



ESTUDO DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA DE UM AÇO DIN X 40 CrMoV5 - 1

JOSÉ DIOGO FERREIRA NEVES FERNANDES

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO
PORTO EM 20 DE JULHO DE 2021

ORIENTADORA - FEUP: PROFESSORA DOUTORA LAURA MARIA MELO RIBEIRO

ORIENTADOR - EMPRESA: ENG.º ANTÓNIO PAULO CERQUEIRA DUARTE

<i>CANDIDATO</i>	José Diogo Ferreira Neves Fernandes	<i>Código</i> 201004227
<i>TÍTULO</i>	Estudo da transformação bainítica de um aço DIN: X 40 CrMoV5 - 1	
<i>DATA</i>	20 de julho de 2021	
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - videoconferência - 16:00h	
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i> Filomena Maria da Conceição Viana	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i> Teresa Margarida Guerra Pereira Duarte	DEM/FEUP
	<i>Orientador</i> Laura Maria Melo Ribeiro	DEMM/FEUP

Resumo

Os aços ferramenta para trabalho a quente são aços de elevado desempenho, projetados para serem aplicados em matrizes de forjamento e extrusão a quente e moldes de fundição injetada de ligas de alumínio, magnésio, zinco, estanho, entre outras. O aço H13 Premium, um dos mais usados nestas aplicações, tem de apresentar propriedades mecânicas, como dureza, tenacidade e resistência mecânica a quente, elevadas; a um aumento da dureza, está normalmente associado uma redução da tenacidade à fratura, sendo por vezes difícil encontrar um bom balanço entre estas duas propriedades. Por este motivo, este aço, de designação comercial *Uddeholm Orvar Supreme*, é normalmente refundido e fornecido no seu estado recozido, por forma a apresentar elevada pureza e reduzido tamanho de grão e poder ser maquinado e tratado termicamente, por têmpera e revenido. Este tratamento térmico realiza-se em três dias, um dia para a têmpera (austenitização e arrefecimento) e dois dias para o revenido, conferindo, juntamente com o elevado teor em elementos de liga, a elevada resistência mecânica deste aço.

Através do estudo da transformação bainítica, com base na evolução da dureza, tenacidade e microestrutura, concluiu-se que esta reação se dá por etapas (possivelmente devido ao elevado teor em silício), sendo possível interromper a reação no momento em que a microestrutura é constituída por austenite residual e ferrite bainítica, momento correspondente a um pico de tenacidade nas duas temperaturas de transformação estudadas (430°C e 380°C). Estas propriedades superam as obtidas através do tratamento térmico *standard*, têmpera e revenido, para além de permitirem reduzir o tempo de tratamento, e a probabilidade de fissuração, através da interrupção do arrefecimento à temperatura de transformação.

Palavras-chave: aço AISI H13, têmpera e revenido, têmpera bainítica, transformação bainítica, elementos de liga, *JMatPro*, diagrama TTT.

Abstract

The hot-work tool steels are high performance steels, designed to be applied in hot forging and extrusion dies and die - casting molds of aluminum alloys, magnesium, zinc, tin, among others. The AISI H13 Premium steel, one of the most used for these applications, should have good mechanical properties, such as hardness, fracture toughness and hot mechanical strength; an increase in hardness is usually associated with a reduction in fracture toughness, and sometimes it is difficult to find a good balance between these two properties in the same steel. For this reason, this steel, commercially named Uddeholm Orvar Supreme, is normally remelted and supplied in its annealed state, in order to have high purity and reduced grain size and can be machined and heat treated, by quenching and tempering. This heat treatment takes place in three days, one day for quenching (austenitization and cooling) and two days for tempering, providing, together with its high content of alloying elements, the high mechanical strength of this steel.

Through the study of bainitic transformation, based on the evolution of hardness, toughness and microstructure, it was concluded that this reaction occurs by steps (possibly due to its high silicon content), being possible to stop the reaction when the microstructure is constituted by retained austenite and bainitic ferrite, moment corresponding to a tenacity peak at the two studied transformation temperatures (430°C and 380°C). These properties surpass those obtained through standard heat treatment, quenching and tempering, in addition to reducing the treatment time and the probability of cracking, through the interruption of the cooling at the transformation temperature.

Keywords: AISI H13 steel, quenching and tempering, bainitic quenching, bainitic transformation, alloy elements, *JMatPro*, TTT diagram.

Agradecimentos

Dedico este espaço a todos aqueles que me acompanharam e ajudaram na realização desta dissertação, e em todo o meu percurso académico.

À Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro, orientadora desta dissertação, a oportunidade de desenvolver um tema numa área do meu interesse, e que se mostrou sempre disponível a ajudar e a melhorar o meu trabalho.

Ao Eng^o Paulo Duarte, da empresa *MetalSolvus*, a oportunidade de trabalhar este tema, e a toda a sua ajuda e preocupação que demonstrou ao longo da realização desta dissertação.

À empresa *Metaliax*, por me colocarem no mundo de trabalho e me ajudarem todos os dias a crescer, pessoal e profissionalmente.

A todos os meus amigos mais próximos por me acompanharem ao longo destes anos.

À minha Avó pela sua presença na minha vida e, em especial, à minha Mãe, pois sem os seus conselhos e ajuda não teria conseguido chegar até aqui.

A todos, um muito obrigado!

Índice

Resumo	I
Abstract	II
Agradecimentos	III
Índice de figuras	VII
Índice de tabelas	IX
1. Introdução	1
1.1. Enquadramento e objetivos	1
2. Revisão bibliográfica	2
2.1. Aços para ferramentas de trabalho a quente	2
2.1.2. Propriedades mecânicas	4
2.2. Tratamento térmico	7
2.2.1. Têmpera e revenido	9
2.2.2. Têmpera bainítica	15
2.3. Aços para ferramentas de trabalho a quente, ligados ao crómio e molibdénio	19
2.4. Influência dos elementos de liga (Cr, Mo, V)	23
3. Materiais e procedimento experimental	24
3.1. Materiais	24
3.2. Tratamentos térmicos	25
3.2.1. Fornos e controlo da temperatura	26
3.2.2. Simulação com o JMatPro	29
3.2.3. Têmpera martensítica e revenido	30
3.2.4. Têmpera bainítica	31
3.3. Caracterização microestrutural	32
3.4. Ensaios mecânicos	33

3.4.1. Ensaio de dureza	33
3.4.2. Ensaio de choque	33
4. Apresentação e discussão de resultados.....	34
4.1. Caracterização do aço inicial	34
4.2. Caracterização do aço após têmpera e revenido.....	35
4.3. Caracterização do aço após têmpera bainítica	35
4.4. Resultados da simulação no <i>JMatPro</i>	51
5. Conclusões	57
5.1. Sugestões para trabalhos futuros	58
6. Referências bibliográficas	59

Índice de figuras

Figura 1 - Efeito da temperatura, para um estágio de 100 horas, na dureza dos aços H13, H21, H23 e H26 [1].	6
Figura 2 - Esquema do processo de endurecimento dos aços para ferramentas de trabalho a quente [5].....	9
Figura 3 - Curva de revenido de um aço AISI H13 [9].	10
Figura 4 - Dureza relativa da martensite e dos carbonetos presentes nos aços ferramenta [6].....	12
Figura 5 - Curvas de revenido para diferentes aços com 0,5% em carbono, ligados ao tungstênio, cromo, molibdênio e vanádio [8].	14
Figura 6 - Diagrama TTT de um aço H13 com 0.40% C, 1.05% Si, 5.00% Cr, 1.35% Mo e 1.10% V [8].	16
Figura 7 - Disposição dos carbonetos na bainite superior e na bainite inferior [10].	18
Figura 8 - Diferença entre o t_d e t_θ em a) aços com bainite superior, b) aços com bainite superior e inferior e c) aços com bainite inferior [10].	19
Figura 9 - Curva de Jominy, para um aço H12 com e sem molibdênio [8].	20
Figura 10 - Efeito da temperatura de austenitização: a) na dureza de alguns aços do tipo H temperados ao ar; b) no tamanho de grão de um aço H13 [8].	21
Figura 11 - Resistência ao impacto de um aço H13 à temperatura ambiente e a 425°C, em função da temperatura de austenitização, velocidade de arrefecimento, e temperatura de revenido: duplamente revenido por 2 horas a a) 540°C, b) 595°C e c) 620°C [8].	22
Figura 12 - Amostras do aço AISI H13 cortadas com o discotom.....	25
Figura 13 - Fornos utilizados nos tratamentos térmicos. a) mufla para austenitização das amostras e b) banho de sais para a transformação bainítica.	26
Figura 14 - Perfil de temperatura dos fornos de mufla utilizados para a austenitização das amostras.....	27
Figura 15 - Registo da temperatura em função do tempo da amostra sujeita a têmpera bainítica a 430°C durante 45 minutos.	28
Figura 16 - Esquema da montagem e posição das amostras no banho de sais, durante a têmpera bainítica.....	28

Figura 17 - Ciclo térmico das amostras temperadas e revenidas.....	30
Figura 18 - Diagrama TAC do aço AISI H13 estudado [16].	31
Figura 19 - Ciclo térmico da têmpera bainítica.....	32
Figura 20 - Microestrutura globulizada do aço AISI H13 no estado recozido.....	34
Figura 21 - Microestrutura da amostra temperada e revenida, atacada com Nital 2%, a) microestrutura martensítica revenida; (b) a mesma estrutura com maior ampliação.	35
Figura 22 - Microestrutura de amostras transformadas a 380°C, atacada com Nital 5%; a ferrite bainítica e martensite não são resolúveis nestas imagens.	36
Figura 23 - Microestrutura de amostras transformadas a 430°C, atacada com Nital 5%; a ferrite bainítica e a martensite não são resolúveis nestas imagens.	37
Figura 24 - Dispersão da dureza em função do tempo de estágio, a 430°C e 380°C.	38
Figura 25 - Dureza média em função da temperatura e estágio bainítico.	39
Figura 26 - Energia absorvida na fratura em função do tempo e temperatura de estágio.	39
Figura 27 - Imagens SEM das amostras transformadas a 380°C, durante 6 h, 12 h e 24 h.	41
Figura 28 - Resultados de EDS para as amostras transformadas a 380°C, durante 6 h, 12 h e 24 h.	43
Figura 29 - Imagens SEM das amostras transformadas a 430°C, durante 3 h, 12 h e 24 h.	44
Figura 30 - Resultados de EDS para as amostras transformadas a 430°C, durante 3h, 12h e 24h.....	46
Figura 31 - Análise quantitativa dos carbonetos para tempos crescentes de estágio bainítico.	48
Figura 32 - Imagem exemplo da quantificação de carbonetos delineados a amarelo.	49
Figura 33 - Fração de bainite formada em função do tempo e temperatura de estágio.	50
Figura 34 - Curvas de arrefecimento simuladas no JMatPro sobrepostas à curva de arrefecimento experimental.	52

Figura 35 - Curva de arrefecimento simulada pelo JMatPro, para o ciclo de 380°C (45 min).	52
Figura 36 - a) dureza em função da temperatura e tempo de estágio e b) % de bainite em função da temperatura e tempo de estágio - JMatPro v.11.2.	53
Figura 37 - Diagrama TTT do aço AISI H13 estudado, JMatPro v.11.2.	55
Figura 38 - Simulação do efeito da alteração da composição química na fração de fases e dureza de um aço AISI H13 sujeito a uma têmpera bainítica a 380°C, durante 45 minutos - JMatPro, V11.2. [20].	56
Figura 39 - Simulação do efeito da alteração da composição química na fração de fases e dureza de um aço AISI H13 sujeito a uma têmpera bainítica a 430°C, durante 45 minutos - JMatPro, V11.2. [20].	56

Índice de tabelas

Tabela 1 - Composição química de alguns aços para ferramentas de trabalho a quente, segundo AISI [1].	3
Tabela 2 - Características de alguns aços para ferramentas de trabalho a quente [4].	7
Tabela 3 - Características dos carbonetos de liga existentes nos aços para ferramentas de trabalho a quente [6].	13
Tabela 4 - Composição química do aço AISI H13 Premium estudado [16].	24
Tabela 5 - Dados estatísticos da temperatura.....	29
Tabela 6 - Ataques realizados em função do estado da microestrutura [18].	32
Tabela 7 - Propriedades mecânicas da amostra temperada e revenida.	35
Tabela 8 - Composição química das zonas analisadas com EDS.....	47

1. Introdução

1.1. Enquadramento e objetivos

O objetivo principal desta dissertação é o estudo da cinética de transformação bainítica de um aço AISI H13 Premium (com equivalência a DIN X40 CrMoV5-1), tendo sido proposto pela empresa *MetalSolvus*. Este é um aço ferramenta para trabalho a quente, utilizado normalmente na indústria dos moldes, nomeadamente moldes para fundição injetada de ligas de alumínio, magnésio, entre outros materiais.

Dadas as propriedades mecânicas exigidas para os aços AISI H13, resistência ao desgaste, ao impacto e à fadiga térmica, este aço é normalmente obtido por vazamento e conformação plástica a quente, sendo posteriormente maquinado para dimensões próximas das finais, endurecido através do tratamento térmico de têmpera e revenido, novamente maquinado, eletroerodido e retificado [1,2]. Neste trabalho foi estudada a possível substituição do referido tratamento pela têmpera bainítica, através da qual espera-se obter melhor tenacidade à fratura em detrimento da dureza, devido à formação de bainite, em vez de martensite. Assim, de modo a comparar as propriedades obtidas através deste tratamento com as do tratamento *standard*, além de ensaios de dureza, foram realizados ensaios de choque e avaliação microestrutural por microscopia ótica e eletrónica de varrimento.

Industrialmente, e dada as elevadas dimensões dos moldes, maquinados a partir de perfis com espessuras na ordem dos 500 - 700 mm, este tratamento realiza-se durante três dias; um para têmpera e dois para os três ciclos de revenido. Através do estudo da cinética da transformação bainítica, é possível conhecer o tempo necessário para a realização da têmpera bainítica, e então identificar parâmetros de trabalho para este tipo de tratamento. A medição das propriedades permitirá comparar a têmpera bainítica com a tradicional têmpera martensítica, no sentido de validar a utilidade do tratamento. Prevê-se que este tratamento reduza em dois dias o tratamento térmico *standard* até agora realizado sendo que, através da interrupção do arrefecimento severo inerente a este tratamento, se reduza a probabilidade de fissuração nos moldes.

Este trabalho também visa comparar os resultados do *software* de simulação *JMatPro V. 11.2* relativos às transformações isotérmicas e em arrefecimento contínuo com os resultados práticos, tanto ao nível da cinética de transformação, como de

evolução microestrutural; além de estimar o tempo da reação bainítica, este *software* permite conhecer a percentagem de bainite formada ao longo do tempo, o que pode ser bastante útil para a indústria.

Na revisão teórica, aborda-se a influência dos elementos de liga na cinética da reação bainítica no aço AISI H13, pois o custo da adição pode ser compensado pela sua capacidade de aceleração da formação de bainite, podendo-se tornar economicamente vantajoso.

2. Revisão bibliográfica

2.1. Aços para ferramentas de trabalho a quente

Os aços para ferramenta de trabalho a quente são aços cuja composição química contem vários elementos de liga tais como: tungsténio, molibdénio, vanádio, manganês e crómio. Estes elementos são adicionados para garantir que estes aços, considerados de elevado desempenho, sejam capazes de responder às mais diversas necessidades do mercado, cada vez mais exigente e competitiva. Nomeadamente, importa que estes aços apresentem resistência ao amaciamento a temperaturas acima dos 600°C, tenacidade entre 10-20J e dureza entre 42 e 50 HRC [1].

Segundo a designação AISI [1] estes aços são do grupo H (“*Hot-work steels*”) e dividem-se em três subgrupos distintos, da seguinte forma:

- aços para ferramentas de trabalho a quente, ligados ao crómio - H10 até H19;
- aços para ferramentas de trabalho a quente, ligados ao tungsténio - H21 até H26;
- aços para ferramentas de trabalho a quente, ligados ao molibdénio - H42 e H43 [1].

Os aços para ferramenta de trabalho a quente são aços ligados de médio carbono, entre 0,35% e 0,45%, e um teor em crómio, tungsténio, molibdénio e vanádio que varia entre 6% e 25%. Na tabela 1, apresenta-se a composição química de alguns aços para ferramentas de trabalho a quente. A composição química afeta as propriedades mecânicas e determina as condições de tratamento térmico, sendo este assunto detalhado nas subsecções seguintes.

Tabela 1 - Composição química de alguns aços para ferramentas de trabalho a quente, segundo AISI [1].

AISI	Composição química (% pond.)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V
Aços para ferramentas de trabalho a quente ligados ao crómio								
H11	0,33 - 0,43	0,20- 0,50	0,80- 1,20	4,75- 5,50	max. 0,30	1,10- 1,60	-	0,30- 0,60
H13	0,32- 0,45	0,20- 0,50	0,80- 1,20	4,75- 5,50	max. 0,30	1,10- 1,75	-	0,80- 1,20
Aços para ferramentas de trabalho a quente ligados ao tungsténio								
H21	0,26 - 0,36	0,15- 0,40	0,15- 0,50	3,00 - 3,75	max. 0,30	-	8,50- 10,00	0,30- 0,60
H23	0,25 - 0,35	0,15- 0,40	0,15- 0,60	11,00- 12,75	max. 0,30	-	11,00- 12,75	0,75- 1,25
H26	0,45- 0,55	0,15- 0,40	0,15- 0,40	3,75- 4,50	max. 0,30	-	17,25- 19,00	0,75- 1,25
Aços para ferramentas de trabalho a quente ligados ao molibdénio								
H42	0,55- 0,70	0,15- 0,40	-	3,75- 4,50	max. 0,30	4,50- 5,50	5,50- 6,75	1,75- 2,20

Os aços para ferramentas de trabalho a quente são, como o próprio nome indica, destinados a operações de trabalho a temperaturas elevadas capazes de alterar a microestrutura, normalmente acima dos 500°C. Os aços para ferramentas de trabalho a quente ligados ao crómio são especialmente bem adaptados para matrizes para extrusão de ligas de alumínio e magnésio, bem como para moldes de fundição injetada de ligas de alumínio, estanho, chumbo, zinco e magnésio, matrizes para forjamento a quente, mandris e cortantes. Assim sendo, os valores de tenacidade à fratura, resistência ao desgaste, resistência mecânica a quente e, sobretudo, resistência à fadiga térmica devem ser elevados - as ferramentas mais produzidas são moldes e matrizes de grandes dimensões, expostos a temperaturas que podem atingir os 670°C. O aço H11 tem, ainda, vindo a ser utilizado na produção de componentes estruturais de alta resistência, particularmente para a indústria aeroespacial [1,2,3].

A composição química dos aços para ferramentas de trabalho a quente (e aços para ferramenta em geral), bem como a necessidade de apresentarem uma microestrutura homogénea e isenta de impurezas, exige uma seleção rigorosa nas

matérias - primas (incluindo sucata) e um controlo apertado do processo de fabrico. Estes aços são normalmente obtidos por fusão em fornos de arco elétrico (20 - 50 ton) e podem ser refinados por AOD (*Argon Oxygen Decarburization*) e desgaseificação em vácuo, para obter a composição química pretendida, bem como evitar perdas dos elementos de liga da sucata (crómio, vanádio, molibdénio e tungsténio); podem ainda ser refundidos através de métodos de refusão por eletroescória ou refusão por arco a vácuo, reduzindo assim o nível de impureza. São produzidos, normalmente, em blocos ou barras com dimensões até 1000 mm de espessura. A grande maioria dos aços para ferramenta de trabalho a quente são processados por conformação plástica [1,4].

Os aços para ferramentas também podem ser produzidos por pulverometalurgia. Este processo apresenta várias vantagens, nomeadamente proporciona uma distribuição de carbonetos mais uniforme e obter microestruturas com menor quantidade de impurezas, sendo mais fácil controlar a quantidade de elementos de liga [1].

Todas as práticas referidas anteriormente e o controlo de qualidade inerentes à produção destes aços, assim como o custo dos elementos de liga, contribuem para o elevado valor comercial dos aços para ferramenta de trabalho a quente.

2.1.2. Propriedades mecânicas

Dada as aplicações para os quais se destinam [1,2], os aços para ferramentas de trabalho a quente, podem apresentar os seguintes requisitos:

- elevada resistência ao desgaste;
- elevada tenacidade à fratura;
- elevada resistência mecânica a quente;
- elevada resistência à fadiga térmica.

Nenhum material consegue combinar o máximo de resistência ao desgaste, resistência mecânica a quente e tenacidade à fratura. Consequentemente, a seleção dos aços e, portanto, da composição química, terá que ser adequada à combinação destas propriedades por forma a responder aos requisitos das aplicações para as quais são projetados [1].

É importante referir que os aços para ferramenta de trabalho a quente são processados termicamente por forma a conferir-lhes a melhor combinação de dureza/tenacidade para que possam ser utilizados nas mais diversas aplicações. O tratamento térmico mais comum é a têmpera e revenido [2] que serão, a seguir, explicados com detalhe.

Dentro dos aços da classe H, os aços para ferramenta ligados ao cromo, são os que apresentam maior resistência ao impacto uma vez que apresentam menor concentração em elementos carburígenos tais como o molibdénio, o tungsténio e o vanádio (quando comparados com os outros aços deste grupo). Estes elementos promovem o endurecimento secundário que se verifica no revenido, sendo responsáveis por um aumento da resistência mecânica a quente. Isto faz com que os aços para ferramenta de trabalho a quente ligados ao tungsténio e molibdénio, apresentem melhor resistência ao desgaste abrasivo e melhor resposta ao amaciamento a elevadas temperaturas, em detrimento da tenacidade à fratura. O maior teor em silício dos aços para ferramentas ligados ao cromo, melhora a resistência à oxidação a temperaturas superiores a 800°C, em relação aos restantes aços deste grupo [1].

Os aços ligados ao molibdénio, são aços com características semelhantes aos aços para ferramenta de trabalho a quente ligados ao tungsténio: apresentam como vantagens, um custo inicial inferior e maior resistência ao calor e como desvantagem requerem maior controlo do tratamento térmico, no que diz respeito à descarburização e ao controlo da temperatura de austenitização [1].

No gráfico da figura 1, apresentam-se as curvas de revenido para um estágio de 100 horas, relativas aos aços H13, H21, H23 e H26 [1].

