



FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO



ESTUDO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE UM AÇO FERRAMENTA OBTIDO POR FUNDIÇÃO

André Eduardo de Almeida Cunha

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Dissertação realizada com orientação da Professora Doutora Laura Ribeiro do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais e com coorientação do Engenheiro Pedro Lacerda da FERESPE

Porto, outubro de 2012

<i>CANDIDATO</i>	André Eduardo de Almeida Cunha	<i>CÓDIGO</i>	070508032
<i>TÍTULO</i>	Estudo do tratamento térmico de um aço ferramenta obtido por fundição		
<i>DATA</i>	26 de outubro de 2012		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 12h00		
<i>JÚRI</i>	Presidente	Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM/FEUP
	Arguente	Professor Doutor Delfim Fernandes Soares	DEM/EEUM
	Orientadora	Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro	DEMM/FEUP

Agradecimentos

Em primeiro lugar gostaria de agradecer ao Professor Doutor Luís Filipe Malheiros pelo apoio, confiança e oportunidade que me concedeu de realizar estágio na FERESPE.

Queria agradecer de um modo especial à minha orientadora a Professora Doutora Laura Ribeiro pela orientação e disponibilidade. Pelo ambiente de trabalho exigente mas descontraído. Porque ensinou-me mais do que imagina.

À FERESPE pela oportunidade que me concedeu para a realização deste estágio, em particularmente ao Eng.º Joaquim Santos, à Eng.ª Sandra Coimbra e ao Dr. Jorge Casais pela integração e receção. Ao meu coorientador o Eng.º Pedro Lacerda pela ajuda e disponibilidade (até durante as suas férias).

Quero agradecer a todos os meus professores e aos funcionários do DEMM, em particular ao Sr. Ramiro Soares pela ajuda sempre que solicitado e à Eng.ª Cláudia Lopes pelo profissionalismo e prontidão demonstrados na resolução de problemas.

A todos os meus colegas de curso e amigos pela amizade, espírito de equipa, troca de ideias e interajuda. Por todos os bons e maus momentos.

À minha família, em especial aos meus Pais e ao meu irmão, aos quais tudo devo. Sem eles nunca teria oportunidade de frequentar a universidade.

À minha namorada que mesmo longe, sempre me acompanhou.

Ao G.A.S.Porto por tudo que me ensinou durante o meu percurso académico.

Resumo

Este trabalho teve como principal objetivo o desenvolvimento de um aço ferramenta obtido por fundição, equivalente ao aço ferramenta AISI H13. Em serviço, particularmente no caso de matrizes para extrusão, os aços ferramenta estão sujeitos a tensões altas e temperaturas elevadas, que levam à fadiga mecânica e térmica e a fenômenos de desgaste. Estes fatores contribuem para reduzir o seu tempo de vida em serviço, devido à influência que têm nas propriedades do aço, sendo estas condicionadas, pela composição química e parâmetros de tratamento térmico.

Assim sendo, estabeleceu-se uma composição química (ligeiramente diferente à do aço AISI H13) e foi estudado o papel que os parâmetros de tratamento térmico desempenham na evolução da microestrutura e propriedades.

Foi determinado um procedimento de homogeneização (1100°C - 2h), condições de tratamento térmico de amaciamento (750°C - 4h) e estudada a influência de variáveis de têmpera e revenido na dureza e na resistência ao desgaste do aço vazado.

O aço vazado manteve a dureza após 100h a 480°C e apresenta a melhor resistência ao desgaste (menor perda de massa) quando austenitizado a 1100°C e revenido durante 2h a 550°C.

Como as propriedades mecânicas dos aços tratados termicamente, são fortemente influenciadas pelo tamanho de grão da austenite, paralelamente fez-se o estudo das técnicas metalográficas para revelar as fronteiras de grão da austenite primária recorrendo a ataques químicos e térmicos.

Abstract

This work had the purpose of developing of a tool steel obtained by casting, equivalent to the AISI H13 tool steel. In service, particularly in the case of extrusion dies, tool steels are exposed to high stress, high temperature, heat checking and wear situations. These factors contribute to reduce its life in service, due to the influence they have on the properties of steel, which are conditioned by the chemical composition and heat treatment parameters.

Therefore, was established a chemical composition (slightly different from the AISI H13 tool steel) and it was studied the influence of the heat treatment parameters on the microstructure and mechanical properties.

It was also defined an homogenization procedure (1100°C - 2h), the conditions for the annealing heat treatment (750°C - 4h), studying as well the influence of quenching and tempering on the hardness and wear resistance of the cast steel.

The cast steel maintained the hardness after 100h at 480°C and better wear resistance (less mass loss) when austenitized at 1100°C and tempered for 2h at 550°C.

Considering that the mechanical properties of heat treated steels are strongly influenced by the austenite grain size, it was made a parallel study about the metallographic techniques to reveal the prior austenite grain boundaries with chemical and thermal etches.

Índice geral

1. Introdução	1
1.1.Enquadramento e objetivos	1
2. Aços Ferramenta	3
2.1.Classificação	4
3. Aços ferramenta para trabalho a quente	7
3.1.Propriedades	9
3.2.Tratamento térmico	10
4. Aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao cromo	13
4.1.Temperabilidade	14
4.2.Têmpera	15
4.3.Revenido.....	17
5. Técnicas para revelar as fronteiras de grão da austenite primária	25
5.1.Ataque químico	25
5.2.Ataque térmico	26
6. Materiais e Procedimento experimental	27
6.1.Materiais	27
6.2.Vazamento	27
6.3.Controlo da sanidade	28
6.4.Temperaturas de transformação martensítica	28
6.5.Tratamentos térmicos	28
6.5.1.Recozimento de homogeneização e amaciamento	28
6.5.2.Têmpera e Revenido.....	29
6.6.Ensaio de desgaste pino-disco.....	30
6.7.Ensaio de durezas	31
6.8.Preparação metalográfica	31
7. Apresentação e discussão dos resultados	33
7.1.Bruto de vazamento	33
7.1.1.Controlo da sanidade	33
7.1.2.Temperaturas de transformação martensítica	33
7.1.3.Dureza e Microestrutura	34

