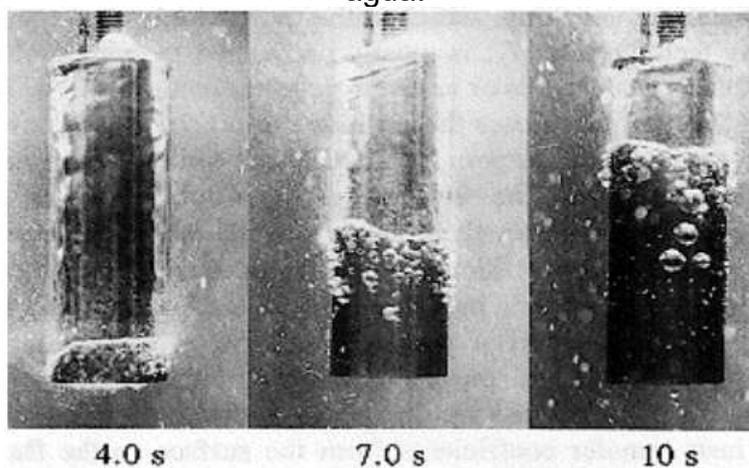
2.8.4.2. Água

A utilização da água como meio de resfriamento em tratamentos térmicos justifica-se pelo custo extremamente baixo, alta disponibilidade, baixos riscos

ambientais e à saúde dos operadores. Fortemente agitada produz taxas de resfriamento tão altas quando as atingíveis em meios líquidos, pode ser utilizada desde que o rigor da têmpera não cause distorções e trincas, assim é mais indicada para peças de geometria simples. Para evitar a oxidação dos metais em tratamento, podem ser utilizados inibidores de corrosão, e como é um ambiente propício para microrganismos, bioinibidores também podem ser adicionados, sem efeitos sobre as microestruturas obtidas (TOTTEN, 1993).

A Figura 24 mostra o resfriamento em água sem agitação de uma peça cilíndrica de 15 mm de diâmetro e 45 mm de comprimento, nela é possível verificar a evolução do processo de rompimento da película de vapor no decorrer do tempo.

Figura 24: Rompimento da película de vapor de uma peça cilíndrica resfriada em água.



Fonte: Totten, 2009.

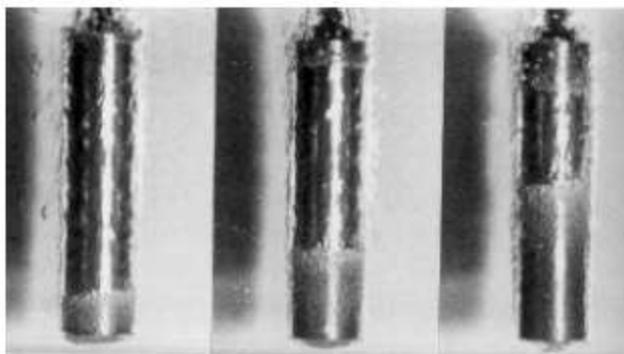
2.8.4.3. Óleo

Os óleos são classificados como lentos, convencionais, rápidos, de martêmpera ou de têmpera a quente. O óleo de interesse neste trabalho é o convencional que apresenta poucos aditivos em sua composição, normalmente contém antioxidantes. Sua taxa de resfriamento é menor que a da água.

Apesar de serem amplamente utilizados na indústria, apresentam sérios inconvenientes relacionados aos riscos ambientais e de segurança, exigindo controle de temperatura e contaminantes. (ASM,1991). Como alternativa aos óleos minerais, mais recentemente se intensificaram os estudos de óleos vegetais para aplicação em tratamentos térmicos.

A Figura 25 mostra o resfriamento em óleo sem agitação de uma peça cilíndrica de 25 mm de diâmetro e 100 mm de comprimento, nela é possível verificar a evolução do processo de rompimento da película de vapor no decorrer do tempo, é possível verificar que o colapso do filme de vapor é menos agressivo que em água, as bolhas formadas são menores e mais uniformes.

Figura 25: Resfriamento de uma peça cilíndrica em óleo.



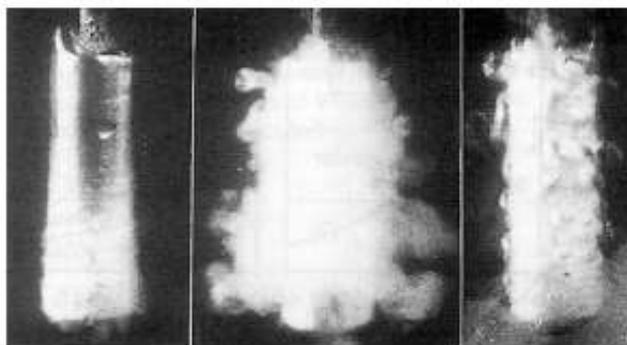
Fonte: Totten, 2009.

2.8.4.4. Polímero

Sua utilização foi inicialmente introduzida para suprir as limitações dos outros meios de resfriamento para atingir as propriedades desejadas, atualmente já são utilizados em substituição aos óleos minerais (FARAH, 2002). Apresentam os pontos positivos dos óleos de têmpera, mas com menor risco de incêndio e menor geração de fumaça, o teor de diluição regula a taxa de resfriamento, podendo-se atingir valores próximos aos da água, com maior diluição, ou próximos aos dos óleos, quando mais concentrados na solução aquosa (MOORE e CRAWLEY, 1994). Os polímeros mais utilizados são o poliaquileno glicol (PAG), o polivini pirrolidone (PVP), e poliacrilato de sódio (ACR) (SANTOS, 2009).

A Figura 26 apresenta a evolução do rompimento da película de vapores no resfriamento de uma peça de 15 mm de diâmetro e 45 mm de comprimento em solução aquosa de polímero com 10% de concentração, sem agitação, nela observa-se que o rompimento da película ocorre praticamente ao mesmo tempo em toda a peça. As bolhas formadas são pequenas, uniformes e com distribuição regular em toda a peça.

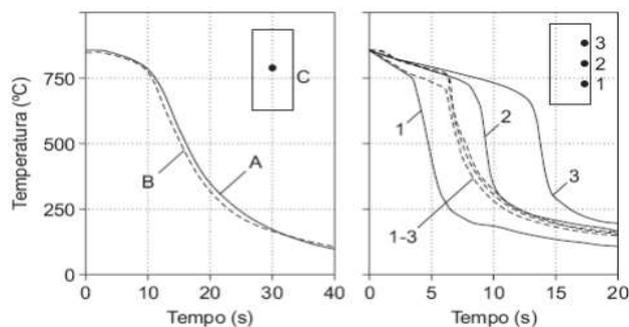
Figura 26: Resfriamento de uma peça cilíndrica em solução aquosa de polímero.



Totten, 2000.

A Figura 27 apresenta as curvas de resfriamento de uma peça e 25 mm de diâmetro por 100 mm de comprimento. As curvas de temperatura no centro da peças são mostradas na Figura 27 a, enquanto que as curvas de temperatura em pontos localizados na superfície da peça são mostradas na Figura 27 b. As curvas revelam que o resfriamento em solução aquosa de polímero PAG apresenta menor variação de temperatura entre os pontos medidos na superfície quando comparado ao resfriamento em água.

Figura 27: Gradientes de resfriamento em água (A) e em solução de PAG (B).



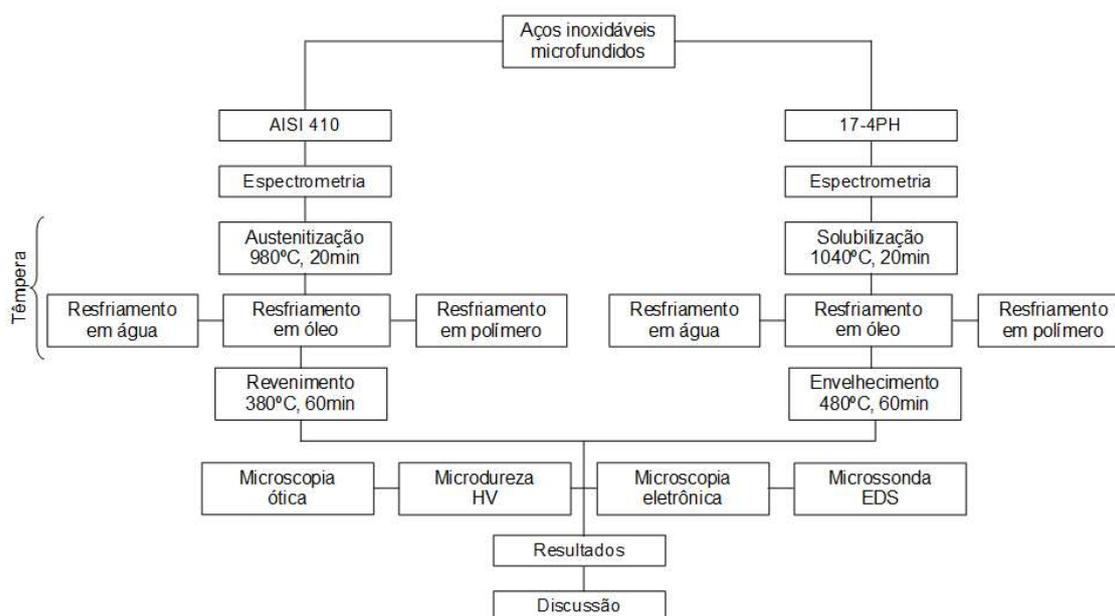
a) Temperatura no centro b) temperatura na superfície
Fonte: Totten, 2000.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo estão descritos os materiais e métodos utilizados na pesquisa do comportamento dos aços inoxidáveis AISI 410 e 17-4PH microfundidos quando submetidos a diferentes taxas de resfriamento pela variação do meio de resfriamento, foi utilizado água, óleo mineral convencional e uma solução aquosa de polímero PVP para o resfriamento das amostras.

Essa pesquisa seguiu o fluxograma mostrado na Figura 28. Nos subitens seguintes cada etapa é descrita separadamente.

Figura 28: Fluxograma das etapas do estudo.



Fonte: Próprio autor.