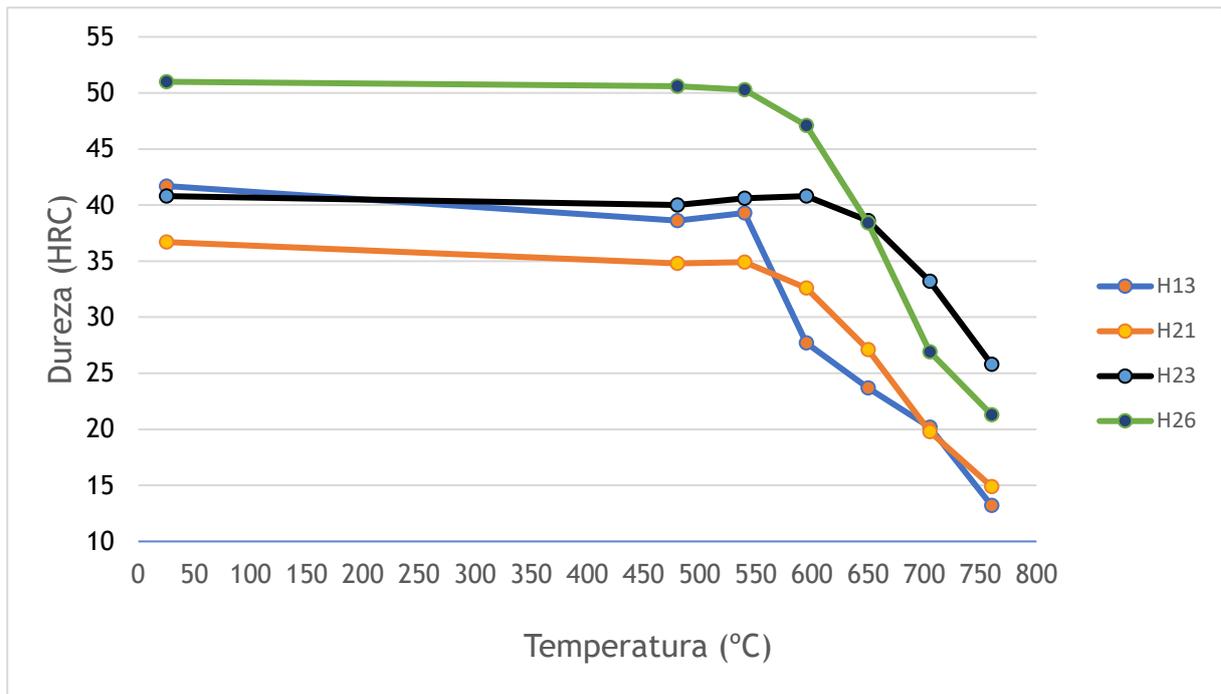


Figura 1 - Efeito da temperatura, para um estágio de 100 horas, na dureza dos aços H13, H21, H23 e H26 [1].

Analisando o gráfico pode verificar-se que, efetivamente, um maior teor em elementos carburígenos (como é o caso dos aços H23 e H26), promove uma maior resistência mecânica a quente, já que conduzem a uma diminuição de dureza menos acentuada à medida que se aumenta a temperatura [1].

Conforme os dados na tabela 2, verifica-se que os aços para ferramenta de trabalho a quente ligados ao cromo são os que apresentam a melhor combinação de propriedades; apesar de menor resistência ao desgaste, estes aços são mais fáceis de maquinar (o que facilita o seu processamento), são resistentes ao amaciamento e apresentam melhor resistência ao impacto [4].

Tabela 2 - Características de alguns aços para ferramentas de trabalho a quente [4].

Aços AISI	Maquinabilidade	Resistência ao impacto	Resistência ao amaciamento	Resistência ao desgaste
Ligados ao Cr				
H11	Média/alta	Muito alta	Alta	Média
H13	Média/alta	Muito alta	Alta	Média
Ligados ao W				
H21	Média	Alta	Alta	Média/Alta
Ligados ao Mo				
H42	Média	Média	Muito alta	Alta

Enquanto que nos aços para ferramentas de trabalho a frio a resistência ao desgaste está diretamente relacionada com a dureza, pois o desgaste é sobretudo abrasivo, no caso dos aços para trabalho a quente, o desgaste ocorre por abrasão e adesão. Assim, além da resistência mecânica a quente, é necessário garantir resistência ao impacto suficiente para que, no caso da adesão, não ocorra fratura. Idealmente, os valores de durezas após tratamento térmico devem estar compreendidos entre os 40 e 50 HRC [2].

2.2. Tratamento térmico

Como já foi referido anteriormente, os aços para ferramentas de trabalho a quente, depois de fundidos, são processados pelo fornecedor por conformação plástica, normalmente forjados ou laminados a quente, sendo de seguida normalizados ou recozidos - estes passos são essenciais para garantir propriedades mecânicas uniformes. Posteriormente, o produtor das ferramentas procede à maquinação e tratamento térmico de têmpera e revenido, de maneira a conferir-lhes a forma e as propriedades mecânicas desejadas [4,5].

Apesar das vantagens da normalização, tal como a uniformidade do grão, este tratamento por norma não é realizado porque a elevada temperabilidade destes aços pode levar à formação de martensite ou bainite quando estes são arrefecidos ao ar. Este tratamento térmico costuma ser substituído pelo recozimento, com o objetivo de promover a homogeneidade da microestrutura constituída por perlite ou esferoidite - carbonetos esferoidizados numa matriz ferrítica, proporcionando assim melhores características para a posterior maquinação da ferramenta [4,5,6].

Por forma a manter a composição química constante em toda a peça, e não ocorrer descarburização ou carburação durante a exposição dos aços a temperaturas elevadas, o recozimento, bem como os tratamentos de têmpera e revenido, devem ser realizados em fornos de vácuo ou com atmosfera protetora (p. ex. N₂), ou em fornos de sais quentes nos casos do revenido e do recozimento de alívio de tensões [4,5].

O recozimento de alívio de tensões visa eliminar as tensões residuais impostas nos aços quando estes são maquinados, reduzindo assim a probabilidade de distorção ou fratura durante a têmpera e o revenido posteriores. Este tratamento realiza-se a temperaturas abaixo de A1 (aproximadamente 650°C) com arrefecimentos lentos dentro do forno, e é especialmente aconselhável para blocos de ferramentas que sofreram uma remoção de cerca de 30% de material por maquinação. Os carbonetos não são significativamente afetados, contudo, a ferrite sofre restauração dinâmica ou recristalização, e a densidade de deslocações é reduzida ou eliminada. Uma vez que este recozimento provoca alterações dimensionais, deve realizar-se entre etapas de maquinação, sendo a última etapa que garante a forma e a tolerância dimensional exigida à ferramenta antes da têmpera (estas dimensões não serão as finais, uma vez que serão maquinadas outra vez depois da têmpera) [4,5,6].

Os aços ligados são suscetíveis a distorções durante o aquecimento devido a gradientes térmicos ao longo da secção. Estes gradientes térmicos podem causar tensões que às vezes são elevadas e causam fraturas, especialmente se o aço ferramenta apresenta baixa ductilidade e baixa resistência à fratura. Por isso, no tratamento de têmpera é necessário um pré-aquecimento antes da temperatura de austenitização para minimizar estes gradientes térmicos [6].

As temperaturas de pré-aquecimento e de austenitização para os aços para ferramentas de trabalho a quente variam com a composição química e encontram-se, respetivamente, entre os 730°C - 845°C e 820°C - 1220°C [5].

Na figura 2, apresenta-se o esquema do processamento térmico dos aços após maquinação da ferramenta. Os tratamentos de têmpera e revenido e têmpera bainítica serão detalhados nas subsecções seguintes.

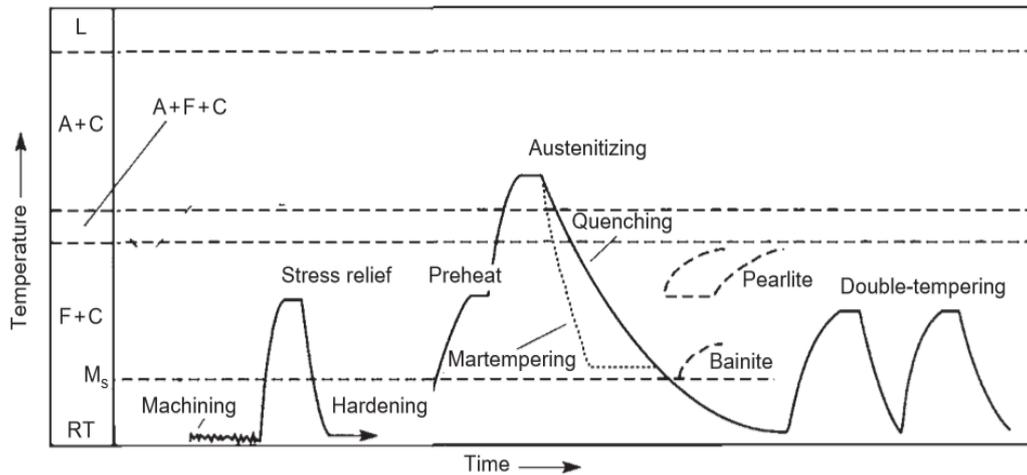


Figura 2 - Esquema do processo de endurecimento dos aços para ferramentas de trabalho a quente [5].

2.2.1. Têmpera e revenido

A têmpera consiste num arrefecimento rápido desde a temperatura de austenitização até à temperatura ambiente, levando à formação de uma microestrutura constituída por martensite, austenite residual e carbonetos (que não se dissolveram na austenite durante a austenitização). Estes constituintes formam-se quando se impede as transformações que ocorrem por difusão, como a formação de carbonetos pro-eutectóides, perlite e bainite [6,7,8]. A têmpera em vácuo industrial produz microestruturas essencialmente bainíticas neste tipo de aços, com uma quantidade mais reduzida de martensite produzida através do arrefecimento lento (cerca de 20°C/min).

A temperabilidade da maioria dos aços ferramenta é elevada, pois a presença dos elementos de liga em solução na austenite dificulta a difusão, atrasando a reação perlítica e bainítica, o que favorece a reação martensítica. Assim, arrefecimentos ao ar em secções mais finas, ou em óleo para as secções mais espessas, são suficientes para formar martensite à temperatura ambiente: a têmpera pode ser realizada ao ar para secções até 6 polegadas, no caso dos aços H11, H12 e H13, ou até 12 polegadas, no caso dos restantes aços deste grupo. Para minimizar a distorção, e caso a dimensão e complexidade da ferramenta assim o exija, a têmpera pode ser

substituída pela martêmpera, que consiste num arrefecimento em banho de óleo ou de sais quentes até aproximadamente 550°C, com um pequeno estágio nesta temperatura, seguido de um arrefecimento em óleo ou ao ar até a temperatura ambiente (ou um pouco mais acima, entre os 60°C e os 80°C). A elevada temperabilidade e, portanto, a possibilidade de formar martensite sem a necessidade de arrefecimentos muito severos, faz com que as distorções e tensões residuais geradas durante o arrefecimento sejam menos significativas [1,5,6].

Um fator importante para a temperabilidade, para além da composição química, é a temperatura de austenitização; o aumento desta temperatura aumenta a solubilidade dos carbonetos de liga na fase austenítica, estabilizando-a: assim, é natural que esta seja mais estável para estágios e temperaturas superiores, aumentando a temperabilidade do aço. O aumento da temperatura de austenitização provoca a diminuição da temperatura de início da transformação martensítica (M_s), fazendo com que a quantidade de austenite residual após têmpera seja superior; no entanto, apesar da menor quantidade de martensite, esta contém um maior teor de carbono e elementos de liga, fazendo com que os aços austenitizados a temperaturas superiores apresentem maior dureza antes e após o revenido, conforme se pode observar, por exemplo, nas curvas de revenido do aço AISI H13, representadas na figura 3 [6,8,9].

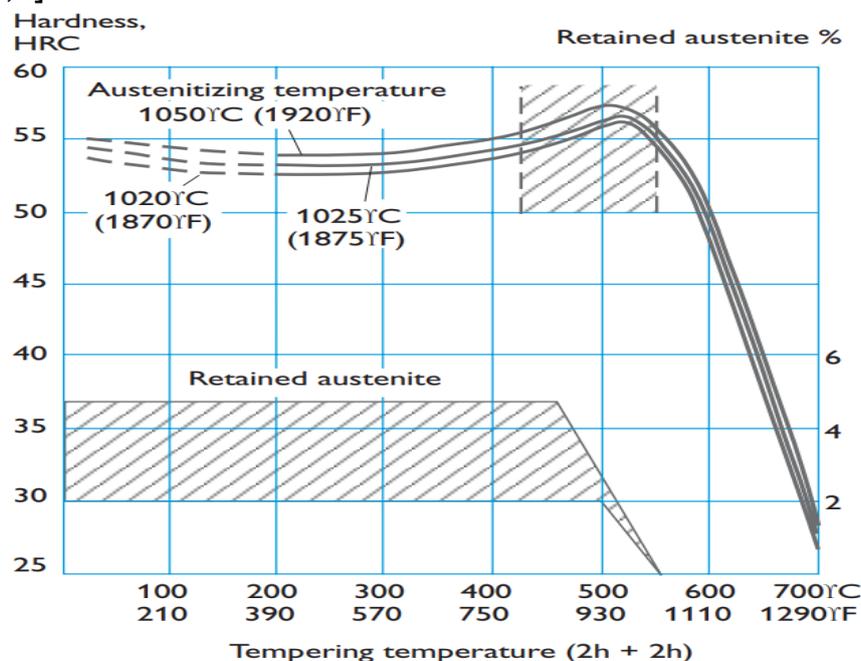


Figura 3 - Curva de revenido de um aço AISI H13 [9].

Tendo em conta a composição química dos aços para ferramentas de trabalho a quente, pode dizer-se que a sua temperabilidade se deve ao teor em carbono, cromo, molibdénio e ao tungsténio: sendo elementos carburígenos, a temperatura de austenitização torna-se um fator preponderante. Por outro lado, o vanádio forma carbonetos, muito estáveis, baixando consideravelmente a temperabilidade, ao contribuir para a redução da percentagem em carbono na fase austenítica; além disso, o vanádio afina o grão, favorecendo a transformação da austenite [6,8].

A distribuição dos átomos de carbono nos interstícios octaédricos da estrutura martensítica (supersaturada em carbono), dificulta o movimento das deslocações e gera tensões internas na martensite. Estas tensões podem ser eliminadas no revenido. Este deve ser realizado antes de se atingir a temperatura ambiente, no arrefecimento, por forma a evitar possíveis fissuras. O objetivo é aumentar a ductilidade e a resistência ao impacto, através da obtenção de uma microestrutura constituída por martensite revenida e carbonetos de liga [6,8].

É comum realizar-se até três ciclos de revenido, consoante o tamanho da peça e as propriedades mecânicas pretendidas sendo que, à medida que se aumenta a temperatura, verificam-se modificações estruturais diferentes:

- precipitação de carbonetos de ferro de transição na matriz martensítica: carbonetos ϵ , com estrutura hexagonal e estequiometrias $Fe_{2,4}C$ e Fe_2C ;
- transformação da austenite retida: a austenite transforma-se em bainite, com carbonetos mais grosseiros do que os de transição, os quais são responsáveis por uma diminuição da resistência ao impacto;
- precipitação de cementite e perda da tetragonalidade da martensite: a tetragonalidade da martensite é reduzida e forma-se uma martensite revenida;
- precipitação de carbonetos de liga: a temperatura é suficiente para difundir os elementos de liga e formam-se carbonetos de liga finos (em forma de discos ou agulhas) a partir da martensite revenida e da austenite residual, responsáveis pelo endurecimento secundário e fragilização [6,8];
- a martensite perde praticamente toda a sua tetragonalidade: os carbonetos finos tornam-se grosseiros e, possivelmente, esferoidizam-se; só assim é possível a redução da dureza acompanhada de um aumento da resistência ao impacto. Por este motivo, e dadas as exigências mecânicas das ferramentas de trabalho a

quente, é comum realizar-se o revenido a temperaturas mais elevadas (neste caso acima de 550°C), de modo a atingir-se valores de resistência ao choque favoráveis [8,9].

O maior endurecimento por precipitação de carbonetos é obtido pela adição de vanádio e molibdénio, não se verificando um endurecimento tão intenso nos aços ligados ao tungsténio ou ao crómio. Observando a tabela 3 que relaciona o tipo de carbonetos com a sua composição química e o gráfico da figura 4, que compara a dureza de diferentes tipos de carbonetos com a martensite, é possível concluir que o vanádio e o molibdénio são elementos formadores dos tipos de carbonetos mais duros, nomeadamente do tipo MC, M_2C e M_6C sendo, portanto, responsáveis por um maior aumento da dureza observado no revenido [6,8]. Na figura 5, encontram-se curvas de revenido para diferentes aços com 0,5% em carbono, ligados ao tungsténio, crómio, molibdénio e vanádio, nas quais este efeito pode ser verificado.

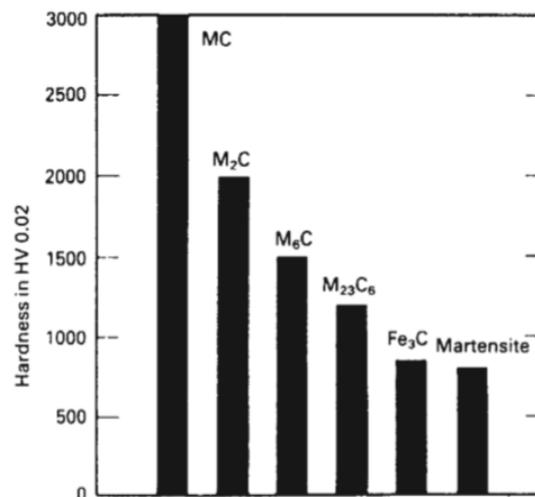


Figura 4 - Dureza relativa da martensite e dos carbonetos presentes nos aços ferramenta [6].

Tabela 3 - Características dos carbonetos de liga existentes nos aços para ferramentas de trabalho a quente [6].

Carboneto	Estrutura	Características
M_3C	Ortorrômbica	Mesmo tipo da cementite: Fe_3C . O metal pode ser Fe, Mn, Cr com pequenas quantidades de W, Mo ou V.
M_7C_3	hexagonal	Encontrado nos aços ligados ao cromo. Contém cromo e ferro. Difícil de dissolver a elevadas temperaturas. Apresenta elevada dureza.
$M_{23}C_6$	CFC	Presente nos aços com alto teor em cromo: o Cr pode ser substituído por Fe, para produzir carbonetos com W e Mo.
M_6C	CFC	Rico em W ou Mo. Contém quantidades moderadas de Cr, V e Co. Muito resistentes à abrasão.
M_2C	Hexagonal	Rico em W ou Mo. Pode dissolver pequenas quantidades de Cr.
MC	CFC	Rico em V. Difícil de dissolver.

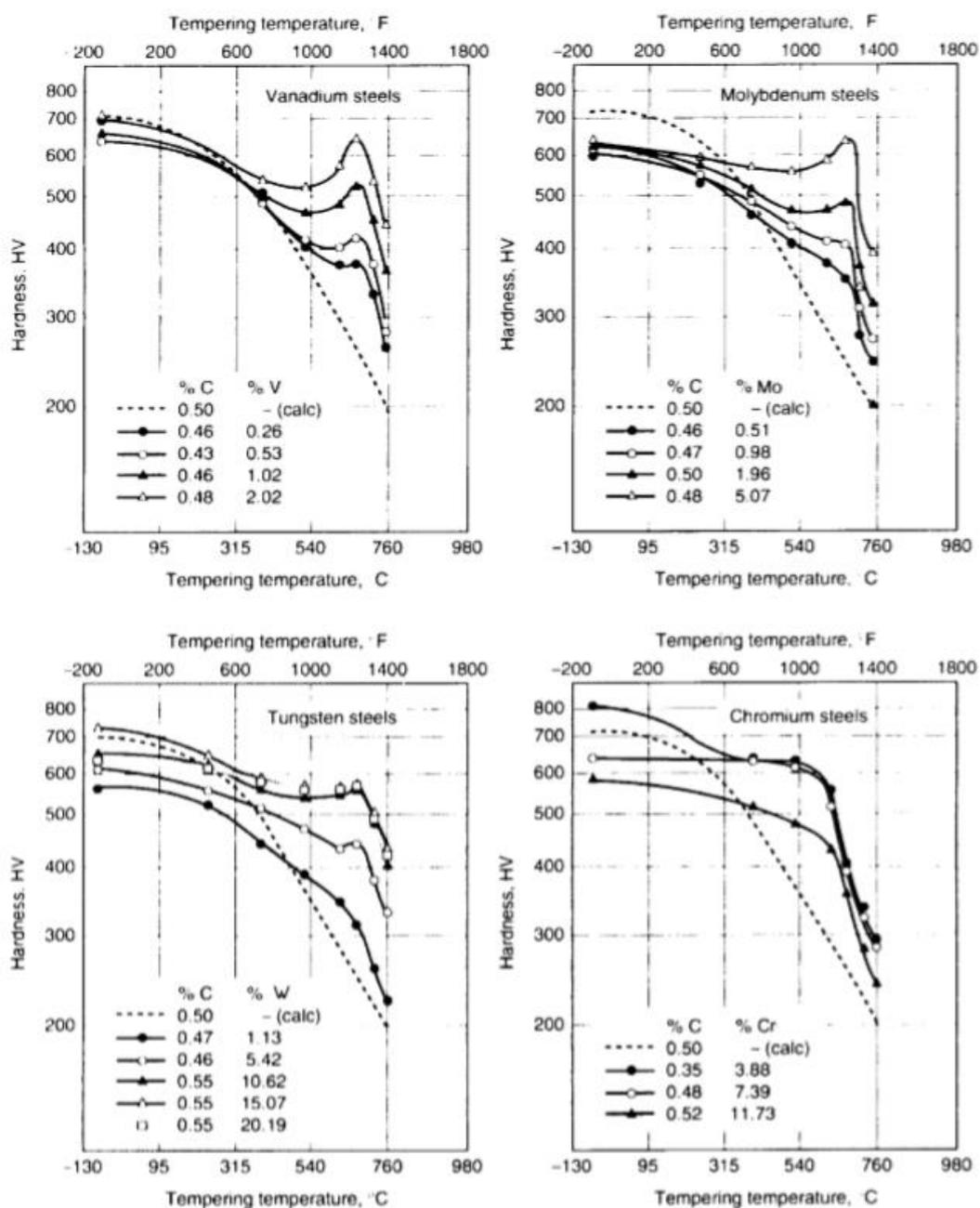


Figura 5 - Curvas de revenido para diferentes aços com 0,5% em carbono, ligados ao tungstênio, cromo, molibdênio e vanádio [8].

A sequência da formação dos carbonetos à medida que se aumenta a temperatura de revenido, é função da sua estabilidade e da composição química dos aços. Nos aços para ferramentas de trabalho a quente ricos em cromo, a sequência é M_3C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$; já nos aços para ferramentas de trabalho a quente ricos em molibdênio e em tungstênio a sequência é M_3C , M_2C e M_6C [8].

2.2.2. Têmpera bainítica

A têmpera bainítica é um tratamento térmico que tem como objetivo obter uma microestrutura constituída por bainite, formada por ferrite bainítica e carbonetos. À semelhança da martensite, resulta de transformações fora de equilíbrio, em que a ferrite fica supersaturada em carbono, originando uma estrutura não-cúbica. Sendo a bainite um constituinte intermédio entre a perlite e a martensite, as suas propriedades são também intermédias, o que a pode tornar muito interessante para determinadas aplicações; além disso, a realização de um estágio isotérmico necessário à formação da bainite, reduz a probabilidade de fissuração, principalmente se as peças forem de elevada dimensão, como é o caso dos aços para moldes de fundição injetada [10].