7.2.Tratamentos térmicos	37
7.2.1.Tratamento de homogeneização	37
7.2.2.Recozimento de amaciamento.....	40
7.2.3.Têmpera e Revenido.....	42
7.3.Ensaio de desgaste	46
8. Conclusões	51
9. Referencias Bibliográficas	53

1. Introdução

1.1. Enquadramento e objetivos

Em serviço, particularmente no caso de matrizes para extrusão de alumínio, os aços ferramenta estão sujeitos a tensões altas e temperaturas elevadas, que levam à fadiga mecânica e térmica e a fenómenos de desgaste. Estes fatores contribuem para reduzir o seu tempo de vida em serviço, devido à influência que têm nas propriedades do aço, tais como, resistência mecânica, resistência ao desgaste e resiliência. A influência depende do nível de propriedades que este apresenta, sendo condicionadas, nomeadamente pela composição química e parâmetros de tratamento térmico. Estes aspetos constituíram o verdadeiro desafio deste trabalho, que teve como principal objetivo o desenvolvimento de um aço ferramenta obtido por fundição, equivalente ao aço ferramenta AISI H13. Este tema foi proposto e desenvolvido em conjunto com a FERESPE, uma empresa dedicada à produção de componentes vazados em ferro fundido de alta liga, aço (de alta, média e baixa liga) e aço inoxidável (duplex e super duplex). A empresa dedica-se à produção de pequena e média série de peças com geometrias muito diversas obtidas por fundição.

Englobado no objetivo geral, foram também definidos os seguintes objetivos parciais:

- Estabelecer a composição química para a classe do aço alvo;
- Determinar o melhor procedimento de homogeneização;
- Estabelecer as condições de tratamento térmico para amaciar (com base na dureza pretendida), permitindo a maquinação do aço;
- Estudar a influência do tratamento térmico de têmpera e revenido na microestrutura, na resistência mecânica e na resistência ao desgaste;
- Estabelecer a sequência de processamento para o aço alvo.

2. Aços Ferramenta

Os aços ferramenta representam uma pequena, mas importante fatia da quantidade total de aço produzido. Estes são produzidos e processados para satisfazer parâmetros de qualidade considerados muito exigentes [1, 2].

Um aço ferramenta é qualquer aço utilizado para o fabrico de uma peça ou ferramenta para cortar, desbastar ou dar forma a outro material. Os primeiros aços ferramenta eram aços de médio/alto carbono. A partir do início do século 20 tornaram-se mais complexos, passando a ser ligados. Estes aços ferramenta contendo elementos de liga como o crómio, tungsténio, vanádio, manganês e molibdénio, tornaram-se necessários para dar resposta a uma grande diversidade de aplicações. Permitiam maior estabilidade dimensional, melhores propriedades mecânicas e menor suscetibilidade de fissurar durante o tratamento térmico. Atualmente, muitos dos aços ferramenta, são também utilizados no fabrico de componente de máquinas e em aplicações estruturais de elevada responsabilidade, como por exemplo, molas e rolamentos para altas temperaturas, parafusos de alta resistência e válvulas especiais. Os aços ferramenta têm composições bastante variadas. O seu teor em carbono pode ser igual ou inferior a 1,2 % e o teor total em outros elementos pode chegar aos 50 % [1-3].

Na sua maioria, os aços ferramenta são processados por conformação mecânica e produzidos por fusão em fornos de indução ou a arco elétrico a partir de sucata e ferro ligas cuidadosamente selecionadas. Posteriormente podem ser refundidos por eletrodo-escória ou a arco sob vácuo quando se pretendem aços de melhor qualidade com um número reduzido de segregações e boa homogeneização química. Os lingotes geralmente são de pequena espessura, reduzindo assim o espaçamento inter-dendrítico e segregações durante o arrefecimento [2, 3].

Os processos de pulverometalurgia são cada vez mais utilizados no fabrico de aços ferramenta. Estes proporcionam uma distribuição mais uniforme dos carbonetos em peças de secções espessas e conseguem produzir aços de composição química difícil ou até mesmo impossível de obter por fusão de uma carga metálica [2].

Alguns aços ferramenta são comercializados no estado temperado e revenido, contudo, na sua maioria os aços ferramenta são fornecidos no estado recozido, sendo posteriormente maquinados ou trabalhados para adquirem a forma final e só depois tratados termicamente pelo utilizador ou fabricante da ferramenta [1, 2].

O desempenho de uma ferramenta depende do design, precisão com que é feita, do aço selecionado e do tratamento térmico escolhido. Quando estes quatro fatores são escolhidos corretamente, a ferramenta executará com sucesso o serviço para o qual foi concebida [1, 2].

Com algumas exceções, os aços ferramenta são tratados termicamente para desenvolverem uma boa combinação de propriedades mecânicas. No entanto, nenhum aço ferramenta consegue combinar máxima resistência ao desgaste, com elevada tenacidade e máxima resistência mecânica a altas temperaturas. Consequentemente, a escolha de um aço ferramenta adequado para uma determinada aplicação requer muitas vezes que tenha que se ceder numa propriedades em detrimento das outras, para assim se conseguir alcançar a melhor combinação de propriedades [1, 2, 4].