3.1. MATERIAIS DE PARTIDA

Foram utilizadas seções de lingotes microfundidos para extração das amostras dos aços, a seção do aço inoxidável 410 apresentava dimensões aproximadas de 43 x 43 x 45 mm e a do aço 17-4PH 30 x 30 x 60 mm. A figura 29 ilustra os materiais de partida, conforme apresentado na Figura 29.

Das seções iniciais foram extraídas nove amostras de cada tipo de aço, três para realização da análise por microscopia ótica e eletrônica, três para os ensaios de microdureza e outras três a serem utilizadas como contra prova caso fosse

necessário. As amostras de 17-4PH receberam um entalhe por serra para identificação.

Figura 29: Materiais de partida.



Fonte: Próprio autor.

Figura 30: Amostras de aço 17-4PH.



Fonte: Próprio autor.

3.2. Caracterização inicial

Para análise da composição química dos aços a serem estudados foi utilizado o espectrômetro de emissão óptica modelo Fondry-Master Pro, marca Oxford Instruments. A espectrometria foi realizada nas seções dos materiais de partida que restaram do processo de corte das amostras.

3.3. Tratamentos térmicos

Para a realização dos tratamentos térmico as amostras foram amarradas com um arame maleável, identificadas, aquecidas e resfriadas em diferentes meios. Foram atribuídas as denominações 1, 2 e 3 para as amostras, significando resfriamento em óleo, água e polímetro, respectivamente.

No aço inoxidável AISI 410 foi realizado o tratamento de têmpera com austenitização a 980 °C por 20 minutos seguida por resfriamento nos meios citados anteriormente, após foi realizado o revenimento das mesmas na temperatura de 380 °C por 60 minutos.

As amostras do aço 17-4PH foram solubilizadas na temperatura de 1040 °C por 20 minutos, resfriadas em óleo, água e solução aquosa de polímero e envelhecidas por 60 minutos na temperatura de 480 °C.

3.4. Caracterização microestrutural por microscopia óptica

Para realização da caracterização por microscopia óptica as amostras foram lavadas para remoção de resíduos dos tratamentos térmicos, escovadas para remoção das carepas provenientes dos tratamentos térmicos, embutidas a quente e posteriormente lixadas com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1200, polidas e atacadas com o reagente de Vilela.

As microestruturas obtidas foram analisadas através de microscopia óptica com a utilização de microscópio ótico de luz refletida com sistema de análise de imagens Olympus GS 51S.

3.5. Ensaio de dureza por microdureza

Para avaliar o efeito das diferentes taxas de resfriamento sobre a dureza dos aços, as amostras, sem ataque químico, passaram por ensaio de dureza por microdureza Vickers com equipamento da marca Shimatzu, modelo HMV-2T. Os ensaios foram realizados com carga de 300 g por 10 segundos, nas amostras polidas e limpas. Para cada amostra foram realizadas análises em 10 pontos diferentes, aleatoriamente escolhidos ao longo de cada uma.

3.6. Caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura

Objetivando analisar com maior precisão as microestruturas obtidas em cada tratamento térmico, as amostras foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura, o equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de varredura marca JEOL modelo JSM-6610LV do CEME-SUL da FURG.

3.7. Mapeamento por espectrometria de energia dispersiva

Associado às imagens do MEV foi realizado um mapeamento por espectrometria de energia dispersiva nas amostras, tal mapeamento teve por finalidade identificar os elementos químicos presentes em diferentes zonas da

microestrutura dos aços analisados, bem como identificar a ocorrência da precipitação de compostos intermetálicos.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos nas análises realizadas de cada um dos materiais, os dados obtidos neste trabalho são comparados com os disponíveis na literatura, com os resultados dos estudos de outros autores e com dados técnicos divulgados por fabricantes dos materiais em tela.

4.1. Composição Química dos Aços Inoxidáveis

Apesar de pequenas variações nos teores dos elementos de liga e da presença de elementos que não fazem parte da composição nominal dos aços, os resultados obtidos pela espectrometria de emissão óptica quanto à composição dos materiais analisados são bastante representativos das especificações nominais de cada material. Na Tabela 5 são apresentados os resultados da análise da composição química do aço AISI 410 obtida por espectrometria de emissão óptica.

Tabela 5: Composição química do aço AISI 410 analisado (% em peso).

Cr	C	Mn	Si	P	S	Ni	Fe	Outros
10,20	0,09	0,66	1,34	0,02	0,001	0,37	85,7	1,619

Fonte: Próprio autor.

Segundo ASM (1993) o aço AISI 410 deve apresentar composição química balanceada e isenta de elevada segregação. Verificou-se no aço analisado que os teores de C, Mn, P, S estão dentro das especificações, conforme exposto na Tabela 2, o teor de Si apresentou-se elevado e foi constatada a ocorrência de 1,62% de elementos estranhos a composição do aço em tela. O teor de Ni elevado em relação a composição nominal pode contribuir para melhorar a resistência à corrosão (GERDAU, 2009).

Na Tabela 6 são apresentados os resultados da análise da composição química do aço 17-4PH obtida por espectrometria de emissão óptica.

Tabela 6: Composição química do aço 17-4PH analisado (% em peso).

Cr	C	Mn	Si	Ni	Cu	Nb	P	S	Mo	Fe	Outros
16,40	0,08	0,50	0,62	3,44	3,17	0,37	0,02	0,01	0,03	75,20	0,17

Fonte: Próprio autor.

O resultado da análise da composição do aço 17-4PH apresentou resultado satisfatório em relação aos teores dos elementos constituintes. Em comparação com a composição química de ASM (1993), o teor de C mostrou-se levemente alterado e a presença de elementos estranhos foi baixa.

O bom balanceamento dos elementos químicos é um indicador para a obtenção da microestrutura martensítica com precipitados intermetálicos nos contornos de grão (SILVA, 2010). Entretanto por tratar-se de um material microfundido, o mecanismo de solidificação pode criar segregações nas interfaces das estruturas dendríticas (PRATES e DAVIES, 1978).

4.2. Microdureza

Os valores de microdureza obtidos para os aços AISI 410 e 17-4PH são apresentados nas Tabelas 7 e 8. Os ensaios foram realizados com uma carga de 300 g com um tempo de aplicação de 10 s.

Mesmo as amostras apresentando segregações preliminares originadas do processo de microfusão, estas condições inadequadas nos aspectos metalúrgicos não comprometeram as propriedades relativas a microdureza das amostras dos dois aços estudados e foi possível a obtenção de resistência mecânica máxima.

Para o aço AISI 410 a maior taxa de resfriamento, com água, resultou em maior dureza. Entretanto o resfriamento em solução aquosa de polímero resultou em valores próximos aos obtidos com a água e numa menor dispersão de valores nos pontos testados, cerca de 33% menor. Infere-se assim que a microestrutura obtida seja mais regular, sem as grandes variações na concentração das fases e com menor teor de segregações.

O resfriamento em óleo apresentou menor dureza e maior dispersão de valores. O valor da dureza é explicado pela menor taxa de resfriamento entre os três meios, entretanto a alta dispersão de valores não era esperada pois o resfriamento em óleo apresenta mecanismos de transferência térmica mais regulares do que o resfriamento em água. A Tabela 7 apresenta os resultados de microdureza obtidos da análise nas amostras do aço AISI 410.

Tabela 7: Dureza HV - AISI 410

Meio	Ponto	Desvio Padrão	Média
Óleo	445	93	363
	429		
	430		
	267		
	210		
	222		
	436		
	416		
	372		
	407		
	Água		
474			
395			
392			
389			
353			
470			
481			
375			
405			
Solução aquosa de polímero		381	30
	349		
	447		
	424		
	381		
	446		
	398		
	400		
	406		
	404		

Fonte: Próprio autor.

Villares (1995) e Chakraborty (2015) apresentam diagramas de revenimento para o aço AISI 410 nos quais é possível observar que os valores apresentados na Tabela 7 estão pouco abaixo dos esperados para o material, sendo o resfriamento em óleo o que resultou em maior dispersão. O menor desempenho em dureza do aço testado é atribuído ao desbalanceamento gerado pelo processo de microfusão e pela presença elevada de segregações na microestrutura. É possível ainda inferir que o material analisado apresentou precipitação de compostos intermetálicos haja vista que nos diagramas citados é possível observar a ocorrência de endurecimento

secundário quando o revenimento é realizado em temperaturas a partir de 380 °C e os valores medidos ficaram próximos aos apresentados nos diagramas em tela.

A Tabela 8 expõe os valores de dureza medidos para o aço 17-4PH microfundido estudado.

Tabela 8: Dureza HV - 17-4PH.

Meio	Ponto	Desvio Padrão	Média
Óleo	380	11	375
	367		
	396		
	358		
	371		
	370		
	388		
	369		
	381		
	374		
	Água		
369			
409			
376			
390			
380			
386			
387			
375			
382			
Solução aquosa de polímero		385	10
	404		
	401		
	394		
	406		
	382		
	381		
	400		
	384		
	392		

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 8 mostrou que o resfriamento em solução aquosa de polímetro foi o que resultou em maior dureza e menor dispersão de valores, entretanto os valores para os três meios ficaram bastante próximos. O fato do aço AISI 17-4PH ser da

classe dos inoxidáveis endurecíveis por precipitação justifica tal comportamento. A velocidade de precipitação dos compostos intermetálicos é lenta e os meios de resfriamento utilizados neste estudo apresentam taxas de extração de calor suficientemente altas para que não ocorresse a precipitação de tais compostos antes do tratamento térmico de envelhecimento.

Os valores de microdureza obtidos foram pouco menores do que os aferidos por Hsiao (2002) em sua análise acerca do efeito da temperatura de revenimento sobre a dureza do aço 17-4PH. Assim como no aço AISI 410 o comportamento é atribuído ao processo de microfusão. Da análise da curva de revenimento de Hsiao (2002) infere-se que não houve superenvelhecimento, tal conclusão coaduna-se aos resultados obtidos por Wu (2003) que analisou os efeitos da temperatura e do tempo de envelhecimento no aço 17-4PH.

4.3. Caracterização microestrutural por microscopia óptica

As análises por microscopia óptica do aço AISI 410 apresentaram microestruturas representativas a referida liga, constituídas por matriz martensítica refinada e martensita grosseira com distribuição heterogênea nas regiões de segregações.