No diagrama de transformação isotérmica (TTT) da figura 6, o domínio bainítico (assinalado a verde) apresenta-se em forma de “C”. À semelhança da transformação martensítica, é necessário um arrefecimento rápido (normalmente em banho de sais fundidos) desde a temperatura de austenitização até à temperatura de transformação pretendida, por forma a evitar a formação de perlite ou ferrite pro-eutectóide. Pela análise do diagrama da figura 6 percebe-se ainda que é difícil ou quase impossível formar bainite inferior através de um arrefecimento contínuo, além de que esta se forma para temperaturas inferiores ao M_s do aço. Este é o motivo pelo qual este tratamento térmico foi considerado impraticável durante muito tempo [10].

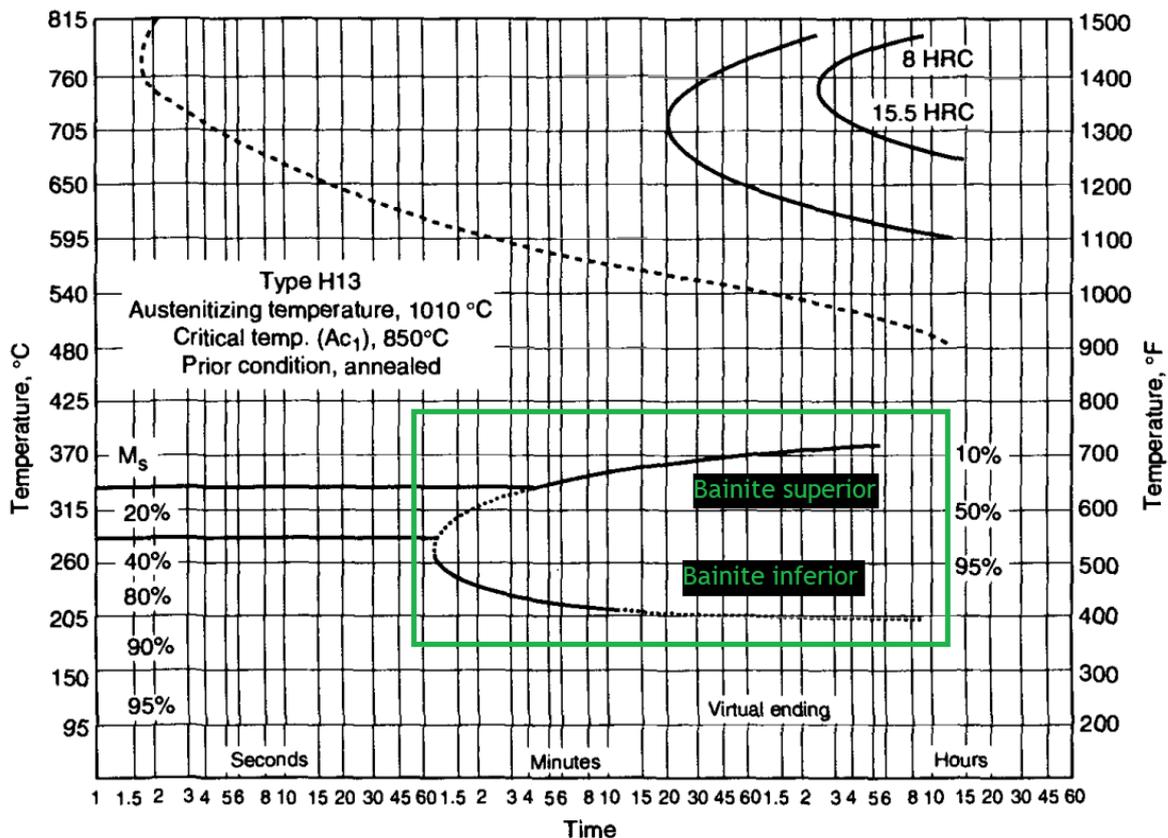


Figura 6 - Diagrama TTT de um aço H13 com 0.40% C, 1.05% Si, 5.00% Cr, 1.35% Mo e 1.10% V [8].

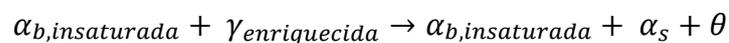
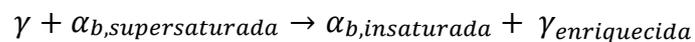
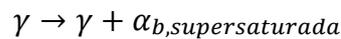
Os dois tipos de bainite diferem entre si não só na temperatura de formação, mas também na forma como as reações ocorrem e ainda nas propriedades mecânicas.

A formação de bainite pode ser modelizada por uma função exponencial sendo que esta nunca chega realmente a completar-se. Este é o fenómeno de transformação bainítica incompleta, que se deve ao facto de durante a transformação a austenite ficar enriquecida em carbono atrasando assim a reação bainítica. Alguns estudos indicam que esta reação ocorre em dois estágios, sendo que após o fim da aparente reação bainítica, a austenite retida transforma-se em perlite a uma taxa bem mais lenta - o atraso entre estes estágios é tanto maior quanto mais ligado for o aço [10].

Teoricamente, existem modelos termodinâmicos para estimar a taxa de precipitação dos carbonetos a partir da ferrite supersaturada, baseados na densidade dos locais de nucleação e na energia interfacial (que determina a energia de ativação para a nucleação). Contudo, em aços de fraca liga e em alguns aços ligados, pode

deduzir-se esta cinética através da redução da dureza em função do tempo e temperatura de revenido [10].

No caso da bainite superior, a ferrite bainítica rejeita carbono para a austenite enriquecendo-a em carbono; só posteriormente esta última se transforma em ferrite (secundária) e carbonetos (cementite e outros carbonetos de liga). Os carbonetos crescem nas fronteiras de grão da austenite, dispersando-se entre as placas de ferrite. A formação de carbonetos acompanha a formação da bainite [10] de acordo com as seguintes reações:



Em que γ - austenite, α_b - ferrite bainítica, α_s - ferrite secundária, θ - cementite ou outros carbonetos de liga.

Na bainite inferior, a temperatura é mais baixa e limita a difusão do carbono da ferrite para a austenite. Inicialmente, os carbonetos formam-se dentro das placas de ferrite e posteriormente, quando alguma austenite se decompõe, os carbonetos precipitam entre as placas da ferrite. Este é o motivo pelo qual a bainite inferior apresenta maiores valores de dureza do que a bainite superior. A taxa de precipitação de carbonetos é maior na ferrite bainítica do que na austenite enriquecida, pois a difusão é superior e a supersaturação em carbono é maior na ferrite, fazendo com que a velocidade de reação não seja superior, mesmo para temperaturas de transformação mais elevadas.

Na imagem que se segue, pode comparar-se a dispersão dos carbonetos nos dois tipos de bainite [10].

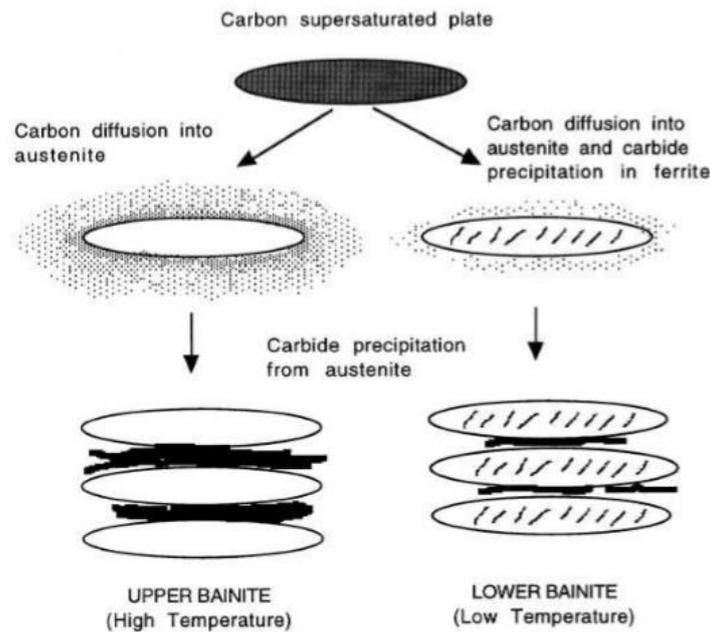


Figura 7 - Disposição dos carbonetos na bainite superior e na bainite inferior [10].

As duas etapas desta transformação podem ocorrer separadamente ou em simultâneo. O silício, pelo seu forte poder inibidor na formação de carbonetos ao mesmo tempo que contribui para formação de ferrite bainítica, apresenta uma influência significativa nesta reação. Na generalidade dos aços, em que o teor de silício é inferior a 1,5%, as duas etapas desta reação ocorrem em simultâneo. O facto de poder interromper a reação ao fim da primeira etapa (quando a austenite fica enriquecida com carbono proveniente da ferrite bainítica) e antes de se iniciar a formação de carbonetos, pode trazer vantagens, nomeadamente na resistência ao impacto.

Segundo o modelo de *Matas and Hehemann* [10], pode-se prever a formação de bainite superior e bainite inferior, através do tempo (t_{θ}) necessário para se iniciar a formação de carbonetos na ferrite bainítica (típico da bainite inferior) e do tempo necessário (t_d) para que toda a ferrite rejeite carbono em supersaturação. Se $t_d < t_{\theta}$, forma-se bainite superior, pois todo o carbono foi rejeitado para a austenite, não se formando carbonetos dentro das placas de ferrite. Na figura 8, podemos observar

a relação entre t_d e t_θ e o tipo de bainite formada, para diferentes aços e temperaturas de transformação [10].

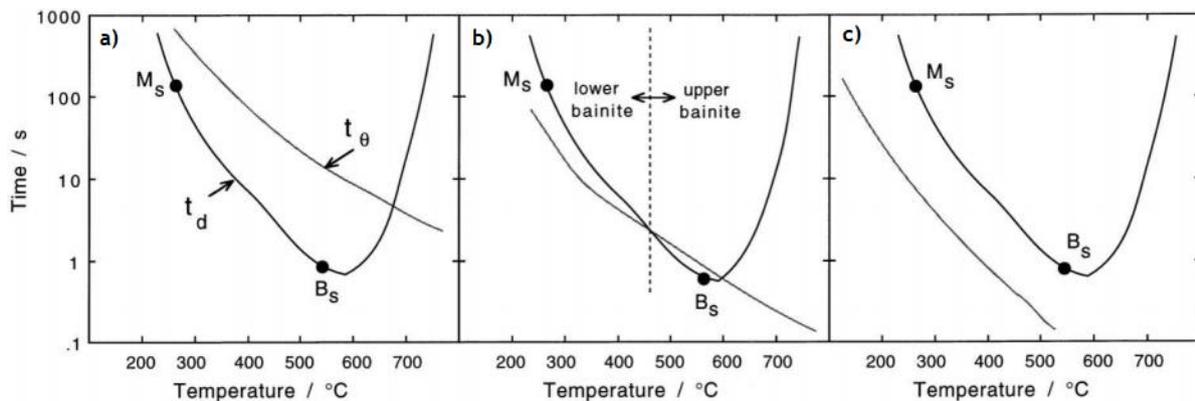


Figura 8 - Diferença entre o t_d e t_θ em a) aços com bainite superior, b) aços com bainite superior e inferior e c) aços com bainite inferior [10].

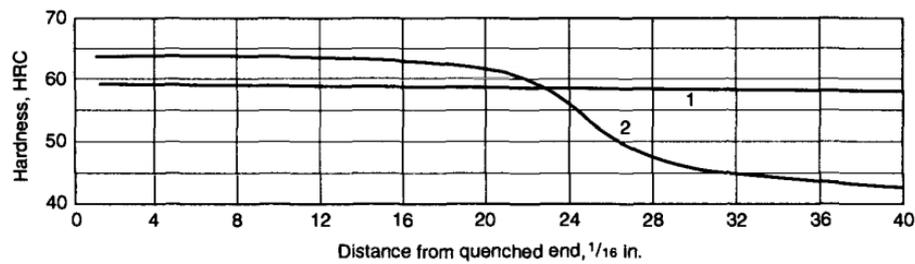
2.3. Aços para ferramentas de trabalho a quente, ligados ao crómio e molibdénio

Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao crómio e ao molibdénio, são todos os aços entre o AISI H10 e o AISI H13 com teores em crómio entre 3% e 5,5% e em molibdénio entre 1,10% e 3% [8].

Dentro do grupo H, são estes os mais utilizados em moldes para fundição injetada de alumínio, zinco, magnésio e latão (ligas com elevado ponto de fusão), bem como para matrizes de forjamento, extrusão, perfuradoras e outras ferramentas de trabalho a quente [8]. A escolha deste subgrupo para estas aplicações deve-se a algumas características particulares, nomeadamente:

- boa temperabilidade (para baixas temperaturas de austenitização); esta característica deve-se ao teor em crómio e molibdénio que retardam as transformações da austenite controladas por difusão; por outro lado, a baixa percentagem em carbono, promove a formação de uma microestrutura constituída essencialmente por martensite depois da têmpera; na figura 9, apresenta-se a curva Jominy para um aço H12, podendo-se observar o efeito do molibdénio na temperabilidade;
- baixa distorção durante o tratamento térmico de têmpera e revenido;
- resistência ao desgaste por erosão pelo alumínio;

- resistência à fadiga térmica: promovida pela boa relação resistência mecânica a quente/tenacidade à fratura;
- custo reduzido quando comparado com outros aços deste grupo; de qualquer modo o custo total da ferramenta depende também de todo o processo de fabrico e complexidade da mesma [8].

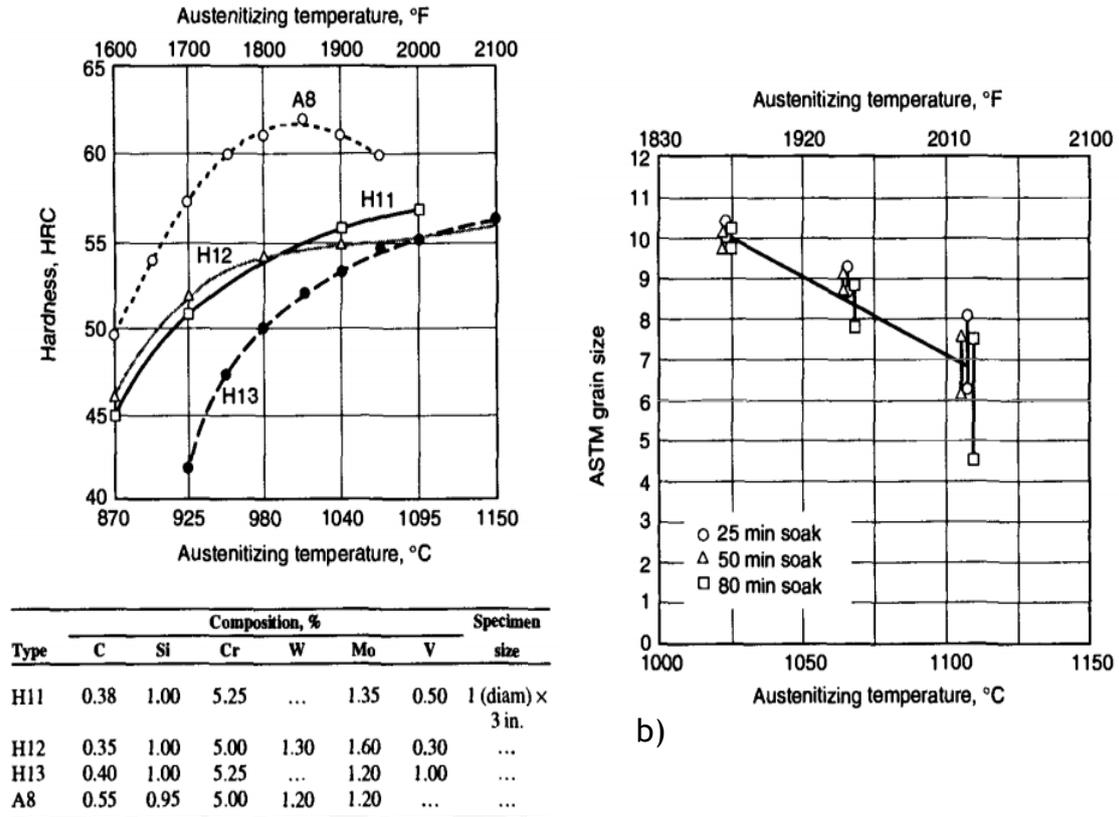


Curve	Type	Composition, %					Austenitizing temperature	
		C	Si	Cr	W	Mo	°C	°F
1	H12	0.35	0.92	4.76	1.42	1.45	1010	1850
2	...	0.96	0.29	3.93	1010	1850

Figura 9 - Curva de Jominy, para um aço H12 com e sem molibdênio [8].

O carboneto mais estável é do tipo MC, rico em vanádio e com pequenas quantidades de molibdênio, cromo, ferro e silício; outros carbonetos do tipo M_6C (rico em ferro e molibdênio) e M_7C_3 (rico em cromo e ferro) podem-se formar; estes carbonetos não crescem substancialmente se o arrefecimento for feito ao ar, contudo, formam-se nas fronteiras de grão austenítico e aumentam a suscetibilidade à fratura intergranular [8].

Para além do tamanho de grão austenítico, a escolha da temperatura de austenitização tem que ter em conta a percentagem de carbonetos dissolvidos na austenite - o aumento da temperatura de austenitização provoca um aumento da dureza, mas diminui a tenacidade à fratura [8]. Nas figuras 10.a) e 10.b), observa-se o efeito da temperatura de austenitização na dureza e no tamanho de grão de alguns aços ligados ao cromo e molibdênio temperados ao ar. Pela análise destes gráficos, constata-se que a temperatura de austenitização tem maior influência no crescimento do grão do que o tempo de estágio, motivo pelo qual industrialmente é preferível garantir a austenitização completa da peça através do aumento do tempo de estágio (para garantir a formação de martensite no arrefecimento).



a)

Figura 10 - Efeito da temperatura de austenitização: a) na dureza de alguns aços do tipo H temperados ao ar; b) no tamanho de grão de um aço H13 [8].

A figura 11 indica as variáveis que afetam a resistência ao impacto de um aço H13, e mostra que esta aumenta com a diminuição da temperatura de austenitização, aumento da velocidade de arrefecimento (que define a microestrutura), aumento da temperatura de revenido (neste caso 595°C e 620°C) e temperatura de ensaio [1,8].

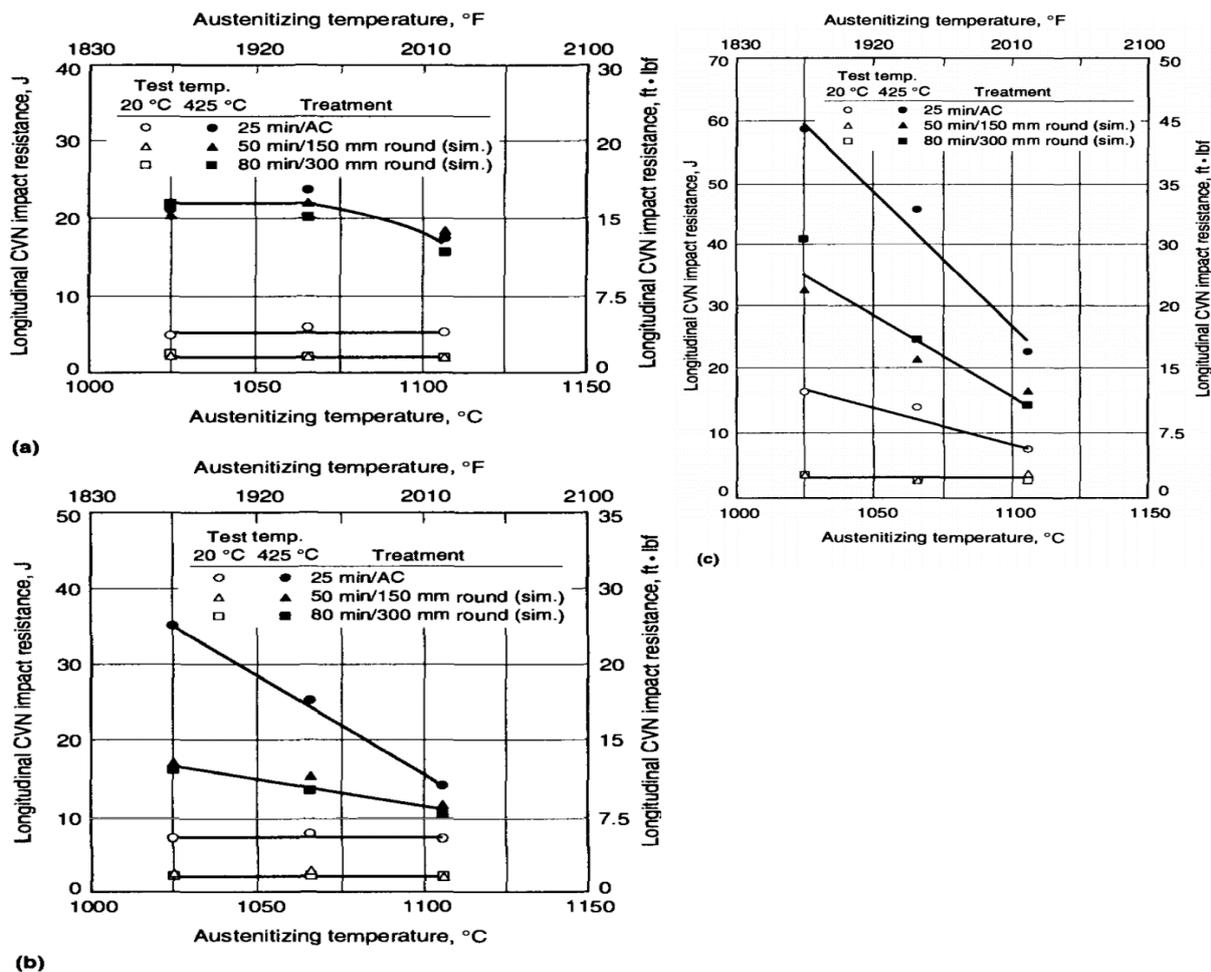


Figura 11 - Resistência ao impacto de um aço H13 à temperatura ambiente e a 425°C, em função da temperatura de austenitização, velocidade de arrefecimento, e temperatura de revenido: duplamente revenido por 2 horas a a) 540°C, b) 595°C e c) 620°C [8].

Por norma, mas dependendo da composição química, as microestruturas martensíticas revenidas nestes aços apresentam melhor resistência mecânica a quente e tenacidade do que as microestruturas bainíticas, pois nas primeiras os carbonetos intergranulares formam-se durante o revenido a partir da austenite, enquanto que nas segundas, estes formam-se pela rejeição de carbono da ferrite durante a transformação bainítica (com o arrefecimento lento contínuo) e, portanto, tendem a crescer mais. Isto torna os aços martensíticos revenidos mais resistentes à fadiga térmica do que os bainíticos [8].