2.1. Classificação

O American Iron and Steel Institute - AISI criou um sistema de classificação especialmente dedicado aos aços ferramenta. Neste sistema, os aços ferramenta são classificados por grupos de acordo com a sua utilização e/ou composição química e/ou propriedades e/ou método de têmpera. Por exemplo, os aços ferramenta de corte rápido (têm propriedades mecânicas em comum); os aços ferramenta de têmpera em água (são temperados no mesmo meio); os aços ferramenta para trabalho a frio de alto carbono e alto cromo (têm composições químicas e aplicações idênticas). Na tabela 1, podem ser observados os nove grupos criados pelo AISI e respetivos símbolos [1, 3, 4].

Os aços ferramenta para trabalho a quente foram ainda divididos em três subgrupos dependendo do principal elemento de liga. Todos eles contêm cromo em quantidades que podem variar entre os 2 e 12 % e como o próprio nome do grupo indica, são utilizados em aplicações sujeitos a temperaturas elevadas [1, 3, 4].

Tabela 1 – Classificação AISI para os aços ferramenta [3, 5].

Nome do grupo	Símbolo
Aço ferramenta de têmpera em água	W
Aço ferramenta resistente ao choque	S
Aço ferramenta para trabalho a frio de têmpera em óleo	O
Aço ferramenta para trabalho a frio de têmpera ao ar	A
Aço ferramenta para trabalho a frio de alto C e alto Cr	D
Aço ferramenta para moldes	P
Aço ferramenta para trabalho a quente	H
Aço ferramenta de corte rápido ligado ao W	T
Aço ferramenta de corte rápido ligado ao Mo	M

Tabela 2 – Classificação AISI para os aços ferramenta para trabalho a quente [3]

Aço ferramenta para trabalho a quente	Símbolo
Ligado ao Cr	H10 - H19
Ligado ao W	H20 – H26
Ligado ao Mo	H41 – H43

Apresentado o sistema de classificação do AISI para os aços ferramenta, será feita uma breve descrição das características dos aços ferramenta para trabalho a quente, por serem o tipo de aço ferramenta no qual este trabalho incide. No capítulo seguinte será descrito com maior detalhe as suas propriedades, o tratamento térmico e microestrutura, dando-se maior importância aos aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao crómio.

3. Aços ferramenta para trabalho a quente

Os aços ferramenta para trabalho a quente têm em comum a capacidade de manter a resistência mecânica quando sujeitos, em períodos longos ou repetidos a altas temperaturas, como aos que estão sujeitos na fundição ou trabalho a quente de outros materiais. Os aços ferramenta do grupo H estão subdivididos em três subgrupos de acordo com o principal elemento de liga utilizado para conferir dureza a alta temperatura. Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao cromo, contêm normalmente 5 % de cromo e quantidades significativas de outros elementos, como silício, molibdênio e vanádio. Múltiplos elementos são também adicionados aos aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao tungstênio e aos aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao molibdênio, de modo a obter-se um desempenho superior ao dos aços ferramentas para trabalho a quente ligados ao cromo. Na tabela 3, encontram-se as composições químicas típicas de alguns aços ferramenta para trabalho a quente [3, 4].

Tabela 3 – Composição química de alguns aços ferramenta para trabalho a quente [3].

AISI	Composição (% ponderal)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V
Aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao cromo								
H10	0,35-0,45	0,25-0,70	0,80-1,20	3,00-3,75	Máx. 0,30	2,00-3,00	-	0,25-0,75
H13	0,32-0,45	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	Máx. 0,30	1,10-1,75	-	0,80-1,20
H14	0,35-0,45	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	Máx. 0,30	-	4,00-5,25	-
Aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao tungstênio								
H21	0,26-0,36	0,15-0,40	0,15-0,50	3,00-3,75	Máx. 0,30	-	8,50-10,00	0,30-0,60
H25	0,22-0,32	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-4,50	Máx. 0,30	-	14,00-16,00	0,40-0,60
Aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao molibdênio								
H42	0,50-0,70	0,15-0,40	-	3,75-4,50	Máx. 0,30	4,50-5,50	5,50-6,75	1,75-2,20

Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao cromo (H10 - H19) têm uma boa resistência a temperaturas elevadas inclusive sob condições de impacto. À temperatura de serviço devem preservar a resistência mecânica e apresentar resistência à fadiga térmica. Este conjunto de requisitos exigentes, típicos de moldes de fundição, forjamento ou outro tipo de conformação a quente, é conseguido através de uma composição química com um teor em carbono médio e uma concentração relativamente elevada de cromo e outros elementos de liga formadores de carbonetos. O teor médio em carbono promove uma boa tenacidade, limitando o teor de carbono da martensite e a quantidade dos carbonetos de

elementos de liga. A boa resistência a altas temperaturas é conseguida através da realização de uma têmpera acima dos 1000°C o que permite a formação de precipitados de carbonetos de crómio, vanádio e molibdénio, estáveis, finos e dispersos após revenido. Estes carbonetos coalescem muito lentamente à temperatura de serviço. O alto teor em elementos de liga também permite uma excelente temperabilidade, permitindo o endurecimento de secções espessas arrefecidas ao ar [3, 4].

Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao tungsténio (H20 – H26) têm maior resistência mecânica a altas temperaturas do que os aços ferramenta ligados ao crómio. Esta resistência ao amaciamento é conseguida através de adições substanciais de tungsténio que em conjunto com o crómio, produzem uma considerável fração volúmica de carbonetos estáveis na microestrutura, originando ao mesmo tempo uma diminuição da tenacidade [3, 4].

Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao molibdénio (H41 – H43) têm uma resistência mecânica parecida com a dos aços ferramenta ligados ao tungsténio e portanto, apresentam-se como uma alternativa, dependendo da utilização e do custo. O molibdénio acrescentado ao crómio, vanádio e tungsténio, promove a formação de consideráveis frações volúmicas de carbonetos que resultam numa microestrutura estável a temperaturas elevadas em serviço [3, 4].