Em decorrência da composição química desbalanceada do material microfundido, foi verificada elevada ocorrência de segregações em todos os meios de resfriamento. O fato de tratar-se de um aço microfundido e devido a maior severidade da têmpera em água, foi verificada maior a ocorrência de segregações nesse meio de resfriamento, haja vista que a maior taxa de resfriamento impede a difusão os precipitados contribuindo para a formação de segregações. Conforme constatado por Salas *et al.* (2001), a ocorrência de segregações pode causar a falha de componentes expostos a condições extremas de operação, assim para a utilização do aço estudado neste trabalho em condições de elevadas exigências deve ser precedida de um refinamento microestrutural por tratamento térmico para redução das segregações verificadas nas análises microestruturais.

Conforme Junior (2016), a presença de segregações e precipitados interfere negativamente na resistência à corrosão dos aços, assim conclui-se que devido aos elevados teores de segregações o aço AISI 410 microfundido estudado é suscetível a corrosão intergranular e por pites.

A Figura 31 apresenta a micrografia do aço AISI 410 microfundido temperado em óleo em duas escalas diferentes, nela verificou-se a ocorrência da microestrutura característica da liga, pontos de nucleação de segregados foram observados, neste meio de resfriamento foi observado um aspecto de solidificação dendrítica na microestrutura.

Figura 31: Micrografia do aço AISI 410 temperado em óleo nas escalas indicadas.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 32 apresenta a micrografia do aço AISI 410 microfundido temperado em água em duas escalas diferentes, assim como no resfriamento em óleo, foi observada a ocorrência da microestrutura característica da liga, a quantidade de segregações verificadas foi maior quando comparada ao resfriamento em óleo, tal comportamento é atribuído ao menor tempo para difusão dos elementos constituintes no aço na matriz.

Figura 32: Micrografia do aço AISI 410 temperado em água nas escalas indicadas.

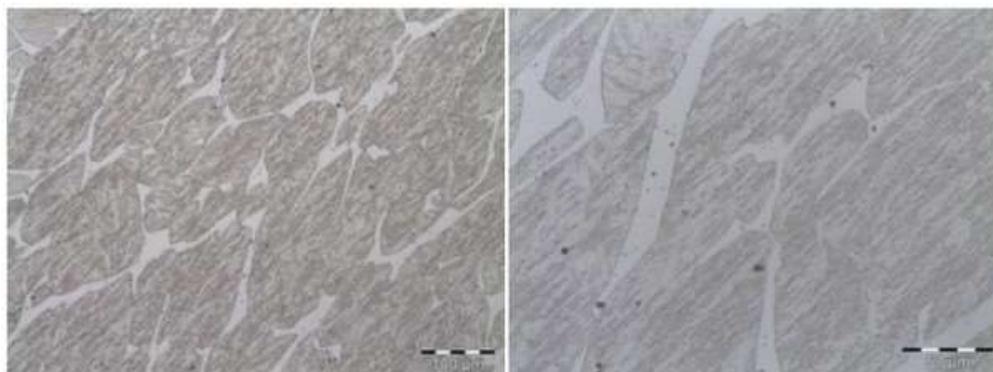


Fonte: Próprio autor.

A Figura 33 apresenta a micrografia do aço AISI 410 microfundido temperado em solução aquosa de polímero, em duas escalas diferentes. A

microestrutura apresentou-se mais regular quando comparada as obtidas pelo resfriamento em óleo e em água. A distribuição das segregações também mostrou-se mais uniforme.

Figura 33: Micrografia do aço AISI 410 temperado em polímero nas escalas indicadas.



Fonte: Próprio autor.

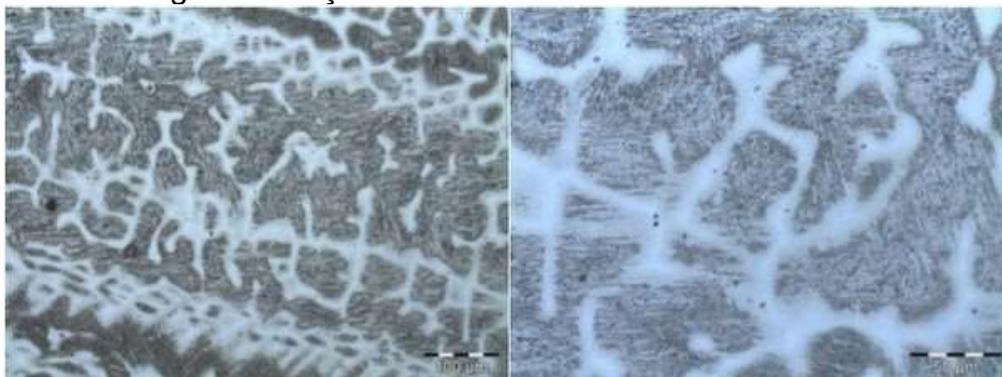
As microestruturas obtidas para o aço 17-4PH submetidas ao resfriamento nos três meios estudados neste trabalho também foi representativa da classe dos endurecíveis por precipitação martensíticos, sendo constituída por matriz martensítica e precipitados incoerentes com carácter grosseiro.

Em todos os meios de resfriamento foi observada a presença de segregações oriundas do processo de microfusão e assim como o aço AISI 410, o 17-4PH está suscetível à ocorrência de corrosão.

Wu (2003) observou a ocorrência de austenita reversa em amostras envelhecidas a 600 °C por 4 horas, em virtude dos parâmetros de tratamento térmico significativamente diferentes empregados neste trabalho, não foi observada a ocorrência de austenita reversa na microestrutura do aço 17-4PH, assim concluiu-se que mesmo com composição química desbalanceada inerente ao processo de microfusão não houve segregação de elementos estabilizadores da austenita.

A Figura 34 mostra a microestrutura do aço 17-4PH resfriado em óleo, em duas escalas diferentes, nela foi revelada a microestrutura típica da formação de estruturas dendríticas resultantes do mecanismo de solidificação do processo de microfusão, conforme foi apresentado por Kurz e Fisher (1992).

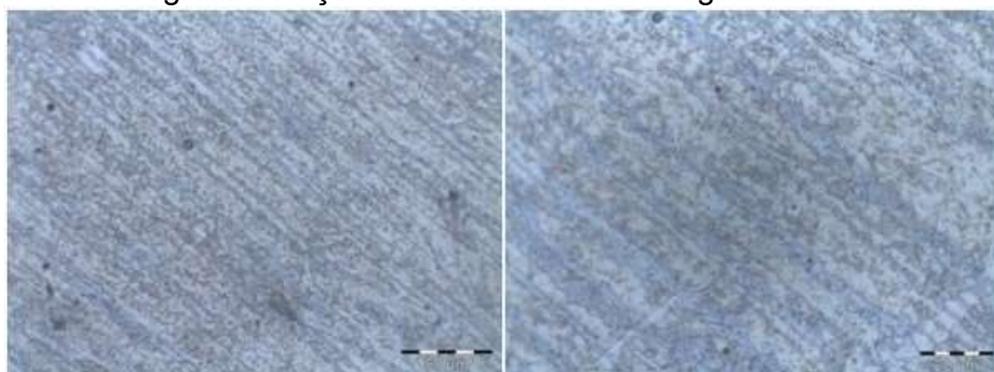
Figura 34: Micrografia do aço 17-4PH resfriadas em óleo nas escalas indicadas.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 35 mostra a microestrutura do aço 17-4PH resfriado em água, em duas escalas diferentes, assim como no aço AISI 410 o resfriamento em água resultou em grande quantidade de segregações quando comparado aos outros meios de resfriamento.

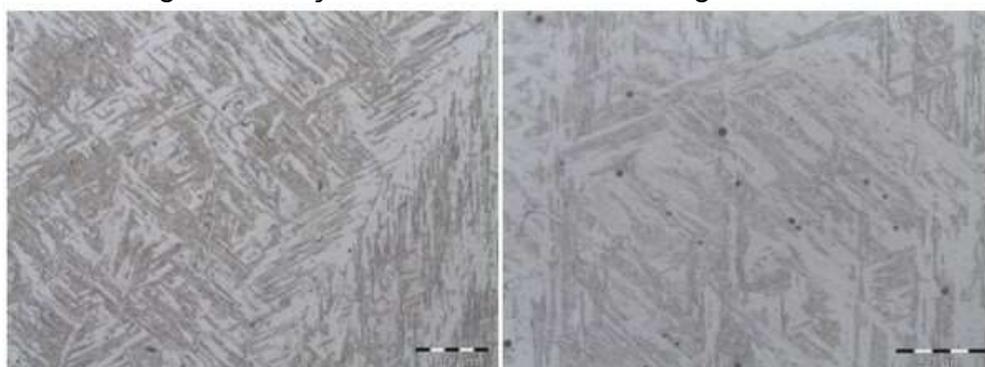
Figura 35: Micrografia do aço 17-4PH resfriadas em água nas escalas indicadas.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 36 mostra a microestrutura do aço 17-4PH resfriado em solução aquosa de polímero, em duas escalas diferentes. A microestrutura apresentou maior uniformidade na distribuição das fases. Elevadas quantidades de pontos de nucleação de segregados foram observadas.

Figura 36: Micrografia do aço 17-4PH resfriadas em água nas escalas indicadas.



4.4. Caracterização por MEV/EDS

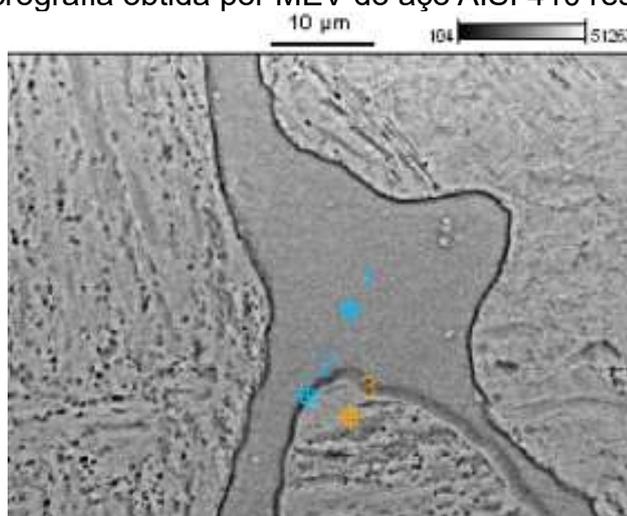
Com a finalidade de observar com maior detalhamento as microestruturas dos materiais analisados foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura, associada à mesma foram realizadas análises por espectrometria de energia dispersiva com a finalidade de verificar a composição dos aços em pontos específicos. Em ambos aços não foi constatada a ocorrência de microtrincas, entretanto devido à severidade do resfriamento em água, as amostras resfriadas nesse meio são mais suscetíveis a nucleação das mesmas (FARAH, 2002).