2.4. Influência dos elementos de liga (Cr, Mo, V)

Além de melhorar a resistência à corrosão, a adição de cromo, que pode ir até aos 5,5%, tem como objetivo melhorar a temperabilidade, sendo que, juntamente com o carbono, tem tendência a formar carbonetos que melhoram a resistência ao desgaste abrasivo e a resistência a elevadas temperaturas. Este elemento proporciona uma boa combinação de resistência ao desgaste e tenacidade à fratura, sendo uma combinação valiosa para as aplicações em que são projetados [11,12]. Elevado teor em cromo aumenta muito a dureza, dificultando a conformação do aço, além de que aumenta a temperatura de austenitização (por ser um elemento alfacéneo) tornando-o propenso a maiores deformações [11,12,13].

O molibdénio também é um elemento que melhora a temperabilidade, tendo a particularidade de ser mais eficaz em retardar a transformação da austenite em perlite do que em bainite, podendo assim contribuir para a formação de bainite através de arrefecimentos contínuos. Este elemento tem substituído o tungsténio devido ao seu menor custo [11,12].

O vanádio é normalmente adicionado para inibir o crescimento do grão durante o tratamento térmico, promovendo assim boa tenacidade [11]. A adição de vanádio pode aumentar a temperabilidade quando adicionado em baixa quantidade, mas para quantidades elevadas pode formar carbonetos muito estáveis reduzindo a quantidade de carbono dissolvido na austenite e proporcionando a formação de perlite ou bainite durante o arrefecimento. Até 0,05%, a temperabilidade é melhorada [12,14]. Conforme dados da bibliografia, para aços de médio carbono (35CrMnMoV5) transformados entre 375° e 450°C, a adição de vanádio (até 0,42%) acelera ligeiramente a reação bainítica, possivelmente devido à redução do tamanho de grão e conseqüente aumento de locais disponíveis para nucleação da ferrite bainítica. Contudo, para temperaturas de transformação bainítica entre 475°C e 500°C, a adição deste elemento mostrou atrasar a reação bainítica podendo este facto ser explicado pela segregação deste elemento para as fronteiras de grão austeníticas; para temperaturas mais elevadas, como é o caso das temperaturas de transformação ferrítica e perlítica, o vanádio tem o mesmo efeito, atrasando a velocidade destas reações. Isto sugere que, no caso da bainite, o vanádio possa ter diferentes comportamentos dependendo da quantidade deste elemento segregado,

a qual varia com a temperatura de transformação (e, conseqüentemente, com o regime bainítico). A formação de carbonetos de vanádio é mais lenta do que a de carbonetos de nióbio, podendo os primeiros permanecer mais tempo em solução durante o arrefecimento lento, fazendo com que os aços ligados ao vanádio apresentem melhor temperabilidade do que os ligados ao nióbio. Estes, por sua vez, têm maior impacto na temperabilidade bainítica do que na temperabilidade martensítica, por impedirem a formação da ferrite pro-eutectóide; afetam pouco a cinética de transformação da ferrite bainítica devido à segregação do nióbio nas fronteiras de grão austenítico [13,14,15].

3. Materiais e procedimento experimental

3.1. Materiais

O aço para ferramentas de trabalho a quente estudado foi o aço AISI H13 Premium (DIN X40 CrMoV5-1). Na tabela 4, apresenta-se a composição química deste aço.

Tabela 4 - Composição química do aço AISI H13 Premium estudado [16].

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%V
0,39	1,0	0,4	5,2	1,4	0,9

Este aço ferramenta é de médio carbono ligado ao cromo, molibdênio e vanádio. Além de ser empregue em ferramentas para extrusão e forjamento a quente, a sua principal aplicação é na indústria dos moldes, nomeadamente moldes para plástico e para injeção de ligas de alumínio, estanho, chumbo e ligas de zinco e magnésio; além disso, tem ainda sido aplicado em materiais para veios de elevada resistência mecânica. Este apresenta melhores propriedades mecânicas quando comparado com o aço AISI H13 convencional: resistência à fadiga térmica, resistência mecânica a quente e dureza (1 ou 2 HRC) mais elevada, sendo a resistência ao impacto mantida. Estas características tornam este aço uma melhor escolha, uma vez que apresenta maior durabilidade em serviço. Sendo um aço refundido, possui um elevado grau de pureza e reduzido tamanho de grão. Este aço, com a designação comercial *Uddeholm Orvar Supreme*, é fornecido no estado recozido, com uma dureza aproximada de 180 HB [16].

Partindo de um varão com 50 cm de comprimento e 2 cm de diâmetro, cortaram-se amostras (figura 12) com um disco de corte (*discotom Presi - T330*), com dimensões de 2 cm sobre as quais se realizaram os tratamentos térmicos (apresentados nas subsecções 3.2.3 e 3.2.4).



Figura 12 - Amostras do aço AISI H13 cortadas com o discotom.

3.2. Tratamentos térmicos

Com o objetivo de comparar o tratamento térmico de têmpera e revenido com a têmpera bainítica, bem como analisar a cinética da transformação da bainite, fizeram-se os seguintes tratamentos térmicos:

- Têmpera em óleo e revenido duplo: tratamento *standard* do aço AISI H13;
- Têmpera bainítica a 380°C e 430°C com estágio variável: 45 minutos, 1,5, 3, 6, 12 e 24 horas.

3.2.1. Fornos e controlo da temperatura

Os fornos utilizados, ambos da marca *Termolab*, são fornos elétricos de mufla, para a austenitização e o forno de sais fundidos para a têmpera bainítica (figura 13).



Figura 13 - Fornos utilizados nos tratamentos térmicos. a) mufla para austenitização das amostras e b) banho de sais para a transformação bainítica.

Uma vez que os fornos de mufla onde se realizou a austenitização não tinham atmosfera protetora, todas as amostras foram enforadas com uma mistura de limalha e carvão vegetal queimado. Os tratamentos térmicos foram realizados sem pré-aquecimento dado as amostras apresentarem geometria simples e pequena dimensão.

Devido à perda de calor pela porta dos fornos de mufla, foi necessário realizar um perfil de temperaturas, medindo-se a temperatura com um termopar tipo k e um controlador de temperatura (Testo 735) desde a parede do fundo forno até à porta (ver figura 14).

Este perfil de temperatura também permitiu ajustar o posicionamento das amostras, por forma a colocá-las numa zona onde fosse fácil (e rápido) transportá-las, posteriormente, para o tanque de óleo e para o banho de sais. No forno onde se realizou a austenitização da têmpera martensítica, colocaram-se as amostras a 21 cm de distância da parede do fundo do forno e estabeleceu-se 1040°C no controlador

para, para se obter 1030°C na caixa das amostras. Da mesma forma, para reaver a 600°C, definiu-se a temperatura do controlador para 610°C e as amostras foram colocadas na mesma zona. As temperaturas apresentadas no gráfico são valores médios, apresentando desvios de $\pm 5^\circ\text{C}$.

No caso do forno utilizado na têmpera bainítica, colocou-se o termopar a 21 cm da parede do fundo do forno, e ajustou-se a temperatura no controlador para 986°C, de forma a garantir 1030°C no interior da caixa das amostras.

Na figura 14, encontram-se os perfis de temperatura dos fornos utilizados na austenitização da têmpera martensítica e têmpera bainítica.

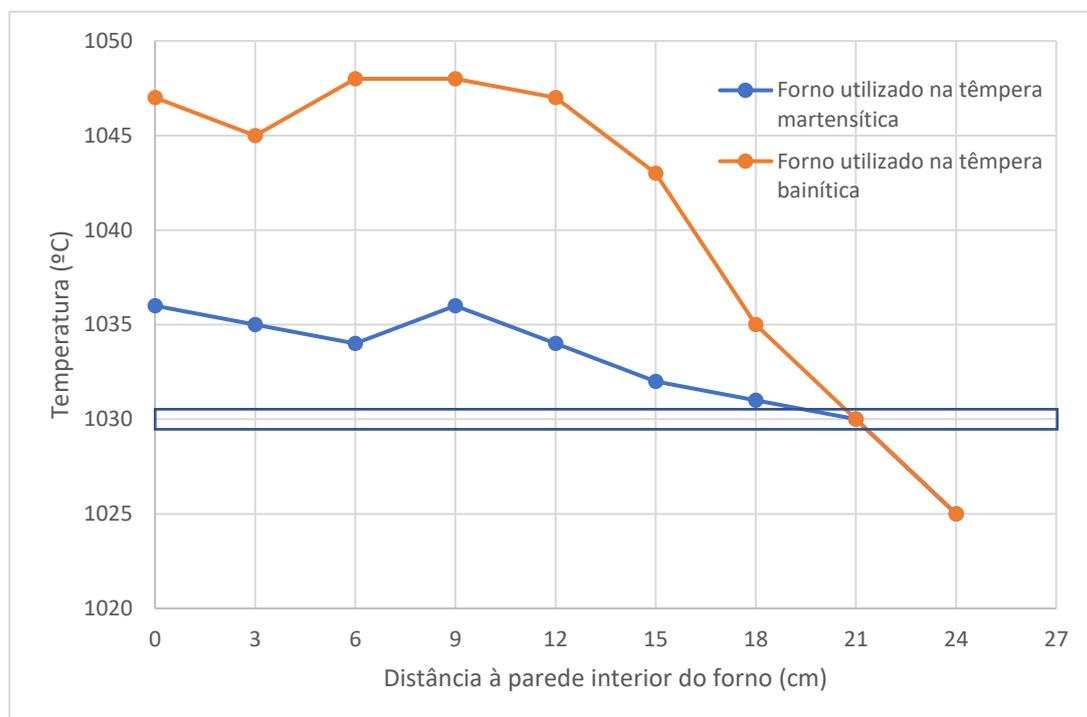


Figura 14 - Perfil de temperatura dos fornos de mufla utilizados para a austenitização das amostras.

Para facilitar o processo da têmpera bainítica, e dadas as dimensões dos fornos e dimensões e quantidades das amostras, austenitizaram-se 3 amostras de cada vez. Por forma a conhecer a taxa de arrefecimento durante o tratamento térmico, acoplou-se um termopar a uma das amostras e registou-se a temperatura em função do tempo (fez-se um furo no centro da amostra, o que permitiu inserir um termopar fino). A amostra que tinha o termopar acoplado foi a que estagiou 45 minutos a 430°C e a respetiva curva de arrefecimento encontra-se na figura 15. O ciclo térmico de todas as amostras vai ser detalhado nas próximas subsecções.

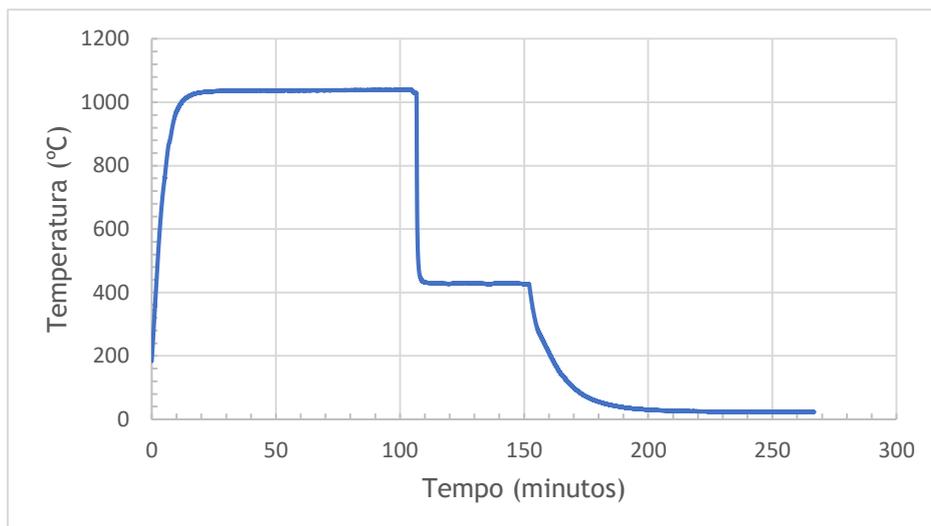


Figura 15 - Registo da temperatura em função do tempo da amostra sujeita a têmpera bainítica a 430°C durante 45 minutos.

No forno de sais, foi necessário identificar a zona útil e ajustar os valores da temperatura a introduzir no controlador do forno; para isso, colocou-se um termopar na zona onde se colocaram as amostras, a fim de verificar a variação da temperatura naquela zona do forno durante o tratamento térmico.

Na figura 16, apresenta-se um esquema da montagem e da posição das amostras no banho de sais.

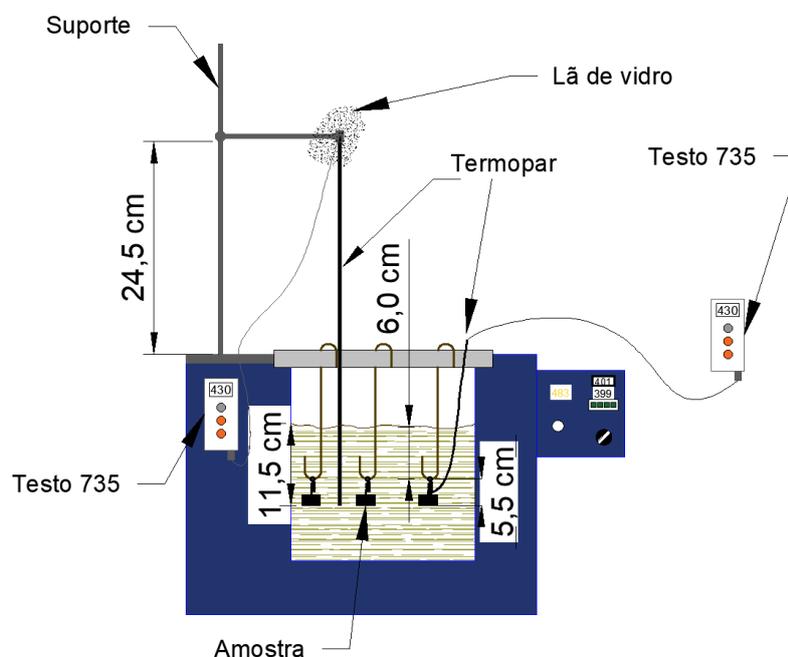


Figura 16 - Esquema da montagem e posição das amostras no banho de sais, durante a têmpera bainítica.

Na tabela 5, encontram-se os dados estatísticos da temperatura de austenitização e de têmpera bainítica.

Tabela 5 - Dados estatísticos da temperatura.

Temperatura (°C)	Mínimo	Máximo	Amplitude	Média	Desvio padrão (s)	Frequência de registo	Período de registo (h)
<i>Termopar acoplado à amostra</i>							
1030	1019	1039	19,6	1037	2,9	1/0,5s	1,5
430	426	434	7,7	429	1,3	1/0,5s	0,75
<i>Termopar mergulhado no banho de sais</i>							
430	426	435	8,8	431	1,7	1/0,5s	13,5
380	371	387	15,4	379	3,8	1/0,5s	10

Com base na tabela 5, verifica-se que:

- as temperaturas de austenitização registadas na amostra apresentam um desvio de cerca de 20° C, o que contraria os dados observados no controlador de temperatura da mufla o qual registou temperaturas com desvios de cerca de 2°C ao longo da austenitização e depois do forno estabilizado;
- as temperaturas de têmpera bainítica registadas mantiveram-se muito próximas do valor alvo, com pequenas variações que podem estar associadas à variação intrínseca dos fornos utilizados e também ao erro de medição dos termopares;
- o banho de sais, à temperatura de 380°C, apresentou maior desvio em relação ao valor alvo quando comparado com a temperatura de 430°C.

3.2.2. Simulação com o JMatPro

O *JMatPro* é um software de simulação termodinâmica que apresenta as mais variadas propriedades dos materiais e suas ligas [17]. A possibilidade de definir a composição química, tamanho de grão, temperatura de austenitização e velocidade de arrefecimento durante o tratamento térmico, pode tornar este *software* muito útil quando se pretende estudar a cinética destas transformações. Entre as mais variadas funções, destacam-se:

- construção de diagramas TTT e TAC (transformação em arrefecimento contínuo);
- efeito da temperatura na composição fásica - em situações de equilíbrio e não - equilíbrio;
- efeito da temperatura na dureza;
- curvas de revenido [17].

No *JMatPro* simulou-se:

- o efeito do estágio isotérmico na percentagem fásica e dureza do aço à temperatura ambiente;
- o diagrama TTT;
- efeito do crómio, molibdénio e vanádio na temperabilidade e dureza do aço AISI H13.

3.2.3. Têmpera martensítica e revenido

Para a realização dos tratamentos de têmpera e revenido, as amostras foram enforçadas a 1030°C, temperatura à qual foram austenitizadas durante 1 hora e 30 minutos, seguindo-se um arrefecimento em óleo. Para o revenido, enforçaram-se as amostras a 600°C e o estágio foi 2 horas, com arrefecimento ao ar entre estes, conforme ilustrado na figura 17.



Figura 17 - Ciclo térmico das amostras temperadas e revenidas.

3.2.4. Têmpera bainítica

Para o estudo da cinética de transformação bainítica, foram estabelecidas duas temperaturas, 380°C e 430°C. A escolha destas temperaturas foi feita com base no diagrama TAC do catálogo do aço, que se encontra na figura 18. Neste diagrama, já se prevê a formação de bainite para estas temperaturas através de arrefecimentos contínuos; além disso, estudos prévios realizados na *Metalsolvus* com o aço AISI H11, demonstraram baixa tenacidade à fratura a temperaturas de transformação de 380°C e 400°C, provavelmente devido a existência de martensite na microestrutura. Subindo a temperatura de transformação, aumenta-se a probabilidade de obter austenite estabilizada e isenta de martensite e, assim, com tenacidade à fratura muito superior [16].

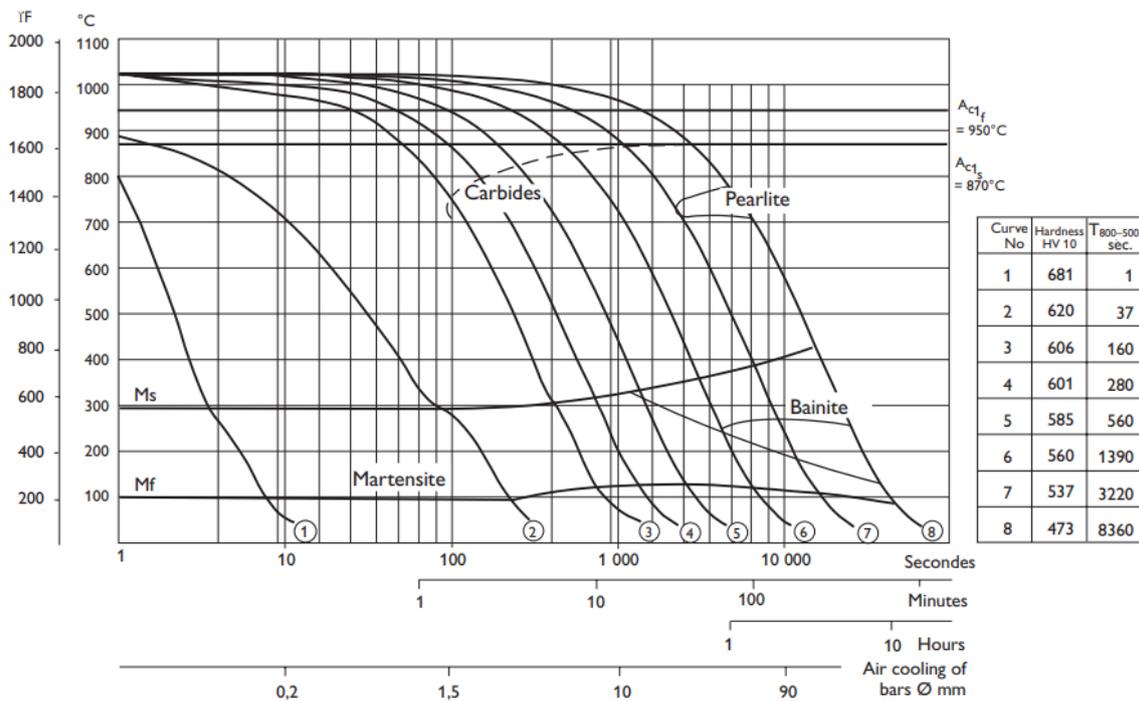


Figura 18 - Diagrama TAC do aço AISI H13 estudado [16].

As amostras foram enfiadas a 1030°C e austenitizadas durante 1 hora e 30 minutos. De seguida, foram transportadas para o banho de sais (a 430°C, e depois a 380°C). O tempo de estágio variou entre 45 minutos, 1,5, 3, 6, 12 e 24 horas. O arrefecimento foi ao ar.

Na figura 19 mostra-se, esquematicamente, os ciclos térmicos realizados.

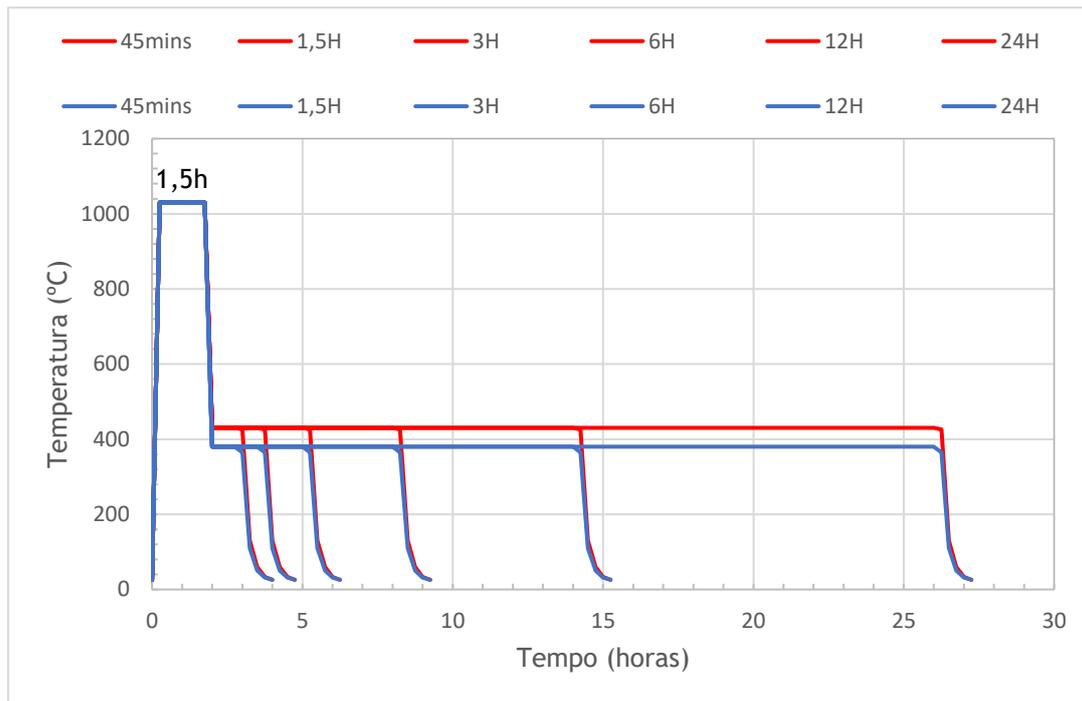


Figura 19 - Ciclo térmico da têmpera bainítica.