Para minimizar o choque térmico, as ferramentas devem ser aquecidas cuidadosamente antes de iniciarem as operações para as quais foram concebidas. O tempo de vida da ferramenta pode ser aumentado, mantendo a ferramenta quente durante o período no qual está inativa. É ainda essencial uma refrigeração adequada para prevenir um aquecimento localizado excessivo, permitindo que esta trabalhe durante mais tempo a uma temperatura uniforme e mais baixa. No caso de matrizes para fundição, é comum utilizar-se arrefecimento interno através de circulação de água. No caso de matrizes para forjamento, este arrefecimento pode ser conseguido através de pulverização com água, óleo ou com jatos de ar. O último método é o mais suave e a pulverização com água o mais severo. Devem ainda ser tomados alguns cuidados no que toca ao armazenamento das ferramentas após utilização de modo a prevenir a ocorrência de corrosão [3, 4].

3.1. Propriedades

Os aços ferramenta para trabalho a quente devem possuir as seguintes características:

- Resistência mecânica a temperaturas elevadas; esta característica, mais do que qualquer outra, distingue os aços ferramenta para trabalho a quente dos outros aços ferramenta; alguns aços ferramenta possuem uma dureza superior à temperatura ambiente mas amaciam rapidamente se as temperaturas de trabalho se tornarem elevadas; a dureza de um aço de baixa liga normalmente diminui se este for aquecido a temperaturas superiores a 230°C, no entanto, a dureza dos aços ligados ao cromo para trabalho a quente só começa a diminuir quando estes se mantêm por largos períodos de tempo a uma temperatura superior a 425°C; no caso dos aços ligados ao tungstênio, a dureza mantém-se praticamente inalterada até aos 620°C [3, 4].

Na tabela 4, apresentam-se dados relativos à dureza do aço H13, após ser sujeito a temperaturas entre 480°C e 760°C durante 100h [2-4].

Tabela 4 – Dureza Rockwell C em função da temperatura de revenido do aço ferramenta H13 [2].

Aço	Após tratamento térmico	Após estágio de 100h à temperatura indicada ^(a)					
		480°C	540°C	595°C	650°C	705°C	760°C
H13	50	49	45	29	23	20	14
	42	39	39	28	24	20	13

^(a) Dureza à temperatura ambiente.

- Resistência ao choque; a resistência ao choque é necessária para garantir que não ocorram falhas catastróficas durante o serviço da ferramenta; geralmente o aumento da fração volúmica de carbonetos diminui a tenacidade [3, 4].

- Resistência ao desgaste a altas temperaturas; a resistência ao desgaste a altas temperaturas é importante para garantir às ferramentas um tempo de vida útil prolongado; esta característica é melhorada quando se utilizam elementos de liga e microestruturas de alta dureza [3, 4].

- Resistência à distorção durante o tratamento térmico; as distorções e variações dimensionais que ocorrem durante o tratamento térmico devem ser minimizadas; aços ligados, que permitem têmpera total ao ar, apresentam melhor resistência à distorção durante o tratamento térmico [3, 4].

- Boa maquinabilidade; a maquinabilidade pode ser melhorada recorrendo a um tratamento térmico de recozimento; este deve produzir microestruturas com dureza entre 190 a 240 HV [3, 4].

- Resistência à fadiga térmica; exposições repetidas a ciclos de calor e pressão são das principais causas da ocorrência e propagação de fissuras a temperaturas elevadas; esta condição é referida como fadiga térmica e é um dos fatores que limita o tempo de vida das ferramentas para trabalho a quente, principalmente das matrizes usadas para fundição [3, 4].

A seleção do aço mais apropriado para uma determinada aplicação vai depender em muito da temperatura a que vai ser usada a ferramenta, a forma como a carga lhe vai ser aplicada e como vai ser arrefecida.

3.2. Tratamento térmico

A combinação de propriedades dos vários grupos de aços ferramenta são função do tratamento térmico determinado para cada um. Invariavelmente, o tratamento térmico final de um aço ferramenta é constituído por três fases: aquecimento no domínio austenítico, arrefecimento para transformar a austenite em martensite (ou bainite) e revenido para eliminar a eventual austenite residual e formar carbonetos na martensite [2, 3].

- A microestrutura típica endurecida de um aço ferramenta consiste em martensite revenida, contendo vários carbonetos dispersos de ferro e de elementos de liga;

- O teor em carbono e elementos de liga aumenta a temperabilidade, promovendo a formação de martensite no arrefecimento;

- Quanto maior o teor em carbono e elementos de liga sobressaturados na austenite, maior a quantidade de carbonetos que se formarão no arrefecimento;

- Quanto maior for o teor em carbono da martensite e a quantidade de carbonetos nela presente, maior será a dureza e a resistência ao desgaste da microestrutura, diminuindo, por consequência, a sua tenacidade [3, 4].

A figura 1 apresenta um esquema do procedimento típico de tratamento térmico de um aço ferramenta para trabalho a quente. Considerando a temperatura de austenitização (entre os 980 e 1050°C) é recomendado realizar alguns estágios durante o aquecimento. O arrefecimento ao ar ou em óleo são os mais indicados. As ferramentas temperadas devem sofrer posteriormente um revenido. Para se obter uma boa tenacidade e prolongar o tempo de vida da ferramenta é recomendado realizar duplo revenido. Após um revenido inicial à temperatura onde ocorre endurecimento secundário, os efeitos de fragilização que possam ocorrer devido ao endurecimento provocado por uma estrutura com carbonetos grosseiros e à transformação no arrefecimento da austenite residual em martensite, são atenuados no revenido seguinte [3, 4].