Em determinadas regiões de ambos aços verificou-se a degradação do filme de óxido de cromo, sendo a mesma ocasionada pela atmosfera inadequada de austenitização dos aços.

A composição química obtida pela microsonda EDS divergiu em alguns teores da obtida por espectrometria de emissão óptica. Entretanto revelou coerência de composição entre os pontos analisados e evidenciou a presença de precipitados e segregações em todos os pontos de todas as amostras, conforme pode ser verificados nos espectros de cada ponto. Este comportamento foi verificado em todos os meios de resfriamento e pode ser atribuído ao caráter desbalanceado da composição química do aço microfundido. A ocorrência de precipitados de Cr já era esperada para o aço AISI 410 pois o mesmo apresenta endurecimento secundário sob determinados parâmetros de tratamentos térmicos.

A Figura 37 apresenta a micrografia do aço AISI 410 resfriado em óleo obtida por MEV, nela é possível verificar a presença de segregações em toda a microestrutura e de precipitados nos contornos de grãos.

Figura 37: Micrografia obtida por MEV do aço AISI 410 resfriado em óleo.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 9 apresenta a composição química dos pontos indicados na Figura 37, no ponto 3 foi constatada a presença de O na composição da matriz martensítica, o elemento não foi observado em nenhum outro ponto analisado, e sua presença é atribuída à atmosfera sem controle na qual foram realizados os tratamentos térmicos, em função do teor de O relativamente baixo e de não ter ocorrido em outros pontos, seu efeito sobre as propriedades e microestrutura do aço é pouco considerável.

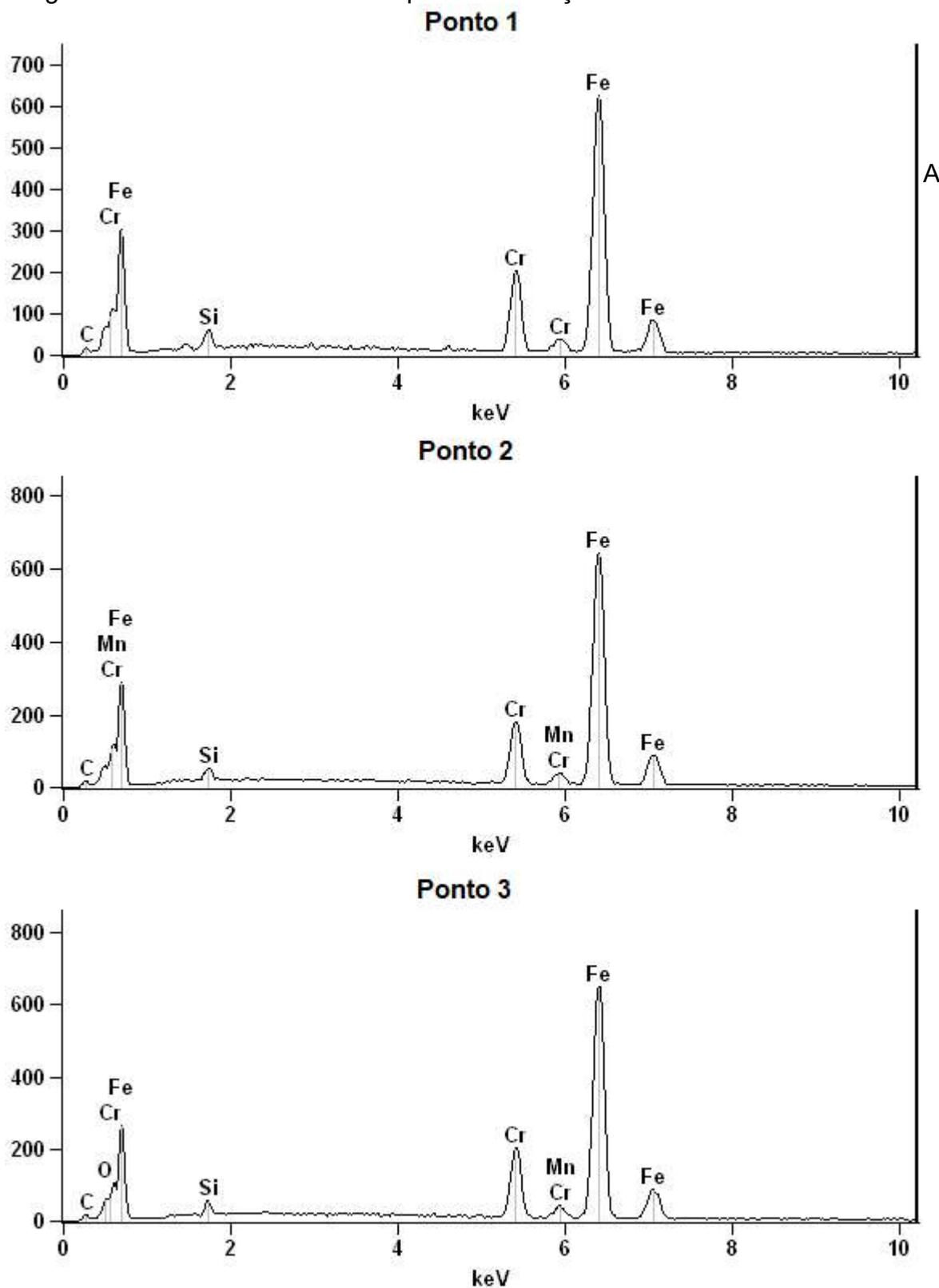
Tabela 9: Composição por ponto obtida por EDS do aço AISI 410 resfriado em óleo (% peso).

Ponto	C	O	Si	Cr	Mn	Fe
pt1	1.45		1.72	14.94		81.89
pt2	1.13		1.32	13.05	1.28	83.21
pt3	1.21	0.75	1.14	13.70	1.23	81.98

Fonte: Próprio autor.

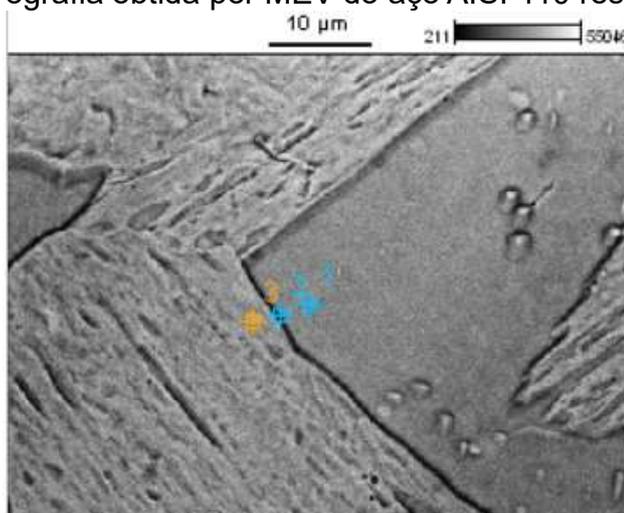
A Figura 38 apresenta o resultado da análise por EDS nos pontos indicados na Figura 37 os picos de Cr, C, Si e Mn, indicam de forma qualitativa a presença de segregações e precipitados destes elementos.

Figura 38: Resultados da análise por EDS do aço AISI 410 resfriado em óleo.



A Figura 39 apresenta a micrografia do aço AISI 410 resfriado em água obtida por MEV, foi constatada a presença de segregações em todas as áreas da microestrutura e de precipitados nos contornos de grãos.

Figura 39: Micrografia obtida por MEV do aço AISI 410 resfriado em água.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 10 apresenta a composição química dos pontos indicados na Figura 39. O teor de C elevado em todos os pontos indica a presença de segregações dos elementos em todas as regiões da microestrutura, tal comportamento é atribuído à severidade da transformação martensítica do resfriamento em água.

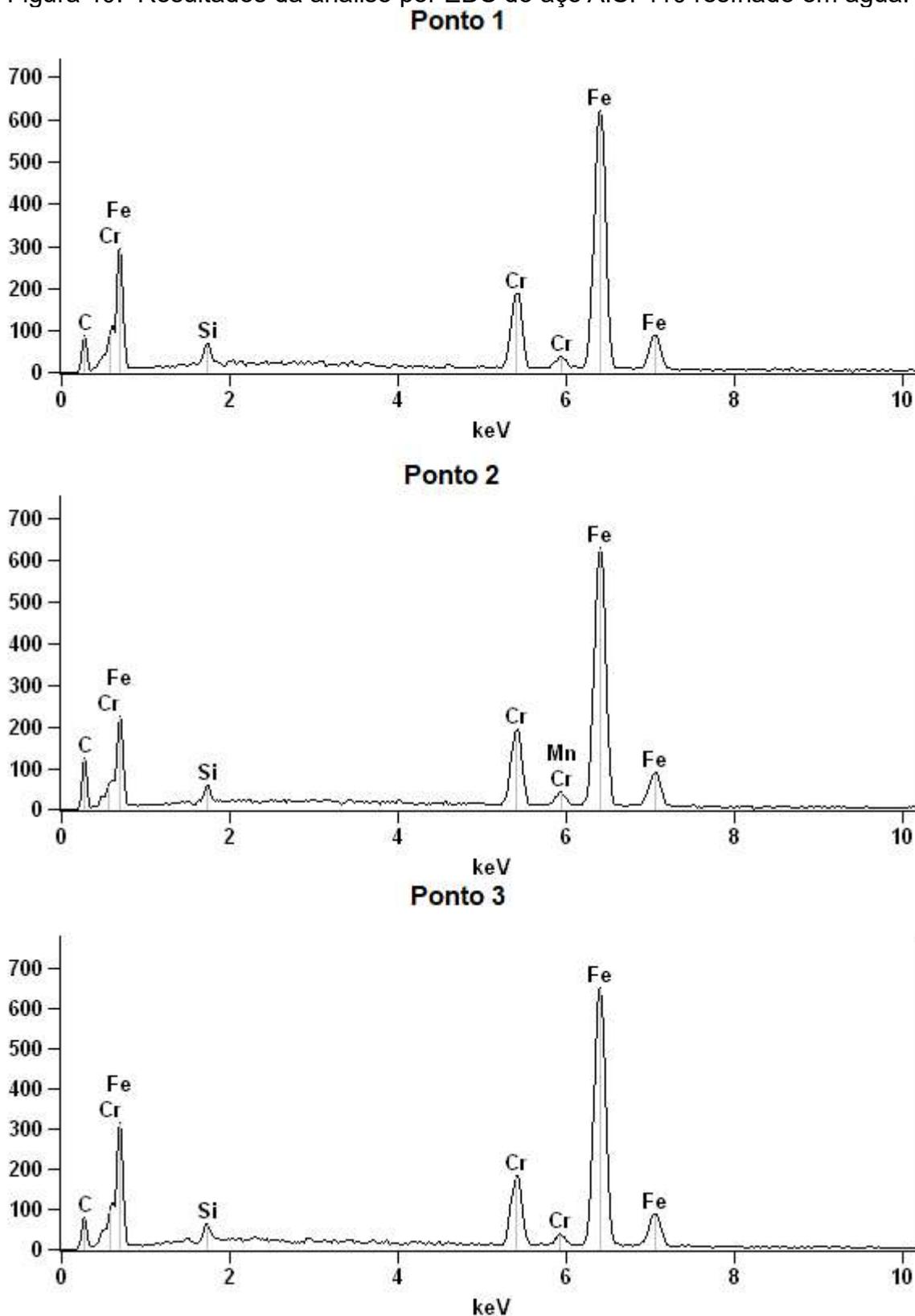
Tabela 10: Composição por ponto obtida por EDS do aço AISI 410 resfriado em água (% peso).