3.3. Caracterização microestrutural

Para a preparação metalográfica das amostras, fez-se um desbaste com lixas de 120, 180, 320, 600 e 1000 mesh, seguido de um polimento em panos com suspensão de diamante de 6 e 1 μm .

O segundo passo foi realizar o ataque químico com os reagentes indicados na tabela 6 em função do estado da microestrutura e para as amostras observadas em microscopia ótica.

Tabela 6 - Ataques realizados em função do estado da microestrutura [18].

Estado do aço	Ataque	C.Q do ataque	Tempo de ataque
Recozido	Nital 2%	2 ml de HNO_3 + 98 ml de etanol	2 minutos
Temperado	Picral 4%	4 g de ácido pícrico + 100 ml de etanol	2 minutos
Temperado + revenido	Nital 2%	2 ml de HNO_3 + 98 ml de etanol	4 minutos
Austemperado	Nital 5%	5 ml de HNO_3 + 95 ml de etanol	2 a 20 minutos

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada com microscopia ótica existente no DEMM.

Com vista a obter informação detalhada das fases formadas nos tratamentos térmicos, as microestruturas foram ainda analisadas em microscopia eletrónica de varrimento (SEM) com análise por raios X (EDS) do CEMUP. Esta análise foi realizada nos provetes de choque, de modo a poder observar as microestruturas correspondentes aos picos de tenacidade à fratura identificados após realização destes ensaios.

As imagens SEM também foram usadas na análise quantitativa de carbonetos, realizada com o *software* de análise de imagem *ImageJ*: quantificaram-se 3 imagens para cada par temperatura/tempo de estágio isotérmico.

3.4. Ensaio mecânicos

3.4.1. Ensaio de dureza

Uma vez que era de esperar que as amostras submetidas à têmpera bainítica apresentassem valores de dureza próximos e elevados, a dureza foi medida com o ensaio Vickers. Para comparar estes valores com a amostra temperada e revenida, nesta a dureza foi medida com a mesma escala. Os ensaios foram realizados no DEMM, segundo as normas ISO 6507 (dureza Vickers).

Em cada amostra realizaram-se 7 indentações, sobre superfícies retificadas e polidas até 1 μm .

3.4.2. Ensaio de choque

Os ensaios de choque foram realizados sobre provetes maquinados na forma paralelepípeda (2cmx1cmx5,5cm) na *Metalsolvus* e tratados termicamente. No final do tratamento térmico foram retificados de forma a garantir-se as dimensões exigidas pela norma (provetes com dimensões 55x10x10mm e ângulo de entalhe de 45°. Realizou-se um ensaio por cada condição de tratamento térmico da têmpera bainítica, e três para a têmpera e revenido. Os ensaios de choque foram realizados no CATIM.

4. Apresentação e discussão de resultados

4.1. Caracterização do aço inicial

Na figura 20, apresenta-se a microestrutura do aço AISI H13 conforme fornecido, no estado recozido.

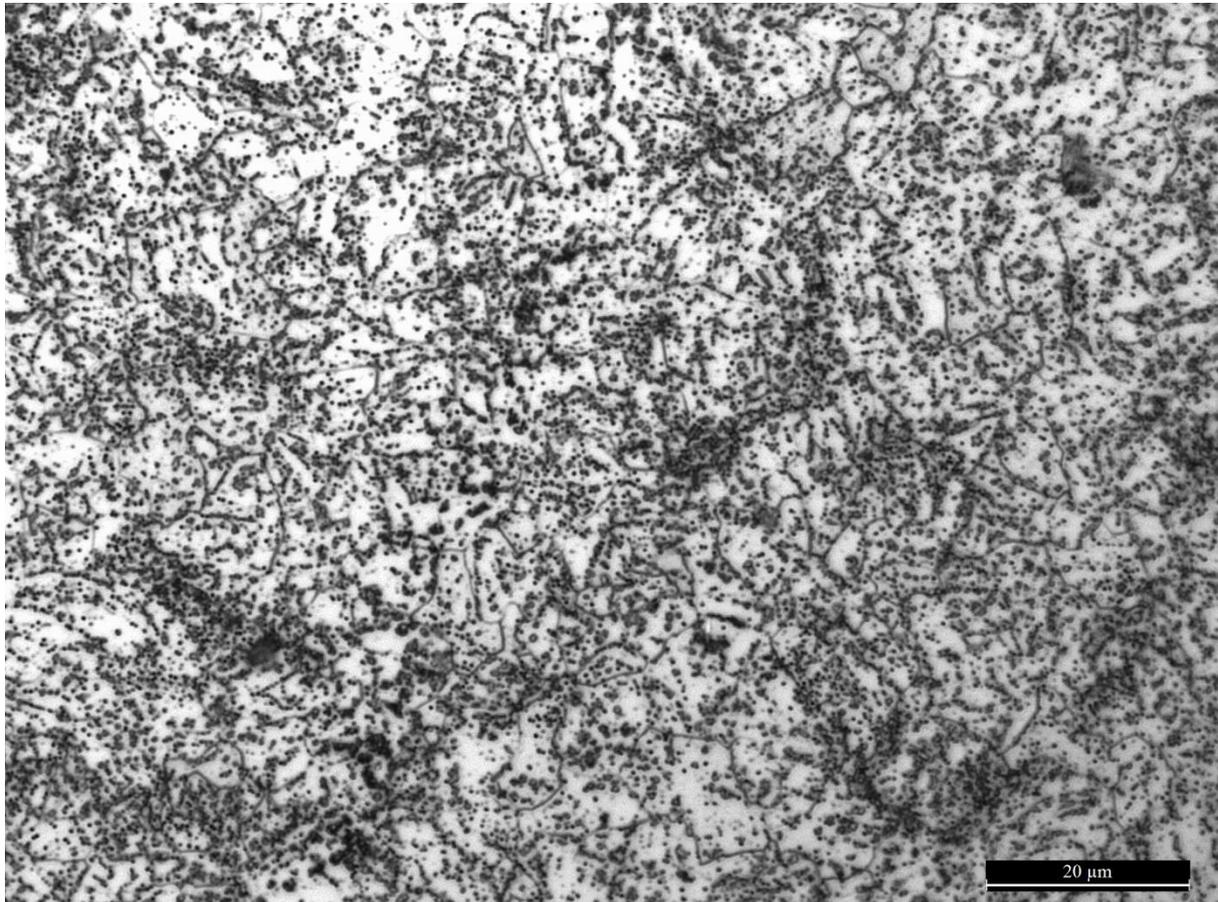


Figura 20 - Microestrutura globulizada do aço AISI H13 no estado recozido.

4.2. Caracterização do aço após têmpera e revenido

Na tabela 7 apresentam-se as propriedades mecânicas da amostra temperada e revenida e, na figura 21, a respectiva microestrutura.

Tabela 7 - Propriedades mecânicas da amostra temperada e revenida.

Estado do aço AISI H13	Dureza (HV)	Energia absorvida (J)
Temperado e revenido	444	12±2,31

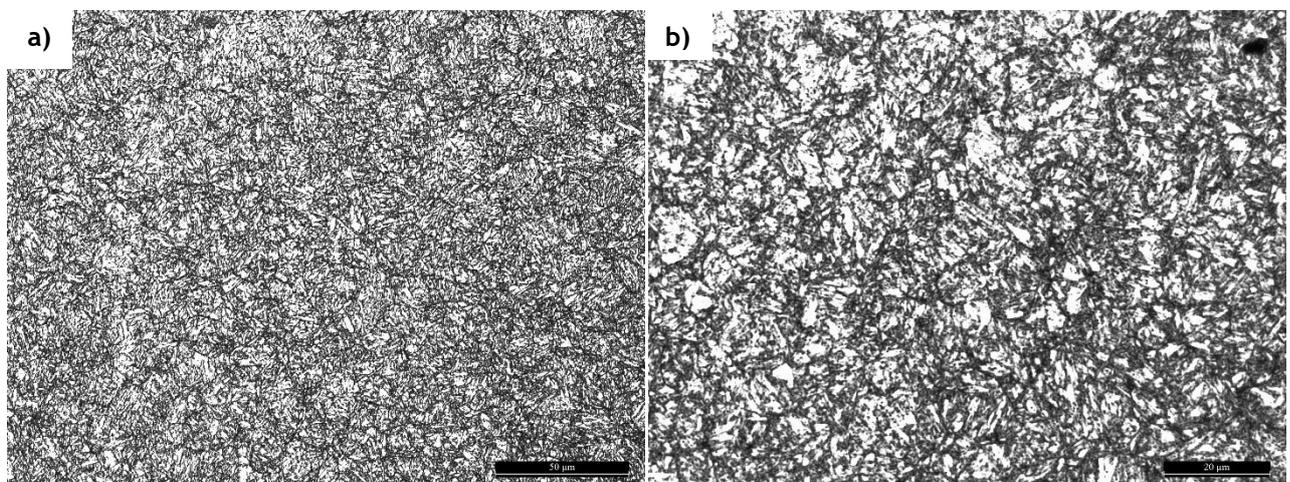


Figura 21 - Microestrutura da amostra temperada e revenida, atacada com Nital 2%, a) microestrutura martensítica revenida; (b) a mesma estrutura com maior ampliação.

4.3. Caracterização do aço após têmpera bainítica

As imagens de microscopia ótica das amostras sujeitas a têmpera bainítica encontram-se nas figuras 22 e 23, em função da temperatura e do tempo de estágio.

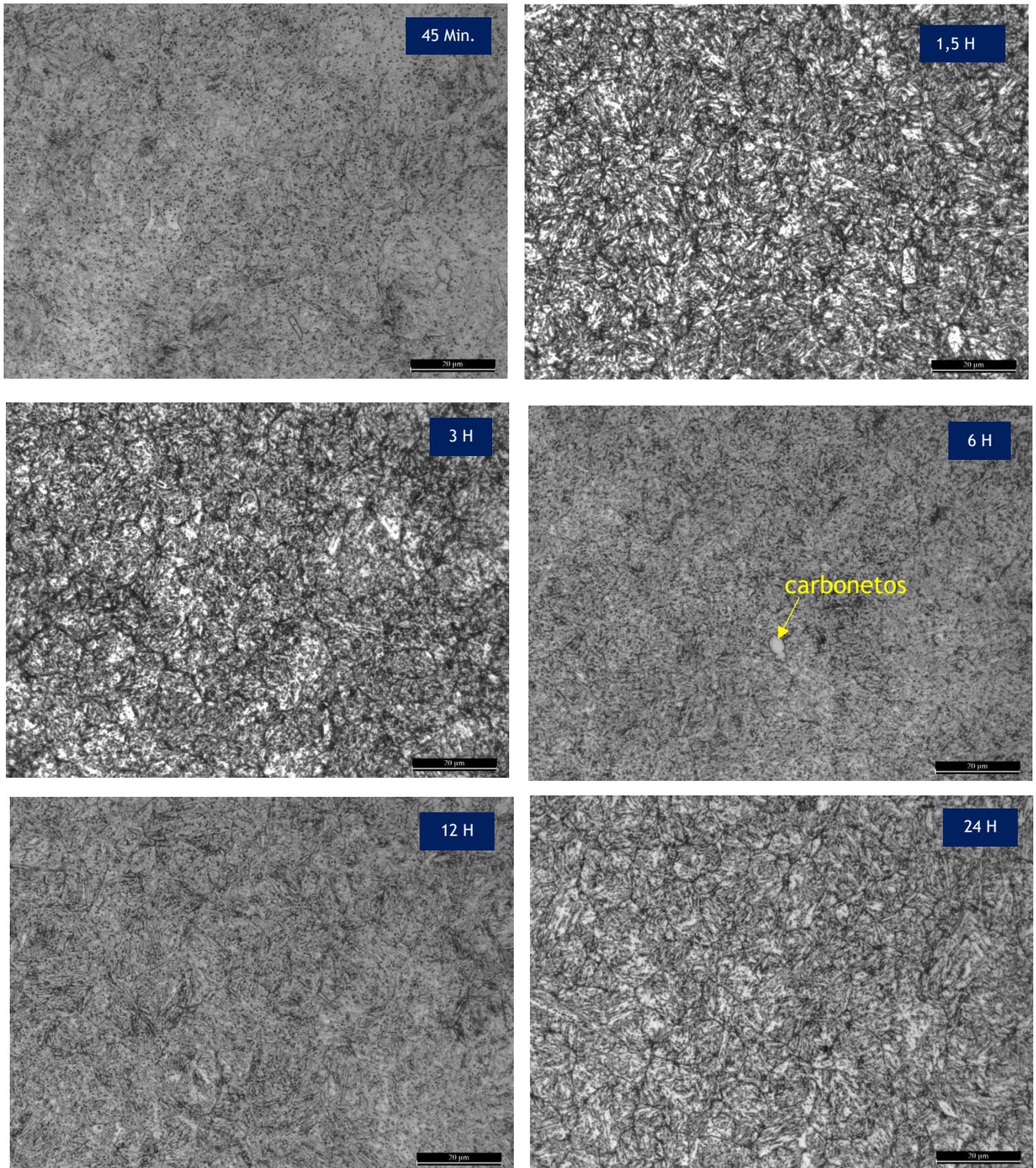


Figura 22 - Microestrutura de amostras transformadas a 380°C, atacada com Nital 5%; a ferrite bainítica e martensite não são resolúveis nestas imagens.

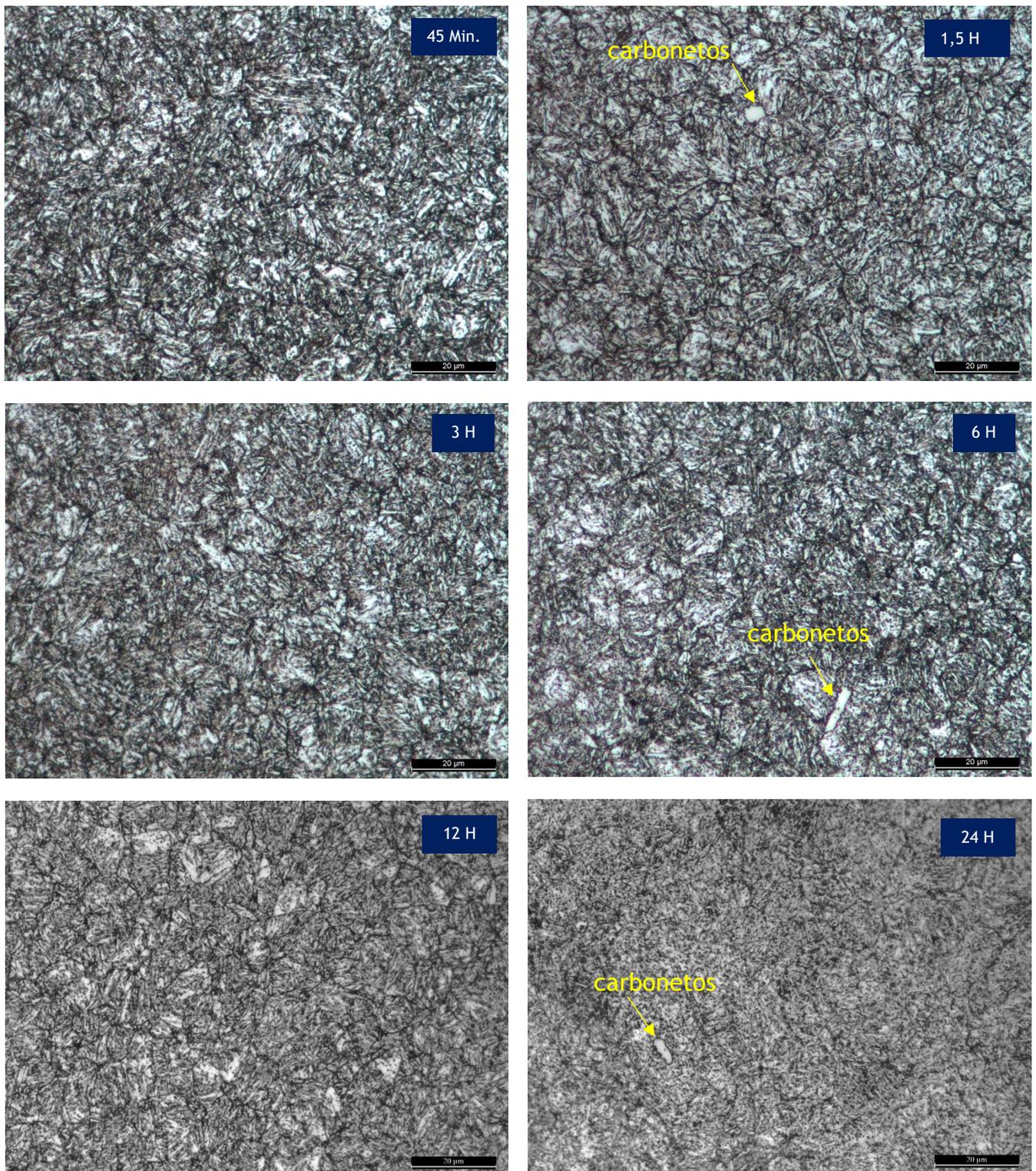


Figura 23 - Microestrutura de amostras transformadas a 430°C, atacada com Nital 5%; a ferrite bainítica e a martensite não são resolúveis nestas imagens.

Verifica-se que com o aumento do tempo de estágio a microestrutura altera-se, mas as imagens em microscopia ótica não permitem caracterizar as alterações.

No gráfico da figura 24, pode-se observar a evolução da dureza em função da temperatura e tempo de estágio, mostrando que a dureza estabiliza a partir das 3H, para ambas as temperaturas de transformação, verificando-se uma dispersão idêntica da dureza.

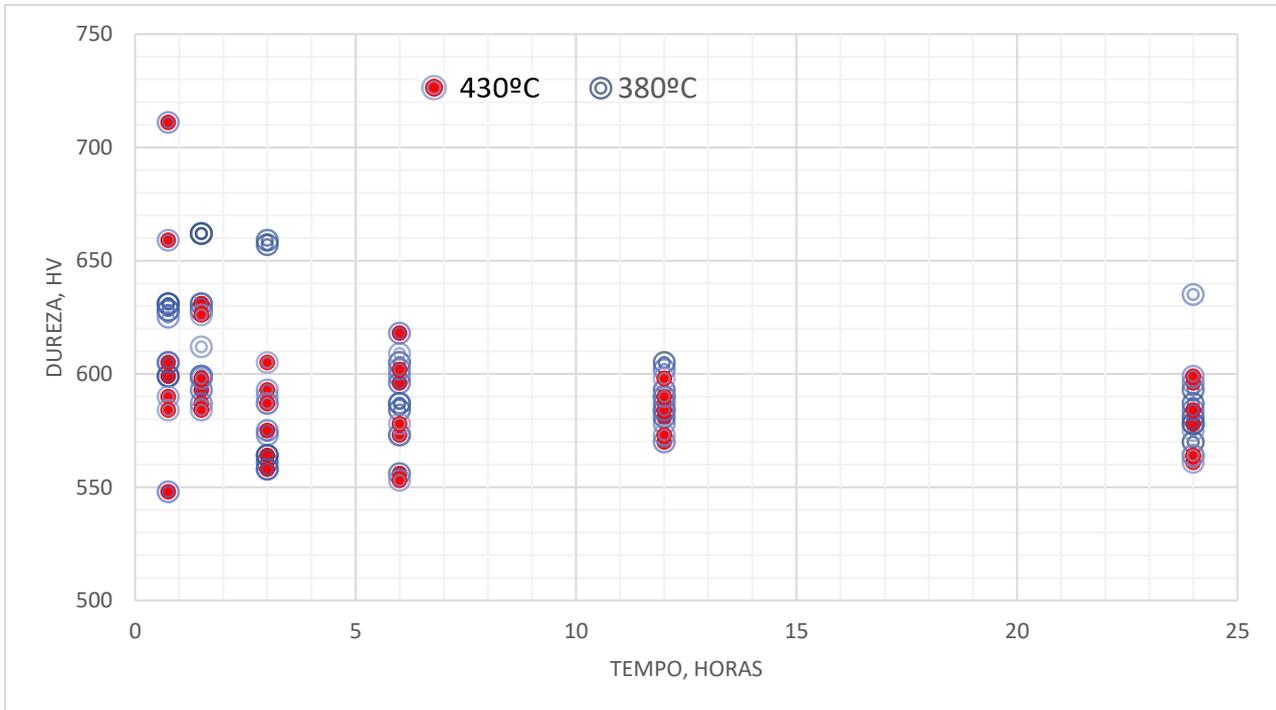


Figura 24 - Dispersão da dureza em função do tempo de estágio, a 430°C e 380°C.

As médias dos valores de dureza de ambos os patamares isotérmicos estudados, comparados com os valores após têmpera em óleo e revenido, encontram-se na figura 25.

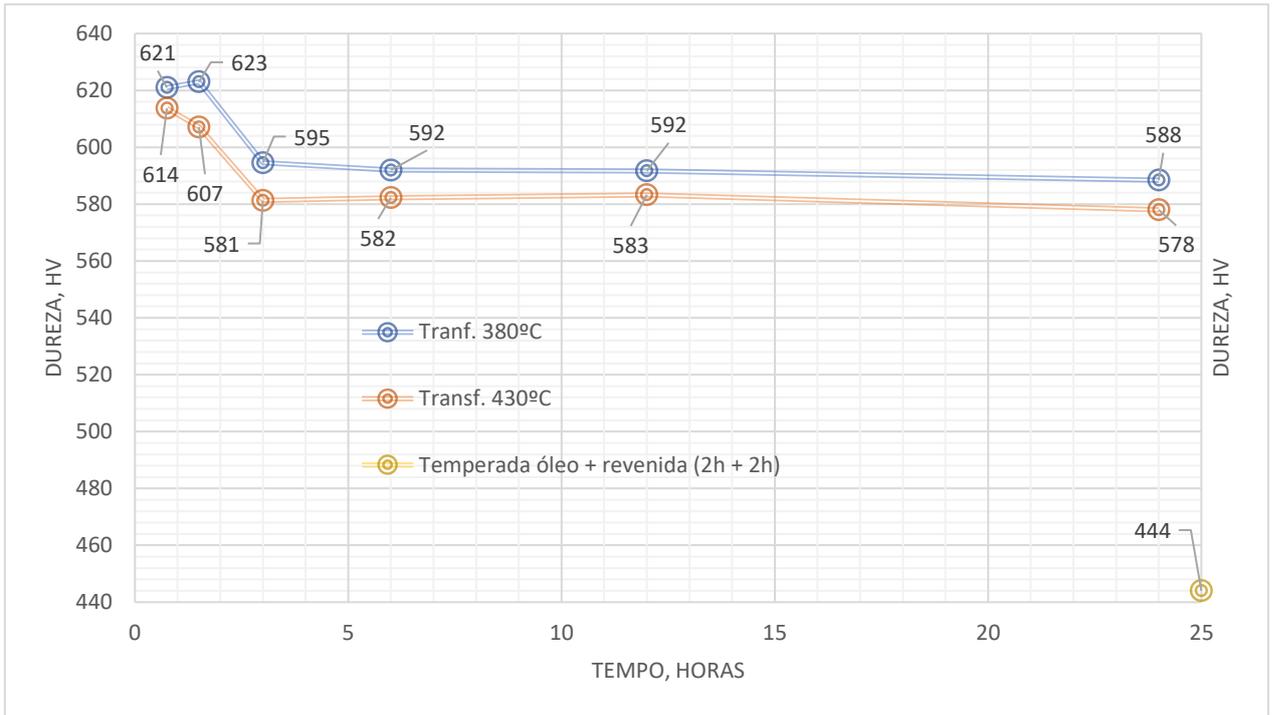


Figura 25 - Dureza média em função da temperatura e estágio bainítico.