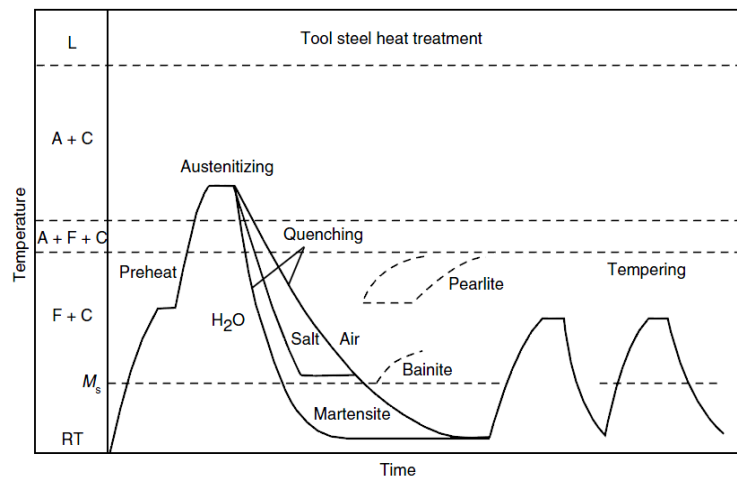


Figura 1 – Esquema do procedimento típico de tratamento térmico de um aço ferramenta [4].

Um aspeto importantíssimo é o controlo da atmosfera durante a execução dos tratamentos térmicos porque é crucial manter a composição química à superfície, minimizando a carburação ou descarburagem superficial. Para isso, é recomendado que a austenitização e o revenido dos aços ferramenta seja realizada em fornos com uma atmosfera protetora (fornos de vácuo ou fornos com atmosfera de gás inerte ou hidrogénio) ou em banhos de sais no caso dos revenidos.

4. Aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao crómio

Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao crómio são muito utilizados no fabrico de matrizes para fundição, extrusão e forjamento, sendo também usados em aplicações estruturais devido à sua elevada resistência mecânica. Inicialmente foram desenvolvidos para o fabrico de matrizes de fundição para alumínio. As características excecionais destes aços são elevada tenacidade e resistência mecânica a temperaturas elevadas. Embora a sua dureza a altas temperaturas seja inferior à dos outros dois grupos de aços ferramenta para trabalho a quente, a elevada resistência ao choque torna-os preferíveis para operação de trabalho a quente. O diagrama de transformação isotérmica (TTT) para o aço ferramenta H13 apresentado na figura 2, mostra os domínios da perlite e da bainite bem separados. Para secções não muito espessas, o arrefecimento ao ar é suficiente para evitar a formação de perlite e bainite, sendo a microestrutura constituída principalmente por martensite e alguma austenite residual [3-5].

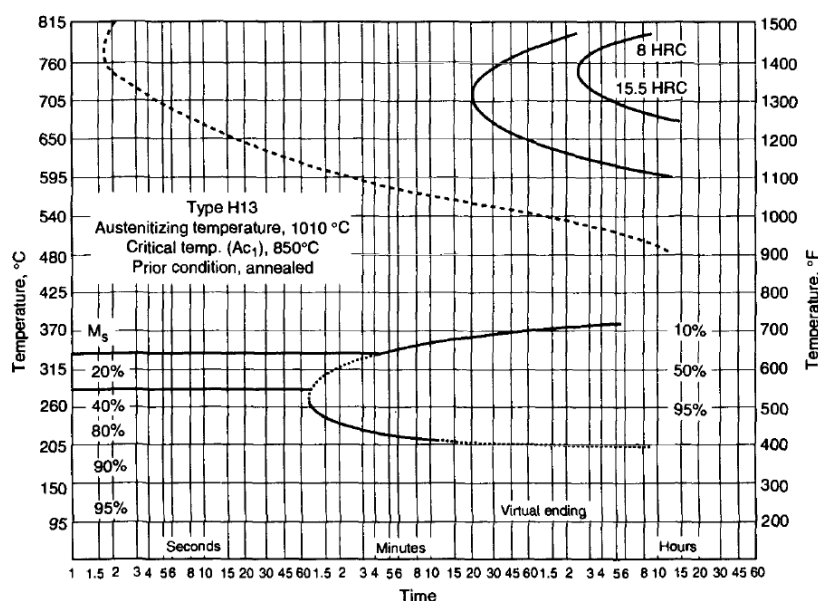


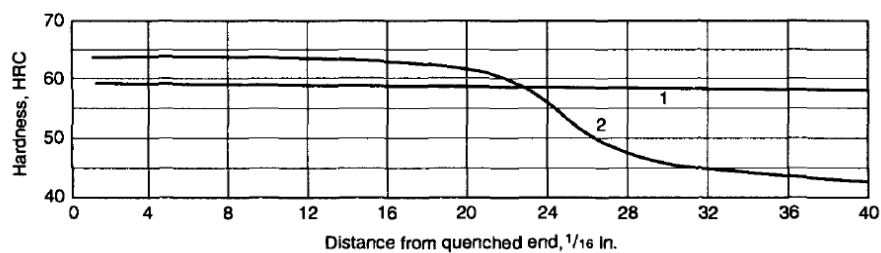
Figura 2 – Diagrama de transformação isotérmica do aço ferramenta H13 [3].

Nos aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao crómio, a microestrutura contém carbonetos de liga. São na sua maioria carbonetos ricos em vanádio (VC), contendo em quantidades significativas, carbonetos de crómio (Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$) e de molibdénio (Mo_2C e Mo_6C). O intervalo de temperaturas onde ocorrem estas precipitações está indicado pela linha a traço interrompido na figura 2. Os carbonetos formam-se nas fronteiras de grão da austenite e crescem substancialmente se o arrefecimento for feito ao ar. A rede de

carbonetos que se forma nas fronteiras de grão aumenta a suscetibilidade à fratura intergranular. Com o aumento da temperatura de austenitização, o tamanho de grão austenítico aumenta e mais carbono entra em solução à medida que os carbonetos de liga se dissolvem. Para além da formação de carbonetos, a temperabilidade e a difusão dos elementos de liga na austenite são influenciadas pela temperatura de austenitização, como iremos ver de seguida [3-5].