Ponto	C	Si	Cr	Mn	Fe
pt1	6.15	1.72	13.53		78.60
pt2	8.05	1.30	12.94	0.95	76.76
pt3	5.32	1.51	12.68		80.50

Fonte: Próprio autor.

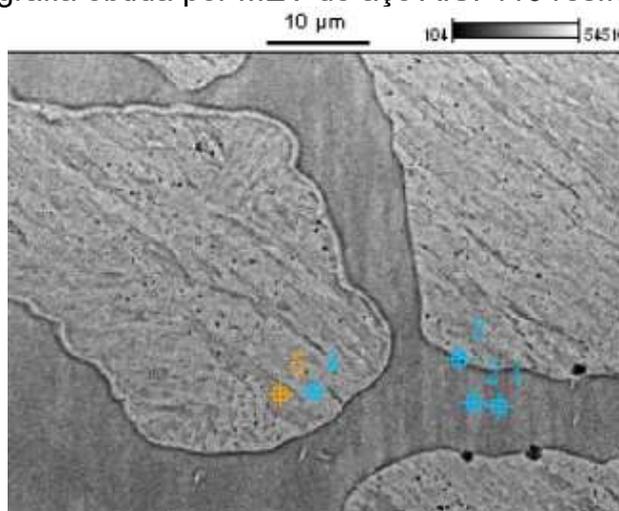
A Figura 40 apresenta a análise qualitativa por EDS dos pontos indicados na Figura 39, dela conclui-se que assim como no resfriamento em óleo foi observada a presença de segregações Cr, C, Si e Mn.

Figura 40: Resultados da análise por EDS do aço AISI 410 resfriado em água.



A Figura 41, apresenta a microestrutura do aço AISI 410 resfriado em solução aquosa de polímero obtida por MEV, nela é possível observar que a matriz apresentou elevado teor de segregações, assim como nos demais meios de resfriamento. Grandes pontos de nucleação de segregações foram verificados.

Figura 41: Micrografia obtida por MEV do aço AISI 410 resfriado em polímero.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 11 apresenta a composição química dos pontos indicados na Figura 41, o teor de Cr mostrou-se levemente alterado nos pontos 1 e 2 quando comparados aos demais meios de resfriamento.

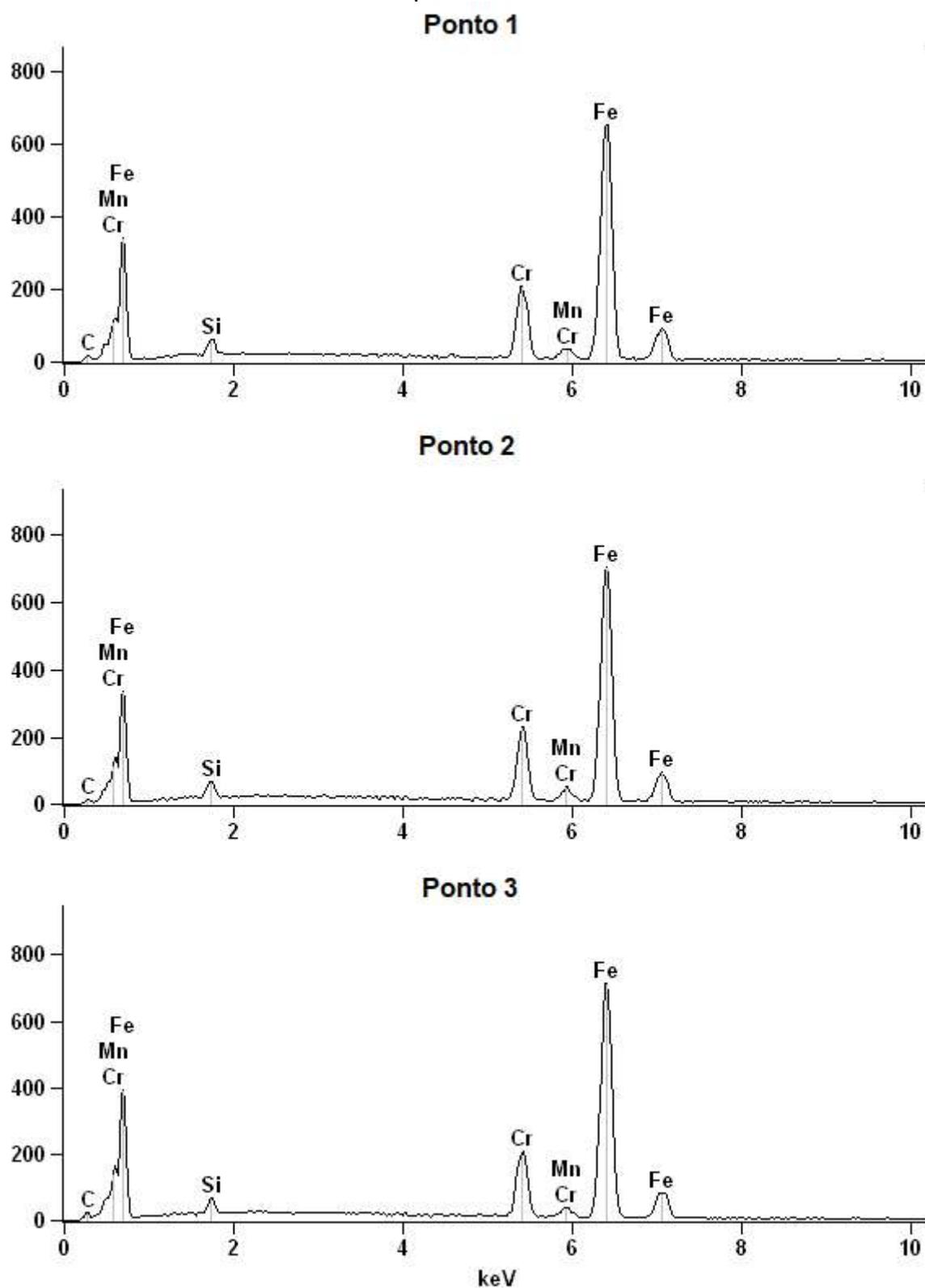
Tabela 11: Composição por ponto obtida por EDS do aço AISI 410 resfriado em polímero (% peso).

Ponto	C	Si	Cr	Mn	Fe
pt1	1.28	1.61	15.05	0.58	81.48
pt2	1.08	1.91	14.02	1.15	81.83
pt3	1.58	1.61	13.80	0.85	82.16
pt4	1.59	1.37	12.85		84.18
pt5	1.63	1.47	12.80	1.16	82.93

Fonte: Próprio autor.

A Figura 42, apresenta a análise qualitativa por EDS dos pontos indicados na Figura 41, novamente precipitados de Cr, C, Si e Mn foram observados.

Figura 42: Resultados da análise por EDS do aço AISI 410 resfriado em polímero.

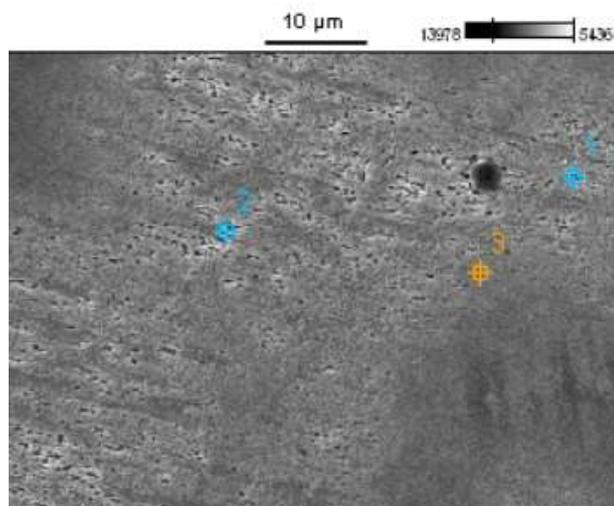


Para o aço 17-4PH as composições químicas obtidas pela microsonda EDS divergiram em alguns teores da obtida por espectrometria de emissão óptica. Entretanto revelou coerência de composição entre os pontos analisados e evidenciou a presença de precipitados de Cu e Cr e segregações em todos os pontos de todas as amostras, conforme pode ser verificados nos espectros de cada ponto. O teor de Cu foi o que apresentou maiores variações entre os pontos analisados em todos os meios de resfriamento. Para o resfriamento em polímero o teor de carbono apresentou variação significativa entre os pontos, indicando a ocorrência de carbonetos precipitados e segregados.