A energia absorvida na fratura das amostras sujeitas à têmpera bainítica e têmpera martensítica seguida de revenido, encontram-se no gráfico da figura 26.

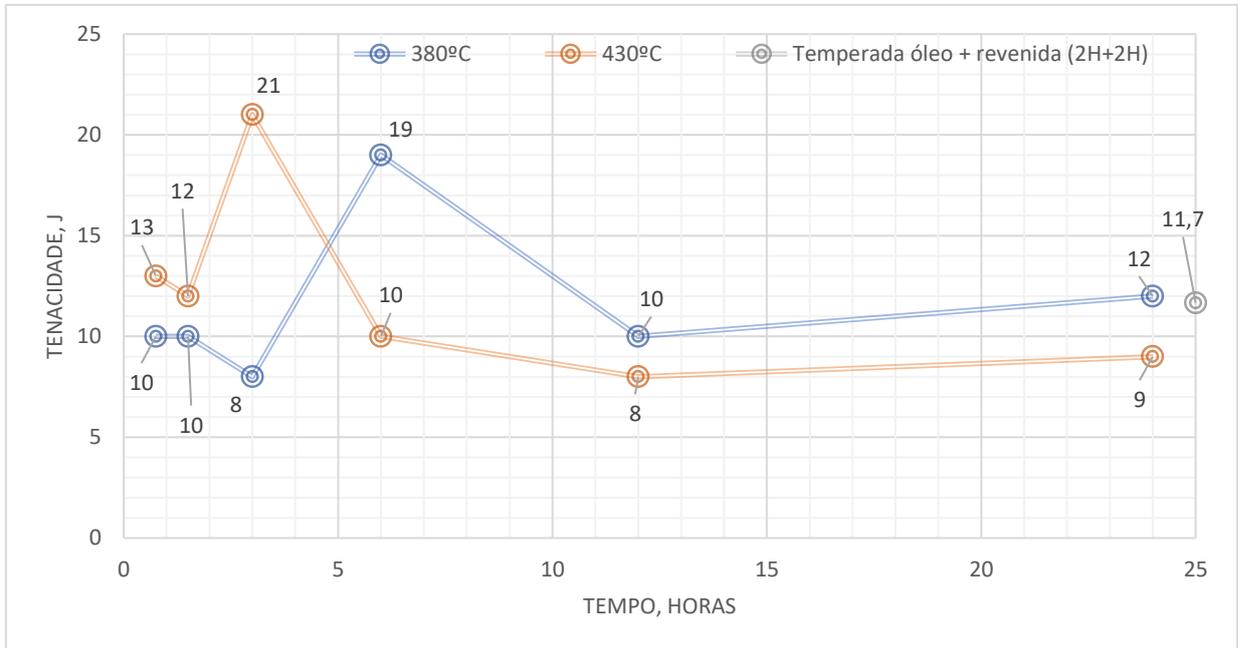


Figura 26 - Energia absorvida na fratura em função do tempo e temperatura de estágio.

Os valores de dureza e tenacidade para as duas temperaturas de transformação bainítica estão muito próximas, verificando-se ligeiramente maior tenacidade (na ordem dos 2 Joules) e menor dureza (na ordem dos 15 HV) para as amostras transformadas a 430°C; possivelmente porque a 430°C a difusão é favorecida e pode ter mais austenite estabilizada pelo carbono originado na formação da ferrite bainítica.

O facto das amostras sujeitas à têmpera bainítica apresentarem um pico de tenacidade, pode sugerir que a reação bainítica ocorre por etapas devido ao elevado teor em silício que atrasa a formação de carbonetos ao mesmo tempo que acelera a formação de ferrite bainítica. À medida que a austenite fica mais estabilizada para tempos de estágio superiores a estrutura apresenta apenas austenite residual e ferrite bainítica. A dureza baixa consideravelmente (na ordem dos 27 HV) e verifica-se o pico de tenacidade (dobro da energia absorvida) - 3 horas para a temperatura de 430°C e 6 horas para a temperatura de 380°C. Para estágios superiores a austenite transforma-se em ferrite e carbonetos, a dureza pouco varia, porque a austenite tem maior impacto no aumento da tenacidade do que na diminuição dureza, e a tenacidade baixa consideravelmente, sendo comparável à do aço temperado e revenido. Os resultados dos ensaios mecânicos revelam ainda que as amostras sujeitas à têmpera bainítica apresentam valores de dureza superiores à amostra temperada e revenida, mesmo para o pico de tenacidade.

As imagens SEM, correspondentes aos picos de tenacidade e aos tempos mais longos (12H e 24H), encontram-se nas figuras 27 e 29 com as respectivas análises EDS, nas figuras 28 e 30.

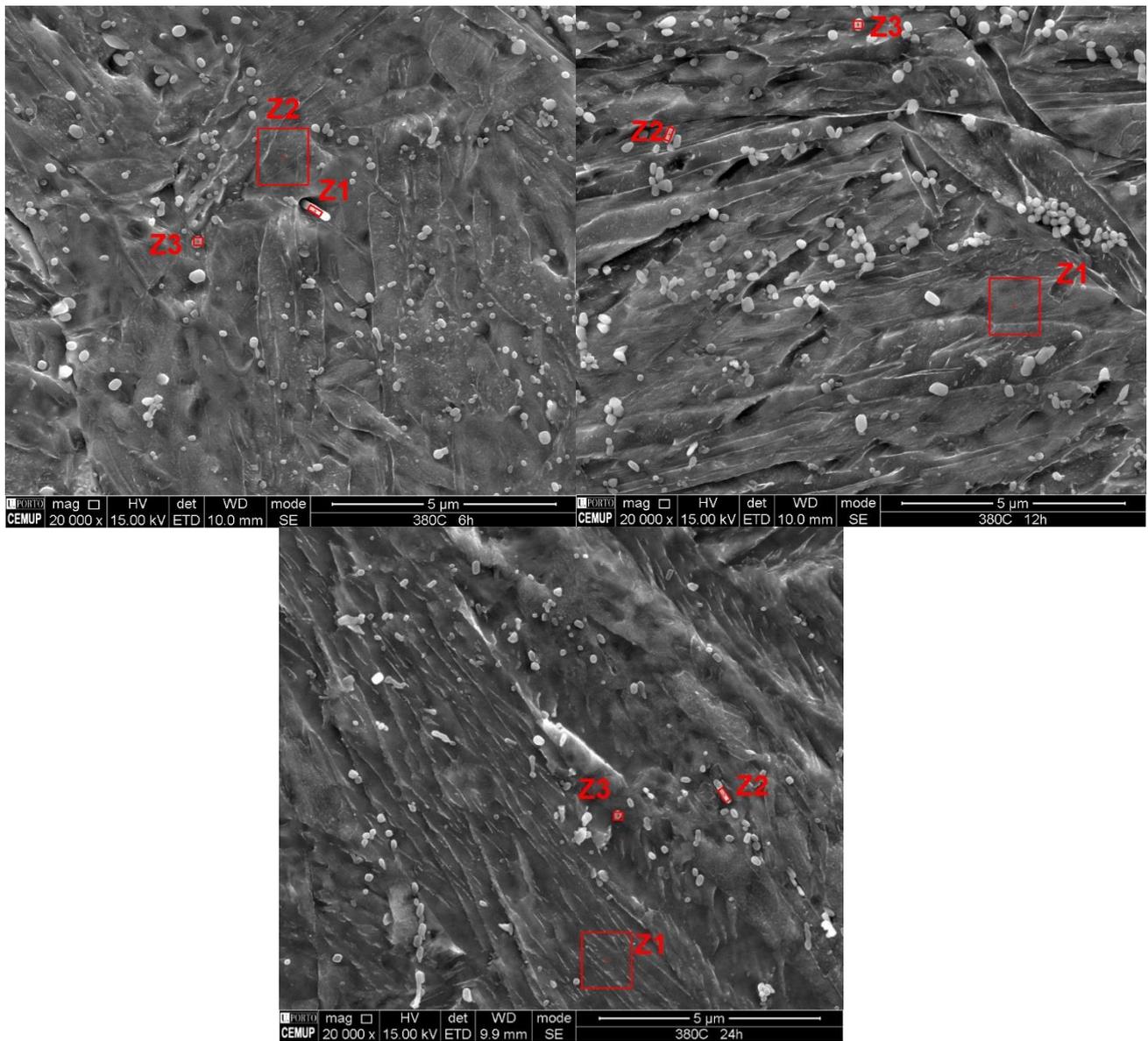
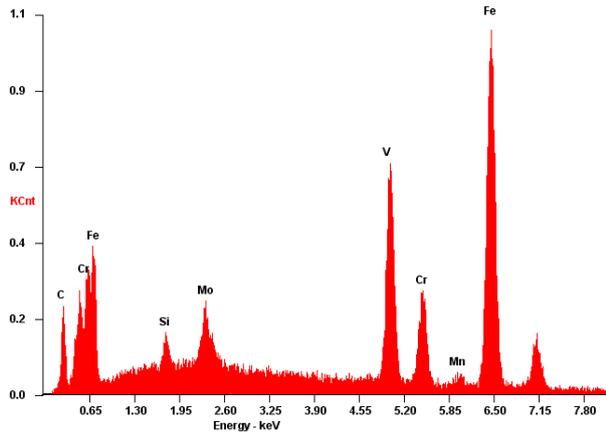
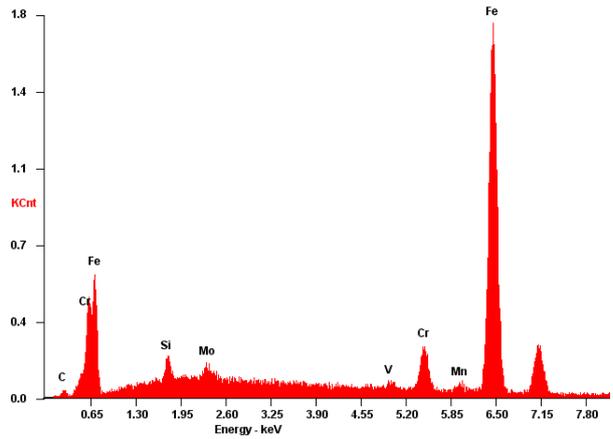


Figura 27 - Imagens SEM das amostras transformadas a 380°C, durante 6 h, 12 h e 24 h.

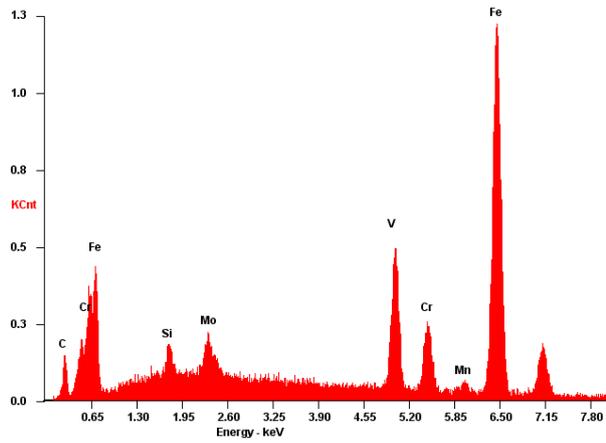
20210205\EDS\CEMUP 15keV 380C 6h Z1.spc
CEMUP 15keV 380C 6h Z1 LSecs: 50



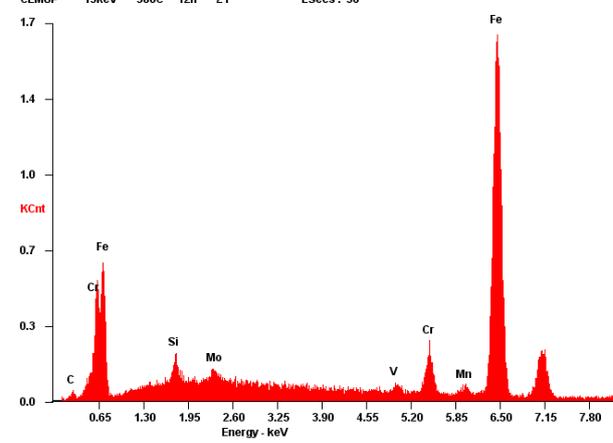
20210205\EDS\CEMUP 15keV 380C 6h Z2.spc
CEMUP 15keV 380C 6h Z2 LSecs: 50



20210205\EDS\CEMUP 15keV 380C 6h Z3.spc
CEMUP 15keV 380C 6h Z3 LSecs: 50



20210205\EDS\CEMUP 15keV 380C 12h Z1.spc
CEMUP 15keV 380C 12h Z1 LSecs: 50



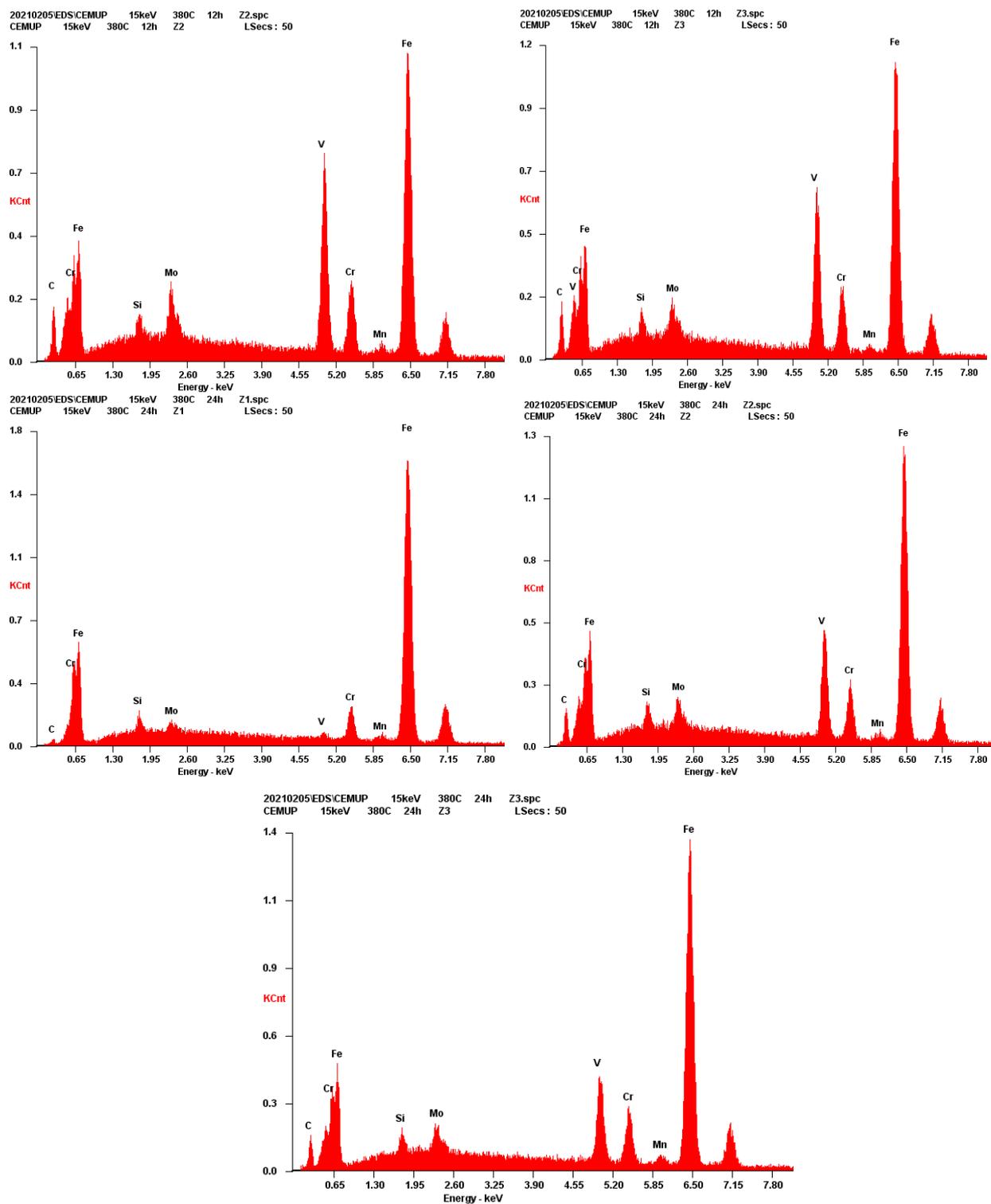


Figura 28 - Resultados de EDS para as amostras transformadas a 380°C, durante 6 h, 12 h e 24 h.

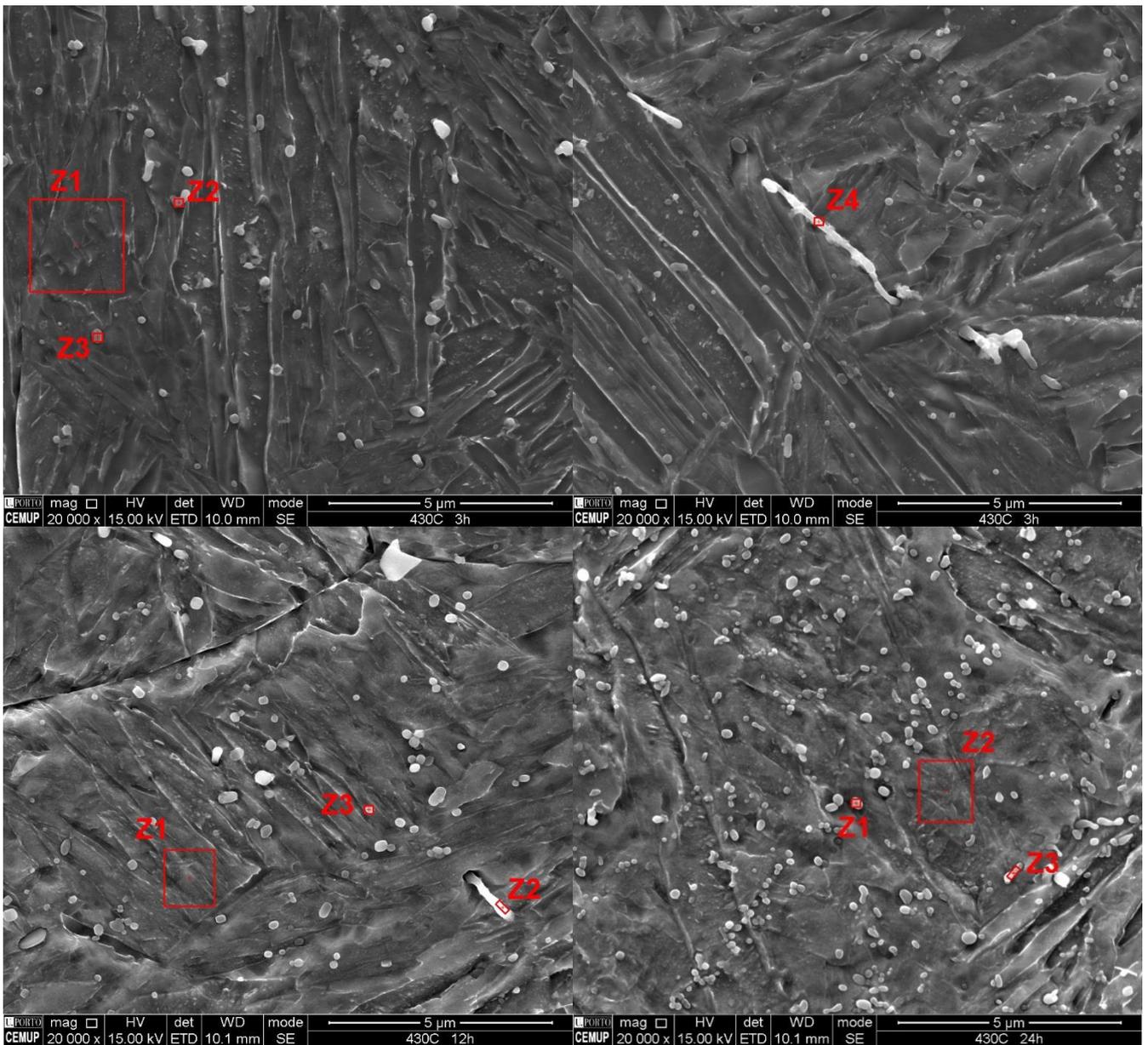
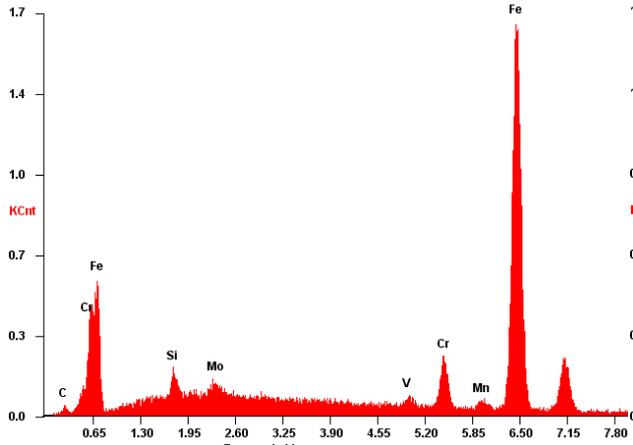
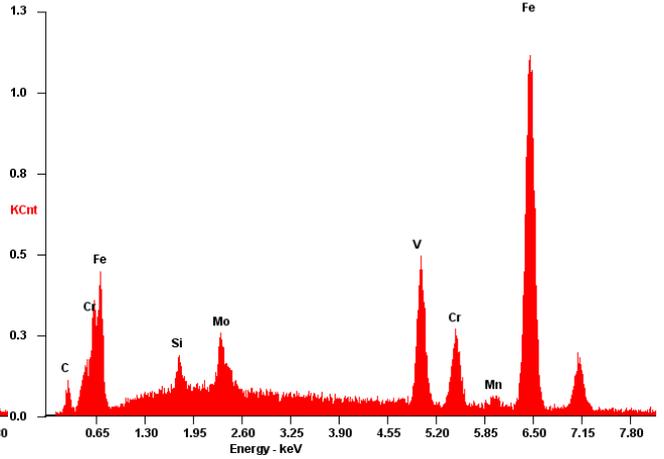


Figura 29 - Imagens SEM das amostras transformadas a 430°C, durante 3 h, 12 h e 24 h.