4.1. Temperabilidade

Todos os aços ferramenta do tipo H têm boa temperabilidade. Na figura 3 pode-se observar duas curvas de dureza após têmpera em função da distância à superfície de dois aços ferramenta ligados ao crómio com e sem molibdénio. É sabido que o tungsténio tem pouca influência na temperabilidade, porque à temperatura de austenitização, este elemento encontra-se sob a forma de carbonetos estáveis. Considera-se portanto que o aumento a temperabilidade se deve ao crómio e ao molibdénio [3-5].

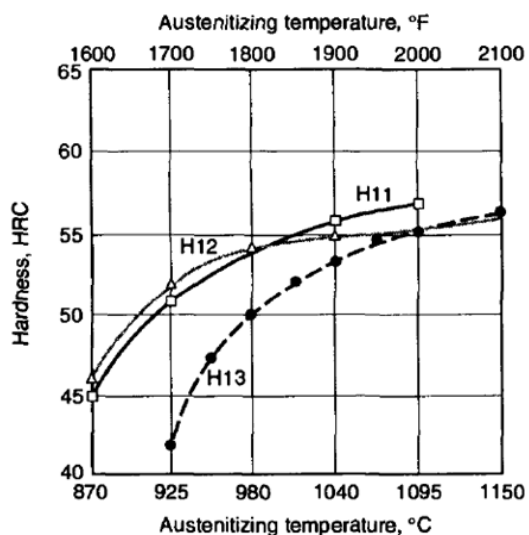


Curve	Type	Composition, %					Austenitizing temperature	
		C	Si	Cr	W	Mo	°C	°F
1	H12	0.35	0.92	4.76	1.42	1.45	1010	1850
2	...	0.96	0.29	3.93	1010	1850

Figura 3 – Profundidade de têmpera do aço ferramenta H12 [3].

Na figura 4, poder ser analisado o efeito da temperatura de austenitização na dureza de alguns aços ferramenta para trabalho a quente temperados ao ar. Para temperaturas de austenitização mais baixas, a dureza é inferior, por estar associada a uma austenite mais pobre em elementos de liga e conseqüentemente menos temperável.

Estima-se que o aço H13 recozido contenha uma fração volúmica entre 3,5 a 4,5 % de carbonetos grosseiros produzidos durante o tratamento térmico e restantes estágios de processamento. Estes carbonetos contêm uma grande quantidade de elementos necessários para conferir temperabilidade e possibilitar, eventualmente, o endurecimento secundário [3-6].



Type	Composition, %						Specimen size
	C	Si	Cr	W	Mo	V	
H11	0.38	1.00	5.25	...	1.35	0.50	1 (diam) × 3 in.
H12	0.35	1.00	5.00	1.30	1.60	0.30	...
H13	0.40	1.00	5.25	...	1.20	1.00	...

Figura 4 – Influencia da temperatura de austenitização na dureza de alguns aços ferramenta para trabalho a quente [3].

4.2. Têmpera

A dissolução de carbonetos durante a austenitização é tanto maior, quanto maior a temperatura de austenitização e o estágio a essa temperatura, como ilustrado na figura 5, para o aço ferramenta H13. Relativamente à microestrutura recozida inicial, a fração de carbonetos diminui para 2 % após austenitização a 1025°C e para 1 % após austenitização a 1105°C.

Para temperaturas de austenitização mais baixas podem ser encontrados três tipos de carbonetos: carbonetos de vanádio, do tipo MC; carbonetos de molibdênio / ferro, do tipo M_6C e carbonetos crômio / ferro, do tipo M_7C_3 .

Para temperaturas de austenitização mais altas, rondando os 1100°C, apenas os carbonetos de vanádio VC permanecem na microestrutura, sendo os restantes dissolvidos. Contudo, a dissolução de carbonetos, provocada pela temperatura de austenitização mais alta é acompanhada por um aumento do tamanho de grão austenítico. A figura 6 mostra o aumento do tamanho de grão austenítico com o aumento da temperatura de austenitização para o aço H13. O tempo de austenitização tem pouca influência no tamanho de grão para as temperaturas de austenitização próximas dos 1000°C [3-6].

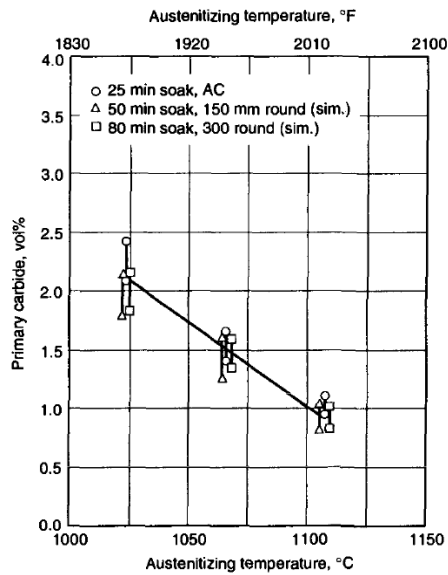


Figura 5 – Percentagem volúmica de carbonetos primários, na matriz do aço H13 em função da temperatura de austenitização [3].