Assim como no aço AISI 410, foi verificada a presença de O na composição química. Entretanto tal fato foi verificado no resfriamento em óleo, mais uma vez o fato é atribuído à atmosfera sem controle do forno de tratamento térmico.

A Figura 43 apresenta a micrografia obtida por MEV para a amostra de aço 17-4PH resfriado em óleo, nela é possível observar elevados teores de segregações.

Figura 43: Micrografia obtida por MEV do aço 17-4PH resfriado em óleo.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 12 apresenta a composição química dos pontos indicados na Figura 43. Nela é possível verificar que o teor de Cu não é uniforme ao longo da amostra, indicando assim que a microestrutura não está homogênea.

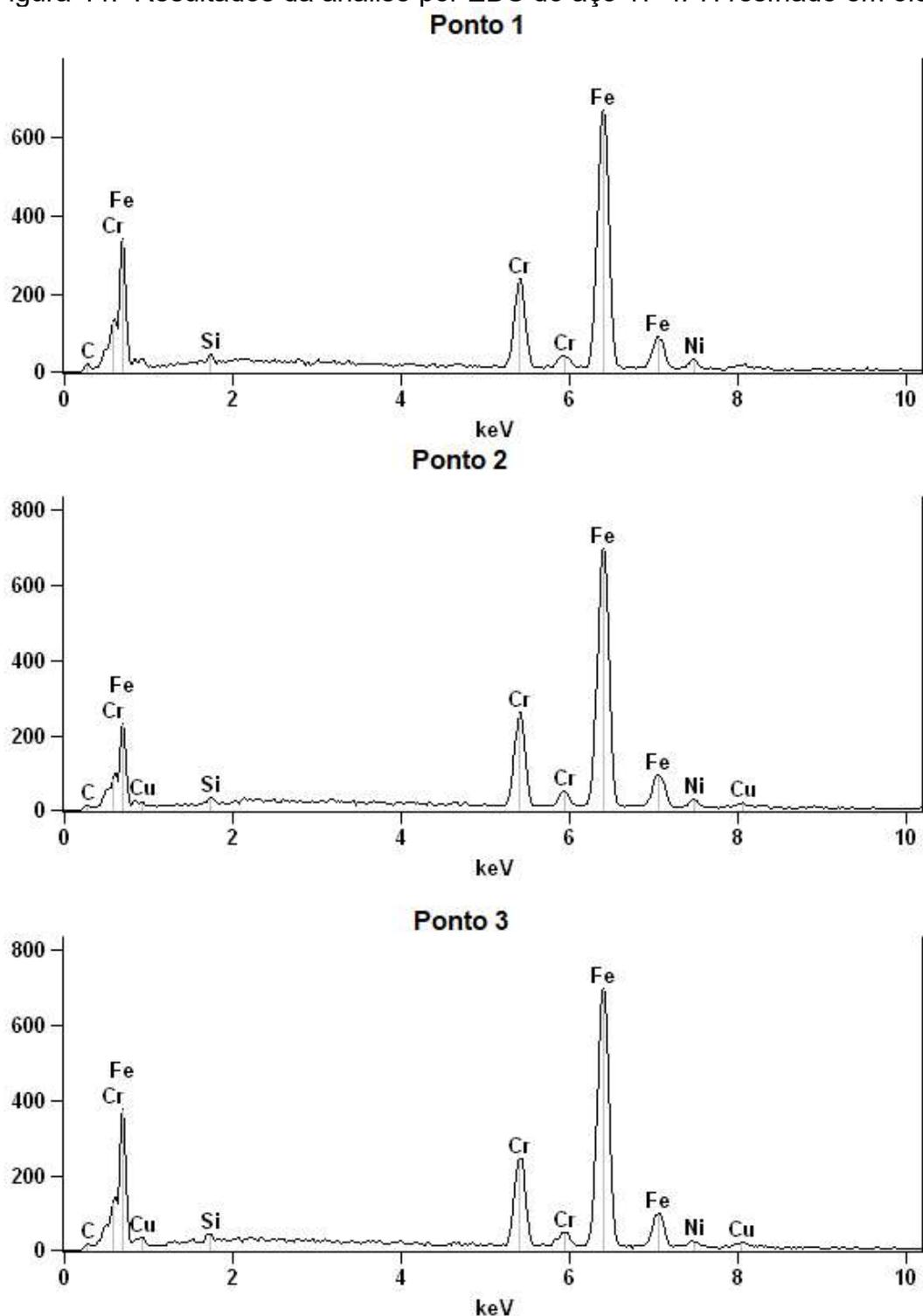
Tabela 12: Composição por ponto obtida por EDS do aço 17-4PH resfriado em óleo (% peso).

Ponto	C	Si	Cr	Fe	Ni	Cu
pt1	1.21	0.63	15.95	77.63	4.58	
pt2	1.06	0.49	15.78	74.71	4.64	3.33
pt3	0.94	0.63	15.31	76.21	3.07	3.84

Fonte: Próprio autor.

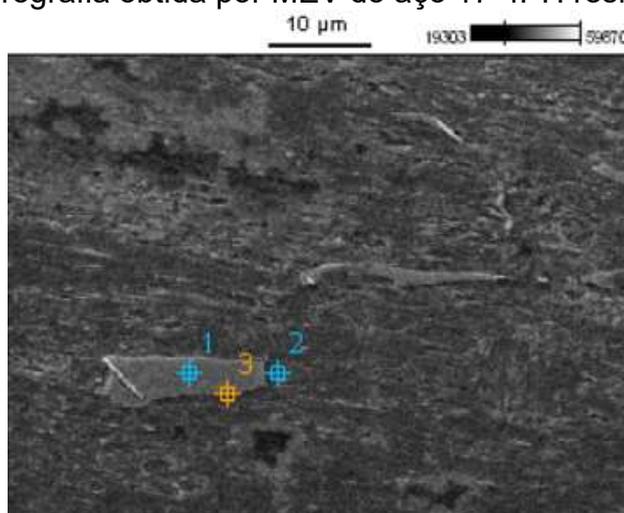
A Figura 44 apresenta os resultados da análise por EDS da amostra de aço 17-4PH resfriada em óleo, nela é possível constatar a carência de Cu em certas regiões da amostra, além disso, observa-se a ocorrência de segregações e precipitados de Cr em todos os pontos e de precipitados de Cu nos pontos 2 e 3.

Figura 44: Resultados da análise por EDS do aço 17-4PH resfriado em óleo.



A Figura 45 apresenta a micrografia da amostra de aço 17-4PH resfriada em água, nela observa-se que a microestrutura apresenta maior teor de segregações em relação às amostras resfriadas em óleo e solução aquosa de polímero, observam-se ainda os pontos de nucleação de segregações.

Figura 45: Micrografia obtida por MEV do aço 17-4PH resfriado em água.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 13 apresenta a composição química dos pontos indicados na Figura 45 nela verifica-se carência de Ni e Cu em determinadas regiões da amostra indicando assim que a microestrutura é heterogênea e com forte variação na concentração das fases ao longo da amostra.

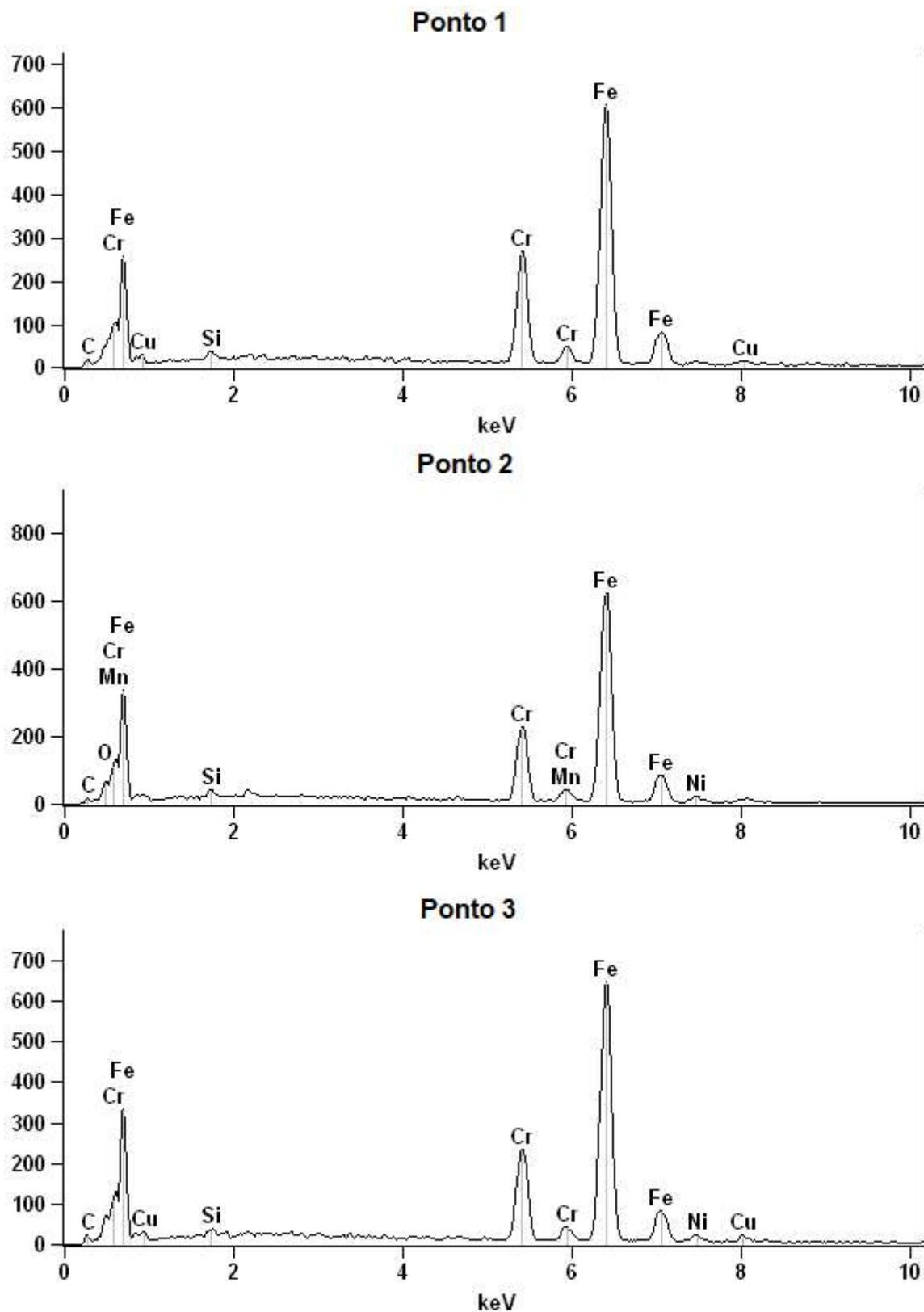
Tabela 13: Composição por ponto obtida por EDS do aço 17-4PH resfriado em água (% peso).