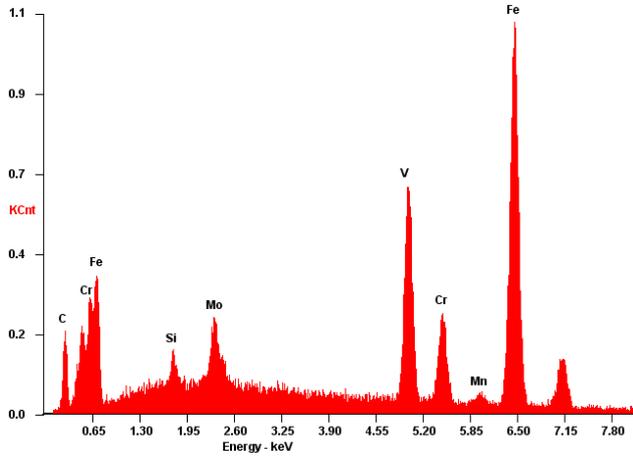
\20210205\EDS\CEMUP 15keV 430C 3h Z1.spc
CEMUP 15keV 430C 3h Z1 LSecs: 50



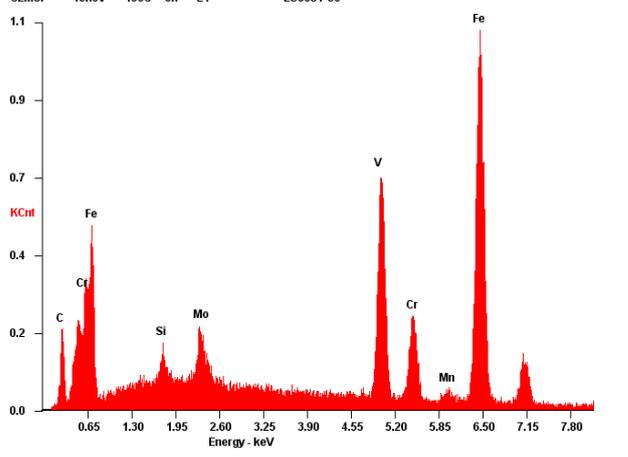
\20210205\EDS\CEMUP 15keV 430C 3h Z2.spc
CEMUP 15keV 430C 3h Z2 LSecs: 50



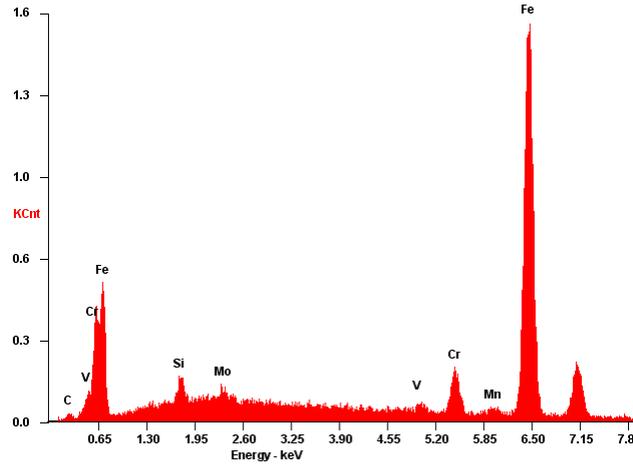
\20210205\EDS\CEMUP 15keV 430C 3h Z3.spc
CEMUP 15keV 430C 3h Z3 LSecs: 50



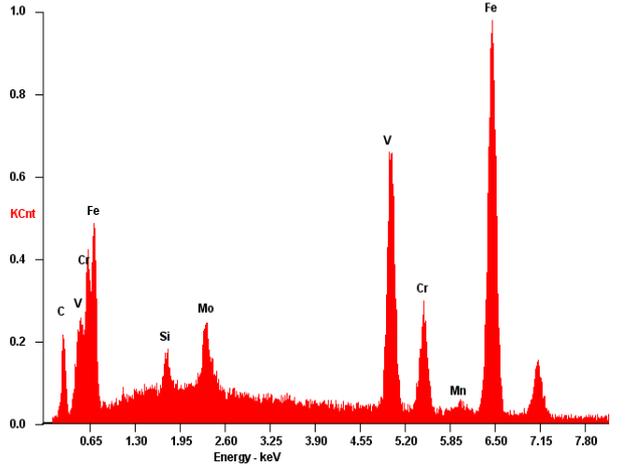
\20210205\EDS\CEMUP 15keV 430C 3h Z4.spc
CEMUP 15keV 430C 3h Z4 LSecs: 50



20210205\EDS\CEMUP 15keV 430C 12h Z1.spc
CEMUP 15keV 430C 12h Z1 LSecs: 50



20210205\EDS\CEMUP 15keV 430C 12h Z2.spc
CEMUP 15keV 430C 12h Z2 LSecs: 50



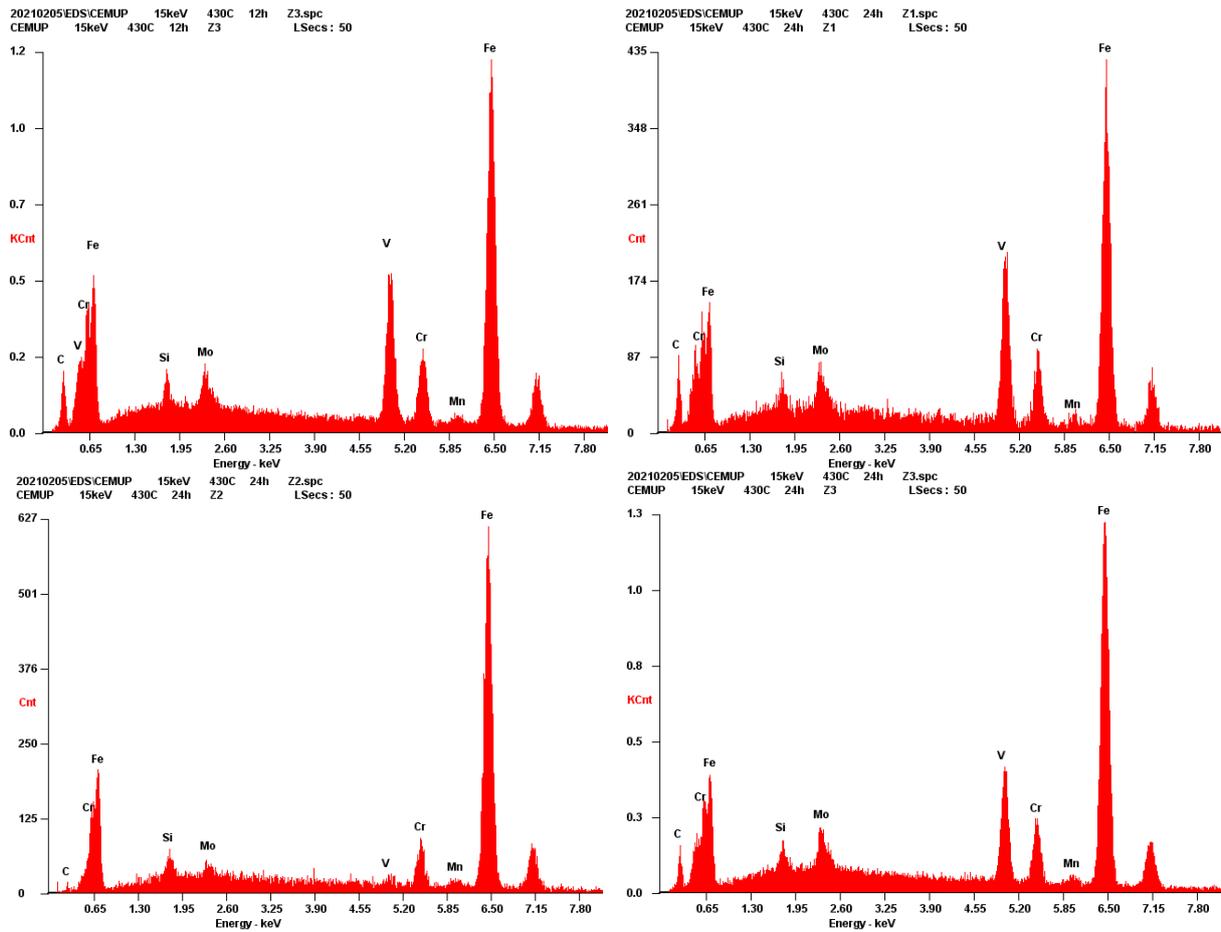


Figura 30 - Resultados de EDS para as amostras transformadas a 430°C, durante 3h, 12h e 24h.

Na tabela 8 apresenta-se, para cada amostra, as composições químicas das zonas analisadas com EDS.

Tabela 8 - Composição química das zonas analisadas com EDS.

Amostra	Zona	%C	%Si	%Mo	%V	%Cr	%Mn	%Fe
380°C - 6H	Z1	7,25	1,13	4,95	17,52	6,24	0,41	62,49
	Z2	0,98	1,28	1,91	0,9	5,5	0,67	88,76
	Z3	4,54	1,08	3,59	12,44	5,56	0,7	72,09
380°C - 12H	Z1	1,18	1,33	1,5	0,91	5,12	0,83	89,13
	Z2	6,08	1,03	4,75	17,92	5,42	0,71	64,09
	Z3	6,09	1,13	3,83	16,46	5,43	0,43	66,64
380°C - 24H	Z1	0,86	0,99	1,32	0,99	5,2	0,71	89,93
	Z2	4,86	1,09	3,38	12,08	5,13	0,53	72,93
	Z3	4,01	1,18	3,49	9,52	5,3	0,58	75,91
430°C - 3H	Z1	0,96	1,08	1,41	1,07	5,65	0,7	89,13
	Z2	3,17	1,1	4,69	12,69	5,79	0,65	71,9
	Z3	7,12	1,13	5,51	16,94	5,79	0,69	62,82
	Z4	7,19	1,2	4,64	17,81	5,32	0,67	63,17
430°C - 12H	Z1	0,88	1,34	1,8	1,13	5,08	0,59	89,18
	Z2	7,25	1,3	5,34	18,97	5,3	0,41	61,42
	Z3	5,59	1,08	3,34	13,94	5,42	0,8	69,83
430°C - 24H	Z1	6,2	1,11	4,07	15,57	5,17	0,87	67
	Z2	0,55	1,14	1,73	1,23	5,51	1,09	88,75
	Z3	4,3	1,05	3,95	10,57	5,33	0,73	74,06

Pela análise das imagens SEM, observam-se lamelas de ferrite e partículas esféricas dispersas de pequena dimensão. Dentro de algumas lamelas observam-se partículas muito pequenas, devendo-se tratar-se de carbonetos precipitados durante o estágio isotérmico sendo, no entanto, difícil de quantificar ou diferenciar dos carbonetos não solubilizados na austenitização.

A análise EDS permite caracterizar as zonas que correspondem à matriz e que, por isso, têm uma composição química idêntica à do aço: estas zonas são as indicadas a laranja na tabela 8, e podem corresponder a ferrite bainítica ou austenite residual. As restantes zonas correspondem a carbonetos ricos em cromo e vanádio que, provavelmente, não se formaram durante a reação bainítica, mas que se mantiveram durante a austenitização devido à sua elevada estabilidade.

Na figura 31, apresenta-se a análise quantitativa dos carbonetos com base nas imagens SEM. Uma vez que, em termos de contraste, as fronteiras de grão da ferrite bainítica podem ser confundidas com os carbonetos (ambos aparecem a claro), esta análise foi realizada de forma manual considerando-se apenas as partículas com forma esférica, como se mostra na imagem da figura 32.

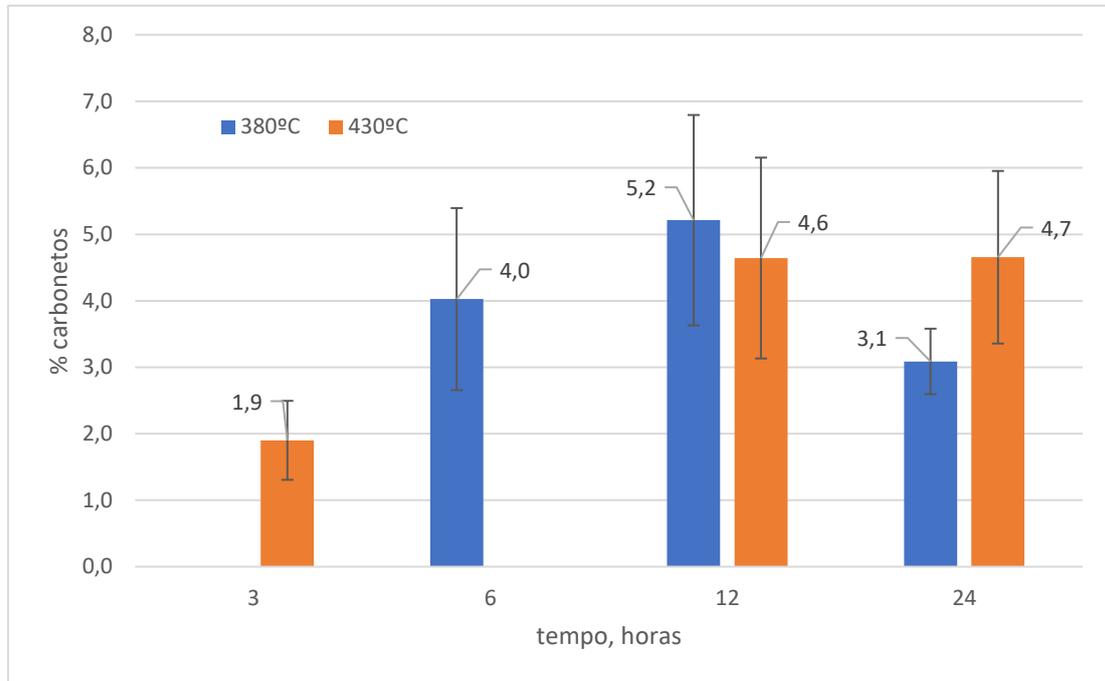


Figura 31 - Análise quantitativa dos carbonetos para tempos crescentes de estágio bainítico.

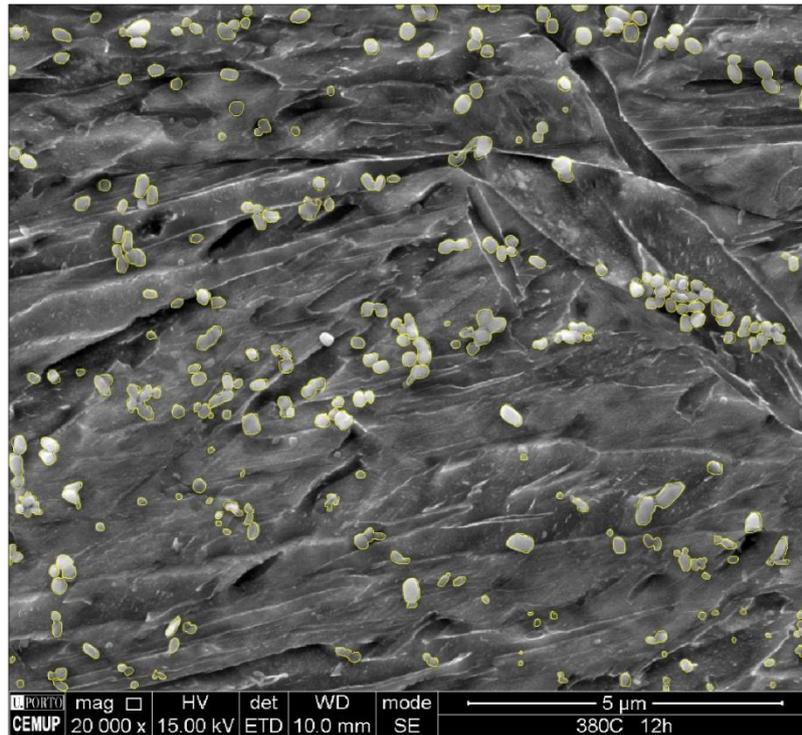


Figura 32 - Imagem exemplo da quantificação de carbonetos delineados a amarelo.

Os resultados mostram uma quantidade considerável de carbonetos não dissolvidos durante a austenitização e que se mantêm durante a transformação bainítica.

É importante referir que a identificação da austenite residual nestas amostras, ajudaria a esclarecer o processo de transformação bainítica.

A cinética de transformação de bainite foi estudada através da redução de dureza; para isso, fez-se corresponder 100% de bainite formada à dureza relativa às 24 horas de estágio. Na figura 33, encontra-se, o gráfico da fração de bainite formada em função do tempo de estágio, para as duas temperaturas testadas.

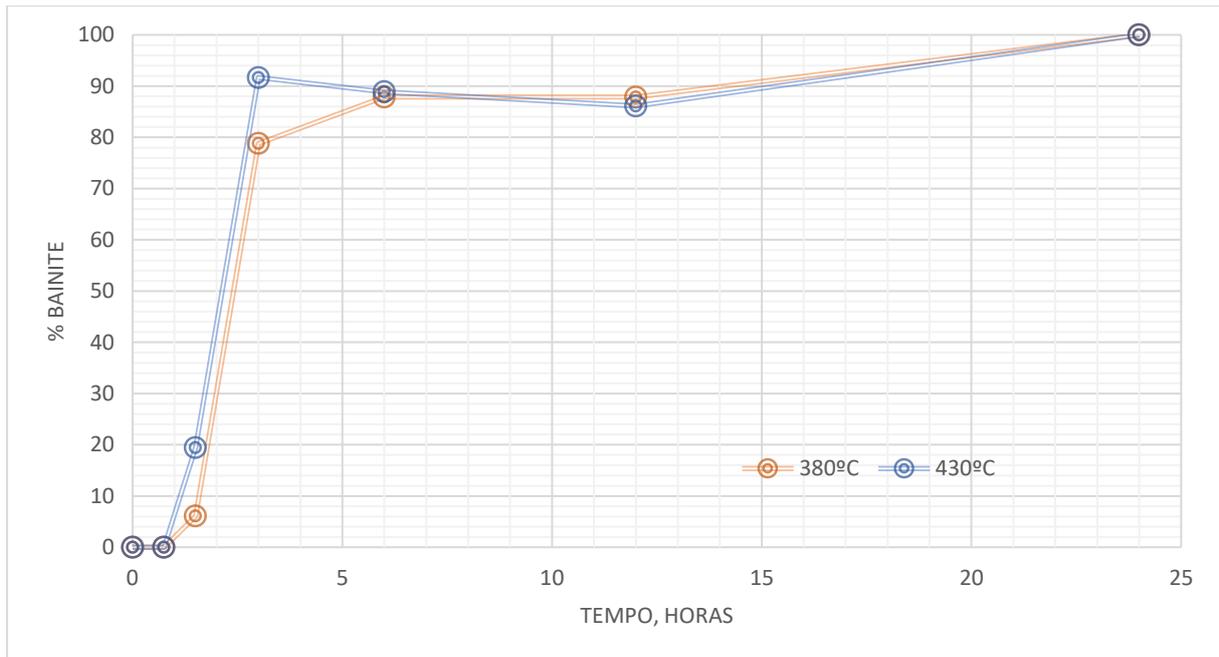


Figura 33 - Fração de bainite formada em função do tempo e temperatura de estágio.

Estes resultados mostram 91,7% de bainite formada ao fim de 3 horas de estágio para a temperatura de 430°C, e 78,8% para 380°C, o que confirma a reação ser mais rápida para 430°C.

A partir dos tempos correspondentes aos picos de tenacidade (atribuídos à quantidade de austenite estabilizada), a formação de ferrite bainítica e carbonetos ocorre a uma taxa mais lenta, tornando o fim da reação muito demorado, segundo a bibliografia [10] pode ser dias, semanas ou meses - este é o fenómeno da reação bainítica incompleta que foi referido na revisão teórica.

4.4. Resultados da simulação no *JMatPro*

Nesta secção comparam-se os resultados obtidos na simulação com os resultados experimentais.

Em primeiro lugar, foi necessário importar para o *JMatPro* a curva de arrefecimento obtida com o termopar inserido na amostra sujeita à transformação bainítica a 430°C, e desta forma simular o tratamento térmico e analisar os resultados de dureza e percentagem de fases em função do tempo de estágio isotérmico.

Sendo um *software* construído em linguagem java, contém uma extensa base de dados termodinâmicos; como tal, para qualquer par “temperatura-tempo”, é possível conhecer as propriedades do material. Sendo o número de dados registados no ciclo térmico muito elevado (13733), o *software* mostrou não ter capacidade para utilizar tal quantidade de dados e através da função “quench-properties” (permite conhecer as propriedades dos materiais sujeitos a determinado ciclo térmico), dar origem a uma curva simulada. Assim, utilizando um gráfico de análise de tendência do Excel, reduziu-se o número de pontos de 13733 para 47 - a escolha destes pontos foi feita de forma a concentrá-los nas fases de arrefecimento desde a temperatura de austenitização até à temperatura de transformação isotérmica. No gráfico da figura 34 podemos observar que as diferenças são praticamente nulas. Os restantes ciclos foram simulados aumentando o tempo de estágio.

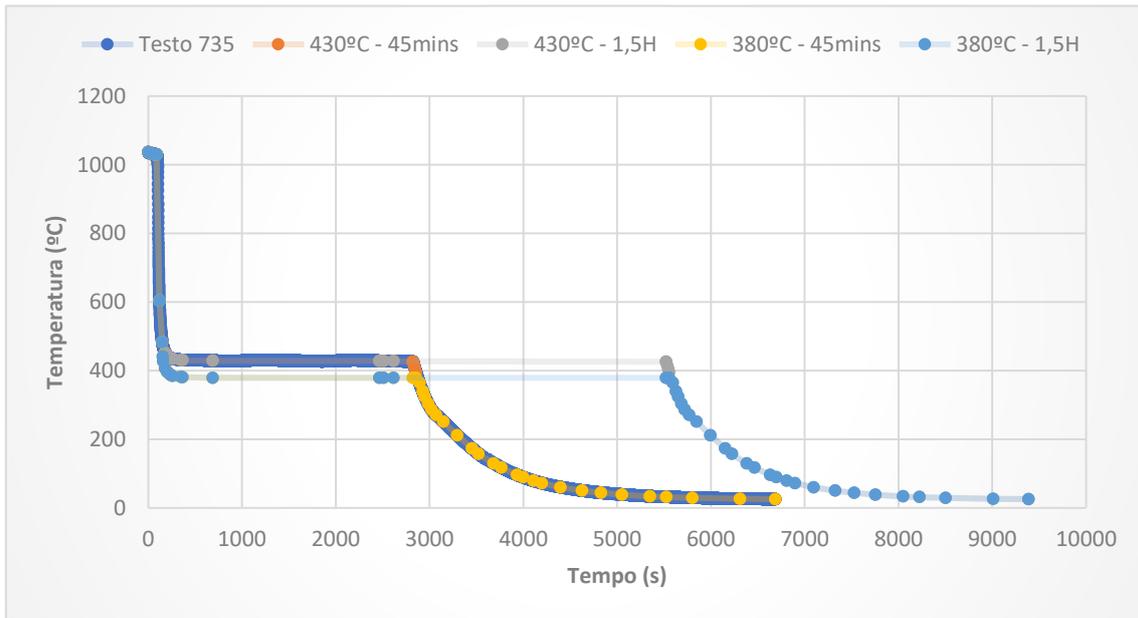


Figura 34 - Curvas de arrefecimento simuladas no *JMatPro* sobrepostas à curva de arrefecimento experimental.