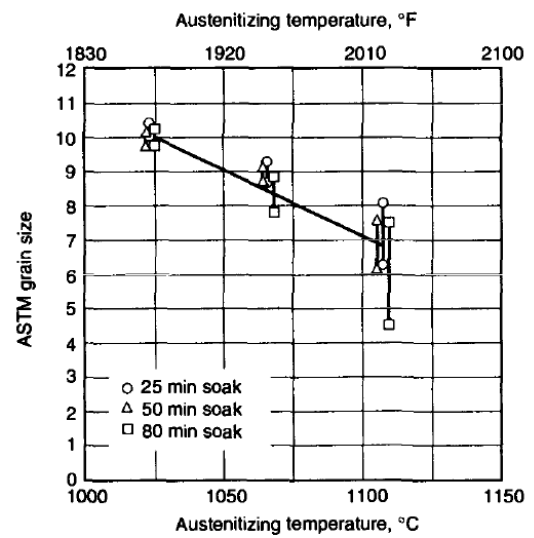


Figura 6 – Índice ASTM do tamanho de grão da austenite do aço ferramenta H13 em função da temperatura de austenitização [3].

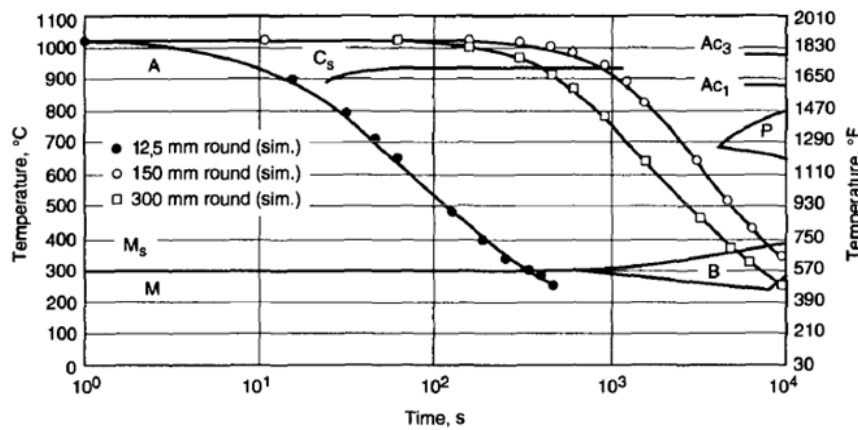


Figura 7 – Curvas de arrefecimento contínuo de varões de aço H13 austenitizados a 1030°C [3].

Embora os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao cromo tenham boa temperabilidade, esta pode não ser suficiente para produzir uma estrutura inteiramente martensítica em ferramentas de secções muito espessas. Na figura 7, pode-se analisar as curvas de arrefecimento de varões de aço H13 austenitizados a 1030°C. Nas secções maiores, a microestrutura predominante é bainite em vez da martensite. O varão de menor dimensão arrefecido ao ar é constituído por uma microestrutura inteiramente martensítica [3-5].

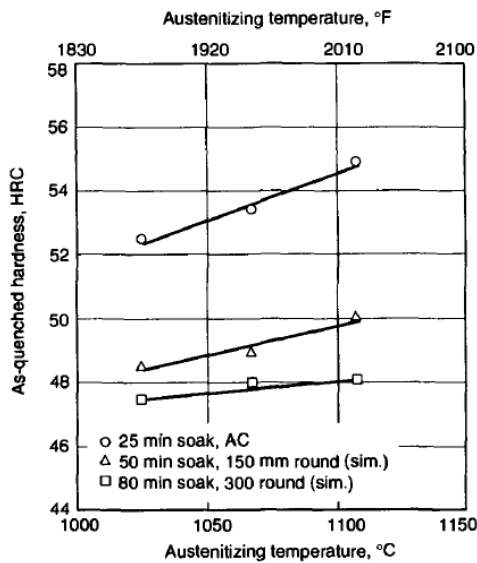


Figura 8 – Dureza após têmpera do aço H13 em função da temperatura e tempo de austenitização [3].

Na figura 8, pode ser analisada a dureza após têmpera ao ar do aço H13 em função da temperatura de austenitização e diâmetro da amostra. A dureza superior das amostras de menor espessura é consistente com a microestrutura inteiramente martensítica e aumenta, com o aumento da temperatura de austenitização, à medida que mais carbono e elemento de liga vão sendo dissolvidos na austenite e consequentemente aprisionados na martensite durante o arrefecimento. É de esperar maior quantidade de austenite residual nas amostras austenitizadas a uma temperatura mais elevada, no entanto não é

suficiente para fazer diminuir a dureza. A dureza da microestrutura bainítica das amostras mais espessas é significativamente menor, podendo-se afirmar que nestes casos a dureza da bainite é pouco afetada pela temperatura de austenitização [3-5].

4.3. Revenido

Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao crómio, têm uma boa resistência ao amaciamento durante o revenido, uma característica que se traduz num bom desempenho em serviço. A dureza do aço H13 em função do tempo e da temperatura de revenido está apresentada na figura 9. A curva de revenido deste aço inicia-se com uma dureza semelhante à dureza após têmpera, apresentando um pequeno pico de dureza próximo dos 500°C. A este pico dá-se o nome de endurecimento secundário. O principal elemento responsável pelo endurecimento secundário é o vanádio que precipita na forma de carbonetos de vanádio do tipo MC. Ocorre ainda precipitações de outros carbonetos, como a cementite, que se forma a partir da austenite residual para temperaturas inferiores à do pico de endurecimento e carbonetos de crómio do tipo M_7C_3 e de molibdénio do tipo M_6C a temperaturas superiores à do pico de endurecimento. Os carbonetos formados, com exceção dos carbonetos de vanádio, crescem rapidamente e não contribuem significativamente para a resistência ao amaciamento a quente [3-6].