Ponto	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
pt1	1.05	0.68	18.50		76.71		3.06
pt2	0.95	0.71	16.23	1.19	77.69	3.23	
pt3	1.31	0.49	16.97		74.07	3.58	3.57

Fonte: Próprio autor.

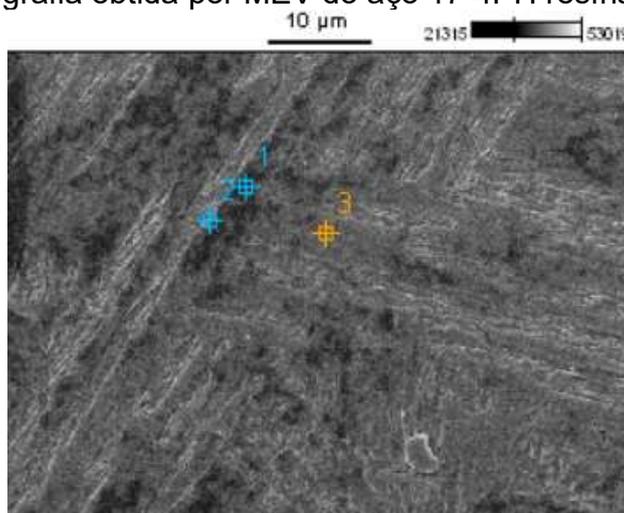
A Figura 46 apresenta o resultado qualitativo da análise por EDS, nela observa-se que a carência de precipitados de Cu no ponto 2.

Figura 46: Resultados da análise por EDS do aço 17-4PH resfriado em água.



A Figura 47 apresenta a micrografia obtida por MEV da amostra de aço 17-4PH resfriada em polímero, a microestrutura mostrou-se mais característica da liga estudada, assim como nos demais meios de resfriamento, altos teores de segregações foram observados.

Figura 47: Micrografia obtida por MEV do aço 17-4PH resfriado em polímero.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 14 apresenta a composição química dos pontos indicados na Figura 47 nela é possível observar que os teores dos elementos estão coerentes nos três pontos analisados, tal fato indica que a microestrutura apresentou-se mais homogênea na amostra

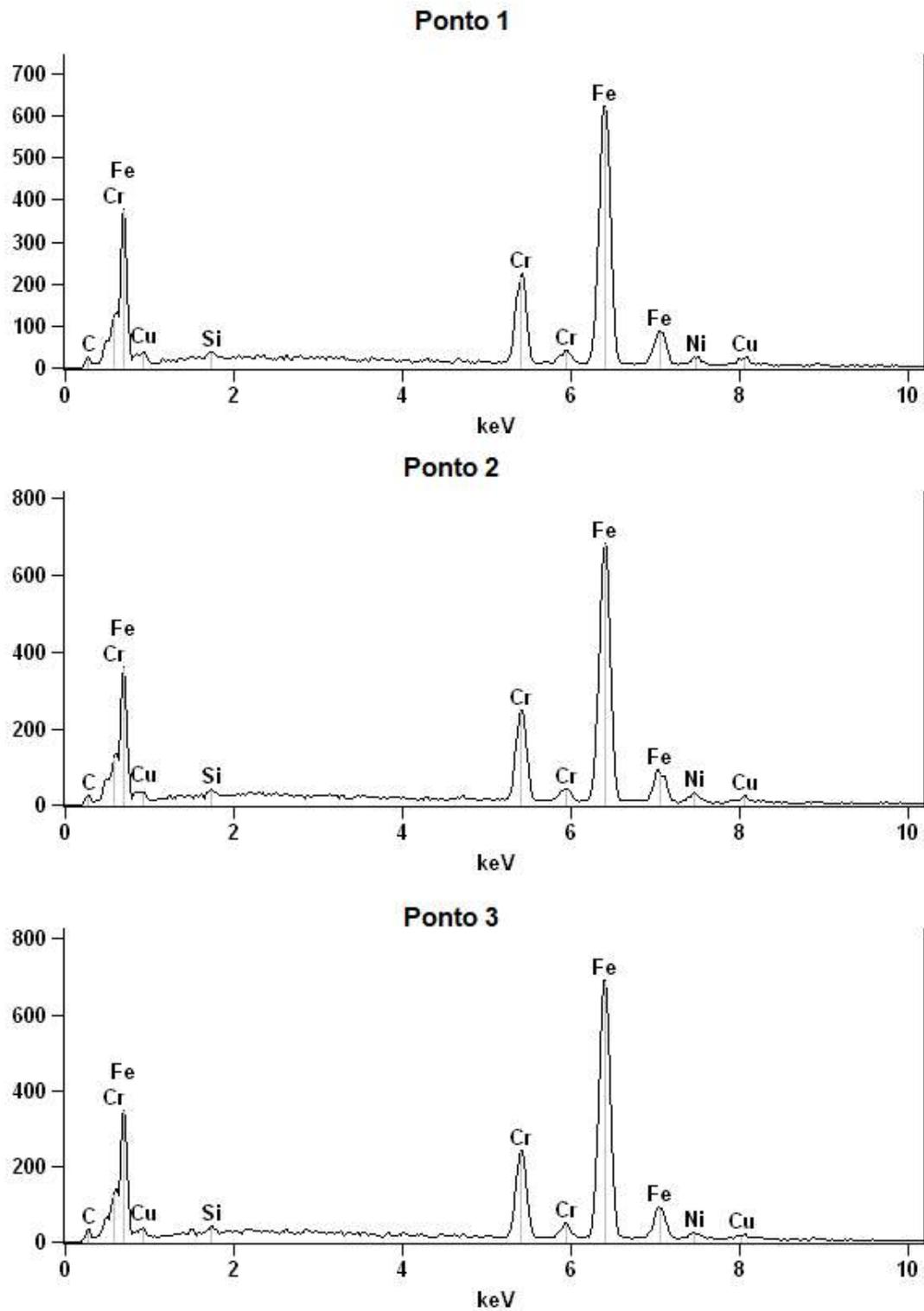
Tabela 14: Composição por ponto obtida por EDS do aço 17-4PH resfriado em polímero (% peso).

Ponto	C	Si	Cr	Fe	Ni	Cu
pt1	1.56	0.67	14.51	74.68	4.06	4.52
pt2	1.90	0.66	15.48	73.42	4.48	4.07
pt3	2.02	0.62	15.45	75.24	3.46	3.22

Fonte: Próprio autor.

A Figura 48 apresenta os resultados da análise qualitativa realizada por EDS, nela verifica-se a presença de precipitados de Cu e Cr em todos os pontos, além disso os picos de Cr indicam que o elemento apresenta-se na forma de segregações nos pontos analisados.

Figura 48: Resultados da análise por EDS do aço 17-4PH resfriado em



Fonte: Próprio autor.
polímero.

5. CONCLUSÕES

Com os resultados deste trabalho pode-se concluir que:

- Os meios de resfriamento utilizados neste trabalho não interferiram nas propriedades dos aços AISI 410 e 17-4PH e foram adequados para a obtenção das microestruturas características dos AISI 410 e 17-4PH.
- As microestruturas do aço AISI 410 obtidas após a realização dos tratamentos térmicos apresentaram-se constituídas por matriz martensítica refinada e martensita grosseira com distribuição heterogênea nas regiões de segregações.
- As microestruturas do aço 17-4PH obtidas após a realização dos tratamentos térmicos apresentaram-se constituídas por matriz martensítica e precipitados incoerentes com carácter grosseiro.
- A severidade de transformação martensítica foi bastante semelhante nos meios de resfriamento utilizados para as duas ligas estudadas.
- O resfriamento em solução aquosa a base de polímeros conferiu menor dispersão dos valores de dureza para ambos os aços.
- Em ambas as ligas foram verificados elevados teores de segregações, sobretudo de Cr, os meios de resfriamento e os parâmetros de tratamentos térmicos empregados neste trabalho não contribuíram para a eliminação e tais segregações.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar o efeito da velocidade de resfriamento dos aços AISI 310 e 17-4PH sobre a resistência à corrosão.
- Caracterizar os materiais logo após o resfriamento nos diferentes meios para avaliar as microestruturas obtidas antes dos tratamentos e revenimento e envelhecimentos.
- Caracterizar os materiais variando os parâmetros de tratamento térmico para estudar a ocorrência de endurecimento secundário no aço AISI 410 e superenvelhecimento do 17-4PH e verificar a influência dos meios de resfriamento sobre tais fenômenos.
- Estudar como a variação da concentração de solução aquosa de polímero influencia as microestruturas e propriedades mecânicas dos aços AISI 410 e 17-4PH.
- Estudar a influência dos meios de resfriamento e da concentração de solução aquosa de polímero sobre a ocorrência de distorções em componentes fabricados em aço AISI 410 e 17-4PH.