Na figura 35, apresenta-se a curva de arrefecimento criada pelo *JMatPro* através dos pontos que foram introduzidos.

Time-temperature evolution

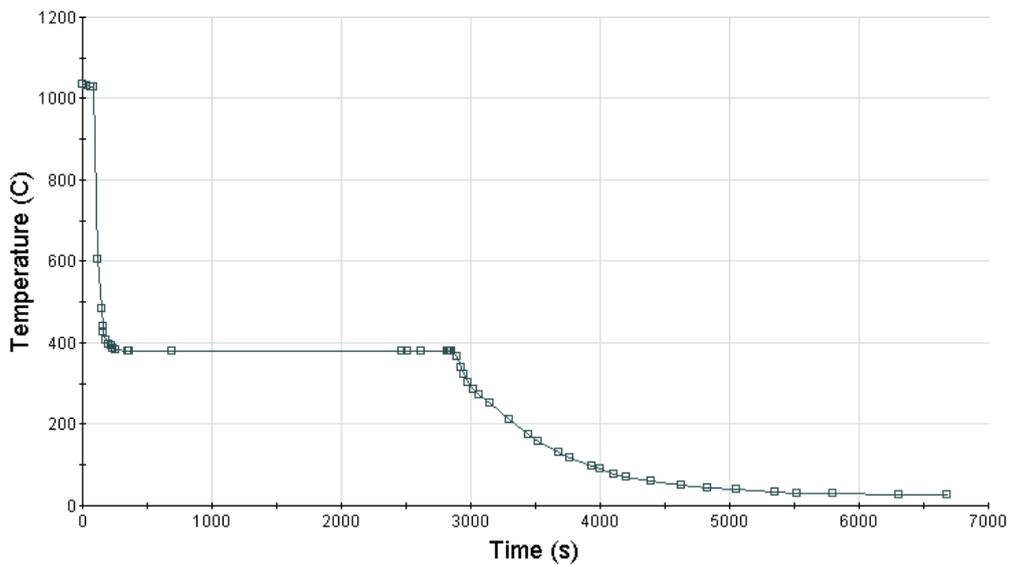


Figura 35 - Curva de arrefecimento simulada pelo *JMatPro*, para o ciclo de 380°C (45 min).

Depois da introdução da composição química do aço, tamanho de grão (10 ASTM) e ciclo térmico (que também define a temperatura de austenitização), foi

possível simular a percentagem de bainite e a dureza em função da temperatura e tempo de estágio. Na figura 36 mostram-se os resultados.

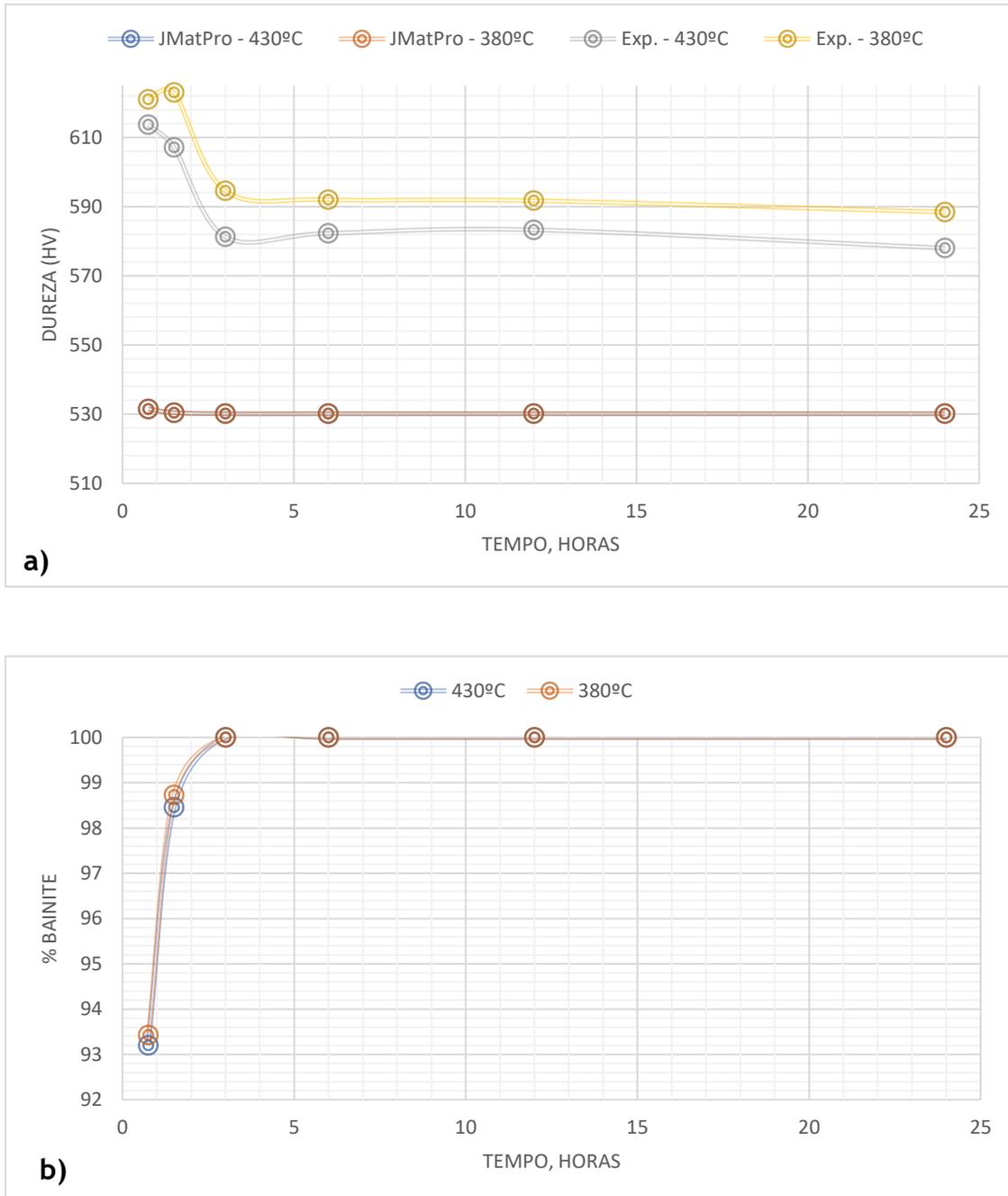


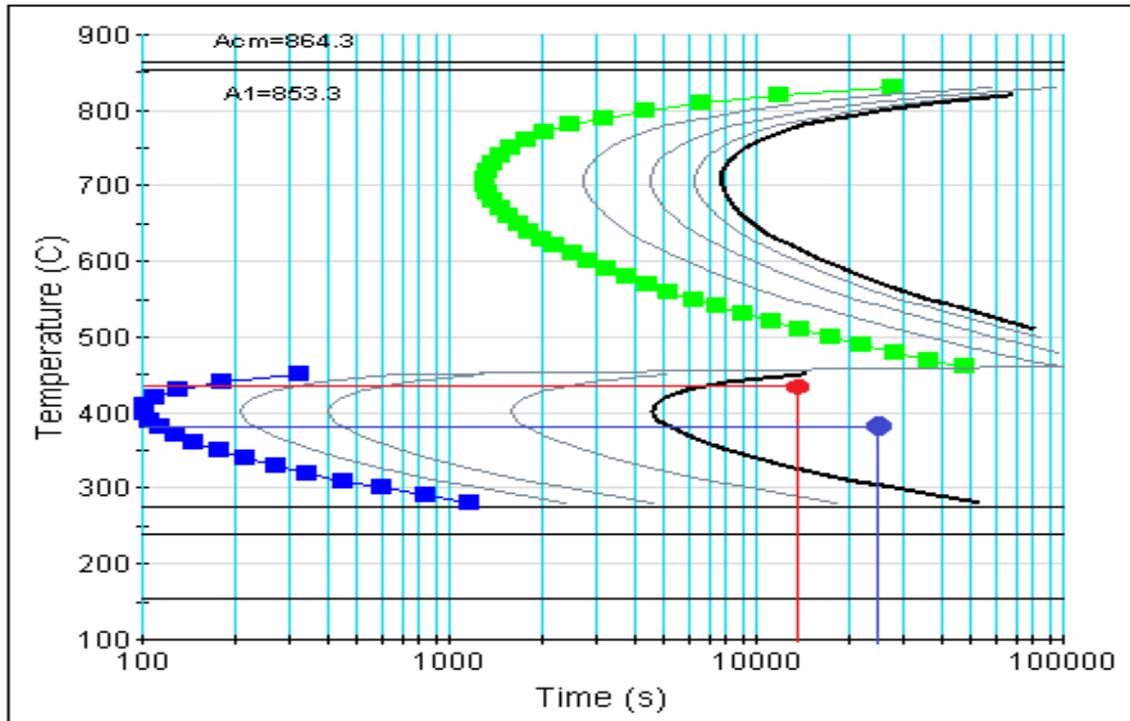
Figura 36 - a) dureza em função da temperatura e tempo de estágio e b) % de bainite em função da temperatura e tempo de estágio - *JMatPro v.11.2*.

Estes resultados mostram valores de dureza e % de bainite formada praticamente iguais nas duas temperaturas de transformação estudadas, sem variação ao longo estágio. Estes resultados diferem do que se verificou nos resultados experimentais (e que também pode ser observado no gráfico da figura 36), neste

caso verificando-se uma redução de dureza de cerca de 27 HV quando o tempo aumenta de 1,5 horas para 3 horas de estágio e uma ligeira diferença na dureza entre as duas temperaturas de transformação. É importante referir que o *software* não aparenta considerar que a reação bainítica se dá por etapas, considerando apenas a formação de bainite e martensite, não fazendo referência à austenite residual, além de considerar que entre 45 minutos para 3 horas de estágio a percentagem de bainite passa de 93% para 100%, fator que pode explicar a dureza ser praticamente constante nesse intervalo de tempo. No entanto, com base nos dados experimentais podemos supor que existe austenite para os tempos de pico de tenacidade (430°C-3 h e 380°C - 6 h), sendo que é de esperar o fim da reação bainítica para tempos de estágio superiores.

O diagrama TTT do aço AISI H13 estudado simulado no *JMatPro* com os tempos correspondentes aos picos de tenacidade marcados a vermelho e a azul, encontra-se na figura 37. De acordo com o diagrama existe 100% de bainite para os tempos de transformação correspondentes ao pico de tenacidade, por outras palavras, a reação bainítica ocorre mais rápido do que se verificou experimentalmente ou em trabalhos publicados [8, 19]. Observa-se também que as temperaturas estudadas se encontram separadas pelo nariz da curva, com o início da transformação ligeiramente mais rápido para a temperatura de 430°C (por a difusão ser favorecida) - este dado vai ao encontro com os resultados experimentais.

TTT



Austenitisation temperature (C) : 1030.0
Grain size : 10.0 ASTM

Figura 37 - Diagrama TTT do aço AISI H13 estudado, *JMatPro* v.11.2.

Quanto ao efeito dos elementos de liga na dureza e fração de fases, o *JMatPro* apresentou resultados concordantes com a bibliografia [11,12,13,14] e conceitos teóricos. Para o aço AISI H13 (0,39%C, 1,0%Si, 0,4%Mn, 5,2%Cr, 1,4%Mo, 0,9%V) simulou-se, individualmente, o efeito da remoção de 2,7% de cromo, 1,1% em molibdénio e 0,9% em vanádio nos resultados da têmpera bainítica a 380°C e 430°C durante 45 minutos.

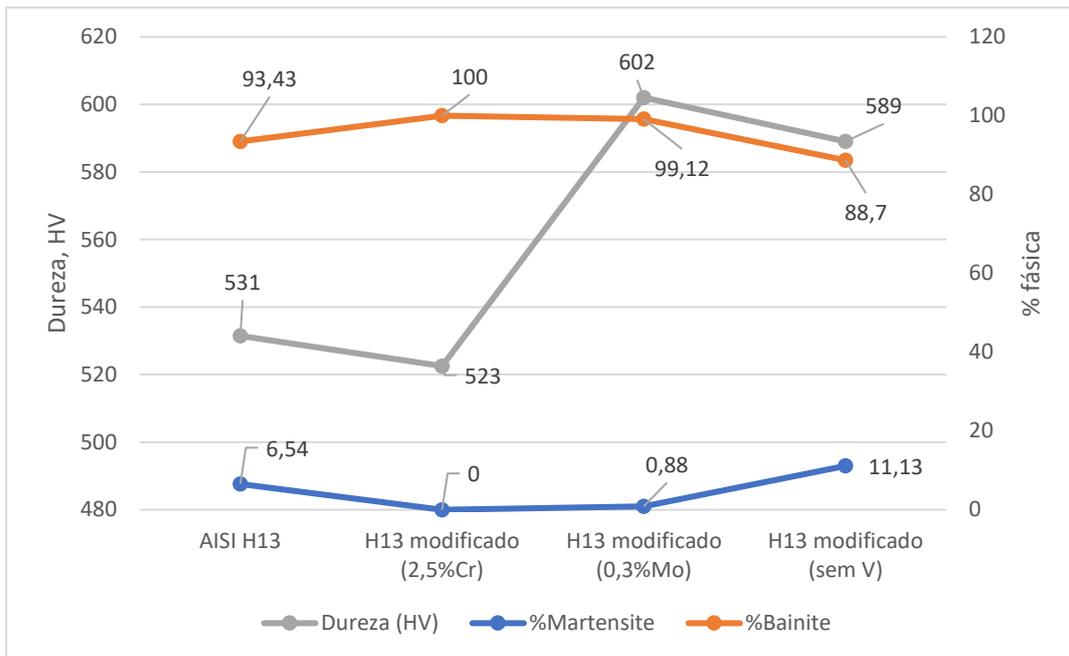


Figura 38 - Simulação do efeito da alteração da composição química na fração de fases e dureza de um aço AISI H13 sujeito a uma têmpera bainítica a 380°C, durante 45 minutos - *JMatPro*, V11.2. [20].

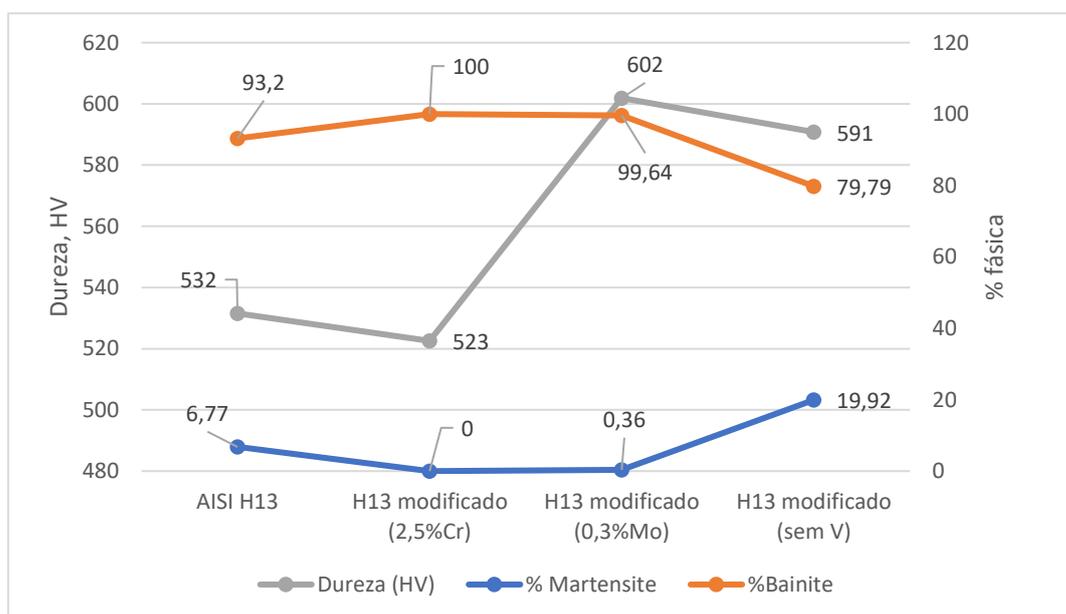


Figura 39 - Simulação do efeito da alteração da composição química na fração de fases e dureza de um aço AISI H13 sujeito a uma têmpera bainítica a 430°C, durante 45 minutos - *JMatPro*, V11.2. [20].

Verifica-se que:

- a adição de 0,9% de vanádio provoca uma diminuição da % de martensite de 19,92% para 6,77% para 430°C, e de 11,13% para 6,54% para 380°C, ou seja, favorece a transformação bainítica possivelmente devido à formação de carbonetos que retira carbono da fase austenítica, favorecendo a sua transformação;
- a adição de 0,3% de molibdénio melhora a temperabilidade, provocando um aumento da quantidade de martensite;
- a adição de 2,5% de crómio melhora a temperabilidade provocando um aumento da quantidade de martensite.

5. Conclusões

Sobre o estudo da transformação bainítica do aço AISI H13 Premium:

- foi possível estudar a transformação bainítica através da evolução da dureza e energia absorvida na fratura das amostras sujeitas a estágios isotérmicos entre 45 minutos e 24 horas;
- a análise em microscopia ótica tornou-se pouco útil devido à semelhança entre bainite e martensite e à dificuldade na identificação dos carbonetos;
- através da análise SEM, conseguiu-se observar uma evolução da microestrutura, contudo difícil de distinguir os tipos de carbonetos e identificar austenite residual;
- verificou-se um pico de tenacidade à fratura para estágios isotérmicos a 380°C (6 horas) e a 430°C (3 horas), sugerindo que a reação bainítica se dê por etapas;
- os resultados mecânicos mostram uma estabilização da dureza ao fim de 3 horas de estágio, podendo indicar que a maior parte de bainite está formada ao fim deste tempo, mas, segundo dados disponíveis na bibliografia, um estágio de 24 horas pode não ser suficiente para atingir o fim da reação;
- o *JMatPro* apresentou resultados diferentes do que se verificou na prática, com valores de dureza inferiores e praticamente constantes em ambas as temperaturas de transformação estudadas: não aparenta, por isso, considerar que a reação bainítica se dê por etapas;

- os resultados obtidos nas experiências encontram-se entre os simulados no *JMatPro* e os diagramas TTT disponíveis na bibliografia, sendo estes últimos os que apresentam a reação bainítica mais lenta;
- segundo dados obtidos no *JMatPro*, o abaixamento do teor em cromo pode acelerar a reação bainítica, com pouco impacto na dureza.

Comparando com o tratamento térmico *standard*, têmpera e revenido, os tratamentos térmicos realizados permitem:

- obter resultados de dureza e tenacidade superiores;
- reduzir o tempo de tratamento térmico sem a necessidade de arrefecer bruscamente o aço até à temperatura ambiente, reduzindo a probabilidade de fissuração nos moldes durante o tratamento térmico.

5.1. Sugestões para trabalhos futuros

Para trabalhos futuros, seria importante:

- complementar os resultados obtidos com resultados obtidos por dilatométria;
- analisar as amostras em TEM, para conseguir identificar os carbonetos precipitados, e assim que permitisse um melhor estudo desta transformação;
- quantificar a austenite residual, e distingui-la da ferrite bainítica, para analisar melhor a evolução da microestrutura e confirmar que a transformação bainítica neste aço se dá por etapas;
- analisar esta “janela do processo” e tentar encontrar o intervalo de tempo para o qual a tenacidade é máxima: isto seria importante para saber até que ponto seria possível tratar grandes blocos deste aço.

Para validar a utilidade deste tratamento térmico na produção de moldes para fundição injetada, seria ainda importante avaliar a resistência à fadiga térmica o que, pela análise dos resultados mecânicos, é expectável que seja melhor quando comparados com os aços temperados e revenidos, uma vez que apresentam melhor dureza e energia absorvida na fratura.

6. Referências bibliográficas

- [1] Committee, A. S. M. I. H. ASM Handbook, Volume 01 - Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, ASM International.
- [2] Canale, L.C.F.M.R.A.T.G.E., *11.1 Classification of Tool Steels*, in *Failure Analysis of Heat Treated Steel Components*. ASM International.
- [3] Ramada Aços. “Aços para ferramentas de trabalho a quente”. Acedido a 9 de março de 2020. <https://www.ramada.pt/pt/produtos/acos/aa-os-para-ferramentas-de-trabalho-a-quente.html>.
- [4] Committee, A. I. H. (1991). ASM handbook: Heat treating, ASM International.
- [5] Dossett, J. L. and G. E. Totten 17.1 Classification of Tool Steels. ASM Handbook, Volume 04D - Heat Treating of Irons and Steels, ASM International.
- [6] Krauss, G. (2015). Steels: Processing, Structure, and Performance, Second Edition, A S M International.
- [7] Totten, G. E. (2006). Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, Taylor & Francis.
- [8] Roberts, G. A., R. Kennedy and G. Krauss (1998). Tool Steels, 5th Edition, ASM International.
- [9] Ramada Aços. “Aços para ferramentas de trabalho a quente: Uddeholm Vidar Superior”. Acedido a 13 de abril de 2020. <https://www.ramada.pt/pt/produtos/acos/aa-os-para-ferramentas-de-trabalho-a-quente.html>.
- [10] Bhadeshia, H. K. D. H. (2019). Bainite in steels: theory and practice, CRC Press.
- [11] Davis, J. R. 1.1 Steel Processing Technology. ASM Specialty Handbook Carbon and Alloy Steels, ASM International.
- [12] Oberg, E., F. D. Jones, H. L. Horton and H. H. Ryffel 21.1.4 Classification of Tool Steels. Machinery's Handbook (30th Edition), Industrial Press.

- [13] Rudnev, V. and G. E. Totten 21.1 Plain Carbon and Low-Alloy Steels. ASM Handbook, Volume 04C - Induction Heating and Heat Treatment, ASM International.
- [14] Sourmail, T., C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, S. Cazottes, T. Epicier, F. Danoix and D. Milbourn (2017). "The Influence of Vanadium on Ferrite and Bainite Formation in a Medium Carbon Steel." Metallurgical and Materials Transactions A **48(9)**: 3985-3996.
- [15] Kheirandish, S. and A. Noorian (2008). "Effect of Niobium on Microstructure of Cast AISI H13 Hot Work Tool Steel." Journal of Iron and Steel Research, International **15(4)**: 61-66.
- [16] Uddeholm. 2013. "Uddeholm Orvar Supreme", 8th Edition.
- [17] José Fernandes. 2018. "Análise de *software* de simulação de tratamentos térmicos de aços". Relatório de seminário, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [18] Committee, A. S. M. I. H. ASM Handbook, Volume 9 Metallography and Microstructures 2004, ASM International.
- [19] Universal Afir. "Aços para ferramentas de trabalho a quente". Acedido a 11 de junho de 2021. <https://www.universalafir.pt/item/259>.
- [20] "Sente Software Ltd". 2019. *JMatPro*, versão 11.2.