REFERÊNCIAS

- ASM HANDBOOK. **Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10^a ed. ASM International, 1993.
- ASM HANDBOOK. **Volume 4: Heat Treating**. 10^a ed. ASM International, 1991.
- BARBOSA, C. A. et al. **Formação de fase sigma em aço inoxidável austenítico-ferrítico**. Metalurgia ABM, 1976.
- BECKERMANN, C.; WANG, C.Y. **Incorporating Interfacial Phenomena in Solidification Models**. Journal of Metals, 1994.
- BERALDO, C. H. **Efeito da temperatura de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e resistência à corrosão por pite do aço inoxidável martensítico endurecido por precipitação UNS S46500**. Tese (Doutorado). Universidade de São Paulo, 2013.
- BRESSAN, J.D. *et al.* **Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing**. Journal of Materials Processing Technology, 2008.
- CARVALHO, M.A.N., **Catálogo de Produtos Inox da Acesita**. Seminário Inox 2000, Roças Novas, 2000.
- CASTELETTI, L. C. *et al.* **Avaliação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis com Nb endurecíveis por precipitação**. Revista Escola de Minas, 2010.
- CASTRO, G. M. **Estudo da oxidação a quente no aço inoxidável ferrítico ABNT 430**. Dissertação (Mestrado). Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, 2005.
- CHAKRABORTY, G. *et al.* **Study on tempering behaviour of AISI 410 stainless steel**. Materials Characterization, 2015.
- CHAPOROVA I.N.; KUDRYAVTSEVA V.I.; SAPRONOVA Z.N., **Structure and Properties of hard alloy based on Tungsten Carbide with Fe-Ni binder**. *Metal Science and Heat Treatment* 1978.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008.
- COUTINHO, C. B. **Materiais metálicos para engenharia**. Fundação Christiano Ottoni, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 1992.
- CRAWFORD, J. D.; ROHRIG, K.; BECHET, S. **High-strength cast stainless steels with enhanced corrosion resistance**. Stainless Steel Castings,. ASTM International, 1982.

DA SILVA, R. F. T. **Análise da influência de diferentes ciclos de tratamento térmico nas propriedades do aço microfundido ultraresistente IC-4340.** Universidade Federal de Santa Catarina, 2011.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica.** 2 ed. Editora Guanabara. Rio de Janeiro 1981.

DOMÍNGUEZ-AGUILAR, M. A.; NEWMAN, R. C. **Detection of deleterious phases in duplex stainless steel by weak galvanostatic polarization in alkaline solution.** Corrosion Science, 2006.

FARAH, Alessandro Fraga. **Caracterização de óleos vegetais como alternativa para meios de resfriamento utilizados no tratamento térmico de têmpera.** Tese (Doutorado). Universidade de São Paulo, 2002.

FOLKHARD, Erich; FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Duplex Austenitic-Ferritic Stainless Steels.** Welding Metallurgy of Stainless Steels, 1988.

GERDAU. **Aços de Alta Liga.** Manual de aços especiais, 2009.

GIOSA, J. A. **Influência de Diferentes Meios Oxidantes na Repassivação de um Aço Inoxidável Ferrítico Tipo AISI 430.** Tese (Doutorado). Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2003.

GRACIOSO, J. F. F. *et al.* **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM.** Dissertação (Mestrado). Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.

HEAT TECH, **Boletim Técnico nº. 06.** Mogi das Cruzes, 2009.

HENKE, Sérgio L. *et al.* **Microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável martensítico macio refundido por tocha plasma.** Soldagem & Inspeção, v. 19, 2014.

HIGGINS, R. **Propriedades e estruturas dos Materiais em Engenharia.** Difusão Editorial, 1982.

HSIAO, C. N.; CHIOU, C. S.; YANG, J. R. **Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel.** Materials Chemistry and Physics, 2002.

INFOMET, **Aços Inoxidáveis.** Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo.php?codAssunto=119>> Acesso em: 20 de junho de 2017.

JUNIOR, A. G. S; **Um estudo da influência de tratamentos de passivação na resistência à corrosão por pites de exemplares das cinco famílias de aços inoxidáveis.** Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Rio Grande, Escola de Engenharia, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, 2016.

KNOLL, Pedro Kupka. **Utilização de solução polimérica em substituição ao óleo como meio de resfriamento no tratamento térmico de têmpera de barras de aço**. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009.

KURZ, W., FISHER, D.J. **Fundamentals of Solidification**. 3ed. Trans Tech Publications, 1992.

LACOMBE, P.; BAROUX, B.; BERANGER, G. **Stainless Steels**. Les editions de Physique, 2000.

LEE, J.B. **Effects of alloying elements, CR, MO and N on repassivation characteristics of stainless steels using the abrading electrode technique**. Materials Chemistry and Physics, 2006.

LESLIE, W. C. **The Physical Metallurgy of Steels**. McGraw-Hill series in material science and engineering, 1981.

LI, *et al.* **Influence of salt bath nitrocarburizing and post-oxidation process on surface microstructure evolution of 17-4PH stainless steel**. Journal of Materials Processing Technology. v. 207, 2008

LIMA, F. B. **Microestrutura e Tenacidade de Aços Baixa Liga Tipo 41XX—Uma Abordagem Quantitativa**. Dissertação (Mestrado). Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2006.

LIMA, S.A. **Aços Inoxidáveis e Corrosão e Métodos Para Detecção**. Clube dos Autores, Joinville, 2005.

LIPPOL, JohnJOHN, Lippol; KOTECKI, Damian J. Kotecki. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**, 2005.

LO, K.H.; SHEL,C.H.; LAI,J.K.L. **Recent developments in stainless steels**. Materials Science and Engineering, v. 65, 2009.

LUDLUM, Allegheny. **Technical Data Blue Sheet. Stainless Steel AL 17-4™ Precipitation Hardening Alloy**, 2006.

MARTINS, M. **Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM A890/A890M Grau 6A**. Tese (Doutorado). Universidade de São Paulo, 2006.

MEDEIROS, J. L. B. **Desenvolvimento e análise da influência da oxinitrocarbonetação e acabamento intermediário nas propriedades metalúrgicas e mecânicas de aços inoxidáveis MIM**. Tese (Doutorado). Program de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2015.

MOORE, D.L.; CRAWLEY, S. **Applications of “standard” quenchnt cooling curve analysis**. ASM Heat Treatment and Surface Engineering 2, Materials Science Forum, 1994.

NALBONE, C. S. **Effects of Carbon Content and Tempering Treatment on the Mechanical Properties and Sulfide Stress-Corrosion Cracking Resistance of AOD-Refined CA6NM**. Stainless Steel Castings. ASTM International, 1982.

NINGSHEN, S. *et al.* **Semiconducting and passive film properties of nitrogen-containing type 316LN stainless steels**. Corrosion science, v. 49, 2007.

OCHOA, D. M. L. **Estudo do desgaste erosivo-corrosivo de aços inoxidáveis de alto nitrogênio em meio lamacento**. Tese (Doutorado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2007.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L.C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades**. Hemus Editora Limitada, São Paulo, 1994.

PADILHA, A.F.; RIOS, P.R. **Annealing of cold-worked austenitic stainless steel**. ISIJ International, v. 43, Tokyo, 2003.

PECKNER, D. *et al.* **Wrought precipitation-hardenable stainless steel**. Handbook of Staniless Steel, Mc-Graw-Hill Book Company, 1977.

PEREIRA, A. S.*et al.* **Estudo comparativo do reparo por soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 410 E CA-6NM**, 2001.

POBLANO-SALAS, C. A.; BARCEINAS-SANCHEZ, Jose Dolores Oscar; SANCHEZ-JIMENEZ, J. C. **Failure analysis of an AISI 410 stainless steel airfoil in a steam turbine**. Engineering Failure Analysis, v. 18, 2011.

PRATES, M.; DAVIES, G. J. **Solidificação de Metais e suas ligas**. Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 1978.

REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A. F. **O Desenvolvimento dos Aços Inoxidáveis Ferríticos-Austeníticos com Microestrutura Duplex**. Metalurgia e Materiais – ABM, 1992.

RIBEIRO, D. C. *et al.* **Comparativo da resistência mecânica superficial de um aço inoxidável endurecível por precipitação, com e sem processo de shot peening antes de ser envelhecido**. Universidade Presbiteriana Mackenzie, 2009.

RIZZO, E. M. S.; *et al.* **Análise numerica e experimental da solidificação do aço rápido M2 no processo de fundição de precisão**. Unicamp, 1994.

SALES, V. **Análise do comportamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e SAF 2205 em diferentes condições de dobramento**. Dissertação (Mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SANTOS, T. G. et. al. **Estudo do arrefecimento de aços em solução aquosa de polialquilenoglicol**. Dissertação (Mestrado). Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2009.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. John Wiley and Sons, Inc. New York, 1996.

SEDRIKS, A. J. **Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steel**. Corrosion, 1986.

SID AÇO INOX, **Informações Técnicas Aço Inoxidável**. Disponível em <<http://sidacoinox.com.br/informacoes-tecnicas-aco-inoxidavel>> Acesso em: 20 de junho de 2017.

SILVA, A. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. Edgard Blucher, São Paulo, 2010.

SMITH, W. F. **Structure and Properties do Engineering Alloys**. McGraw-Hill, Singapore, 1993.

SPEIDEL, M.O.; PEDRAZZOLI, R.M. **High nitrogen stainless in chloride solutions**. Materials Performance, v.31, 1992.

SUUTALA, N. *et al.* **Ferrite-Austenite Solidification Mode in Austenite Stainless Steel Welds**. Metallurgical Transaction v. 11A, 1980.

TAVARES, S. S. M. *et al.* **Microstructure and intergranular corrosion resistance of UNS S17400 (17-4PH) stainless steel**. Corrosion Science, v. 52, 2010.

TENSI, H. M.; STICH A.; TOTTEN G.E. **Fundamentals of quenching**. Metal Heat Treating, 1995.

TOTTEN, G. E. **Polymer quenchants for induction heat treating applications: the basics**. 9th International Induction Heat Treating Seminar, 2009.

TOTTEN, G. E.; BATES, O. E.; CLINTO, N. A. **Handbook of quenchants and quenching technology**. ASM International, 1993.

TREMARIN, R. **Estudo das propriedades mecânicas e resistência à corrosão do aço AISI 304 e variantes estabilizadas com nióbio**. Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.

TSAI, M. C. *et al.* **Phase transformation in AISI 410 stainless steel**. Materials Science and Engineering: A, v. 332, 2002.

VILLARES METALS, **Aços Inoxidáveis**. Catálogo. Sumaré, 1995.

VILLARES METALS, **Aço Inoxidável VC 140**. Ficha Técnica. Sumaré, 2004.

VILLARES METALS, **Aço Inoxidável V 630**. Ficha Técnica. Sumaré, 2015.

WOLFENDEN, A. **Internal friction study of AISI 410 stainless steel.** Scriptametallurgica, 1983.

WU, J.; LIN, C. **High-Temperature Mechanical Properties, Fatigue, and Fracture Behavior of 17-4 PH.** Stainless Steel, 2003.