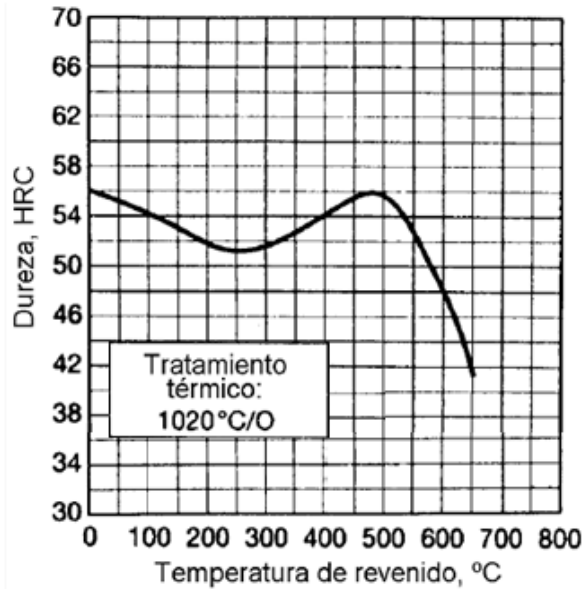


Figura 9 – Curva de revenido do aço ferramenta H13 [7].

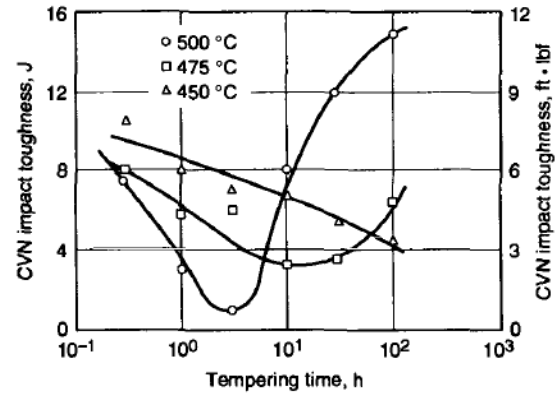


Figura 10 – Resistência ao impacto do aço ferramenta H13 em função do tempo e temperatura de revenido [3].

Os aços para trabalho a quente ligados ao cromo, são normalmente revenidos duas vezes para se obter uma dureza entre 44 e 50 HRC. Para aplicações onde a ferramenta está sujeita a choques extremos, a sua dureza deve estar situada entre os 40 e os 44 HRC. Para se obter estas durezas, o revenido deve ser realizado a uma temperatura superior à do pico de endurecimento. A figura 10 exibe a tenacidade do aço H13, em função do tempo de revenido e para temperaturas diferentes. A menor resistência ao impacto está associada ao pico de endurecimento (algumas horas a 500°C); para temperaturas inferiores, a resistência ao impacto mínima verifica-se para tempos maiores (várias horas) [3-5].

A superfície de fratura de uma amostra fragilizada do aço H13 revenida à temperatura do pico de endurecimento evidencia uma fratura transgranular. Esta fratura deve-se a duas características microestruturais: carbonetos grosseiros precipitados nas fronteiras de grão (intergranulares), local por onde se inicia a fratura e carbonetos do tipo MC muito finos e densos dentro dos grãos (transgranulares), que limitam bastante a movimentação de deslocamentos. O processo de formação destes carbonetos intergranulares e transgranulares depende do tempo e temperatura, criando uma microestrutura mais sensível à fratura transgranular. Os carbonetos intergranulares são formados durante a transformação da austenite residual. Nos aços de baixa liga normalmente entre os 250 e os 400°C. No caso do aço H13, devido ao teor relativamente elevado de silício e de outros elementos como o

crómio e o molibdénio, a transformação da austenite residual é adiada para temperaturas mais elevadas [3-5].

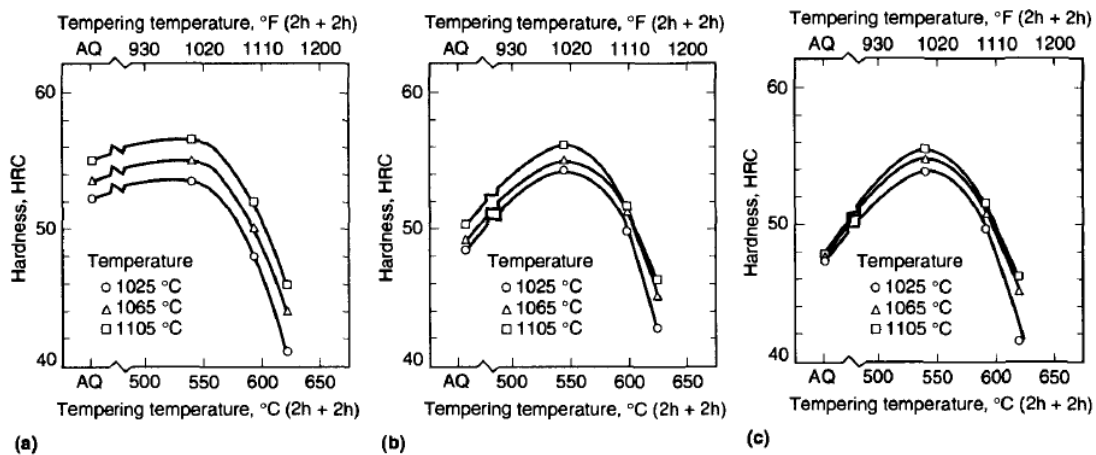


Figura 11 – Curvas de revenido do aço ferramenta H13 em função da temperatura de austenitização, para arrefecimento ao ar. Diâmetro das amostras: (a) 12,5 mm; (b) 150 mm e (c) 300 mm [3].

O revenido de microestruturas bainíticas formadas no arrefecimento mais lento de secções espessas, também produz endurecimento secundário. Na figura 11, pode-se observar o efeito da temperatura de austenitização e da microestrutura inicial na resposta ao revenido de amostras com diferentes diâmetros. As amostras de menor diâmetro (12,5 mm) apresentam uma microestrutura martensítica após têmpera. O aumento da dureza produzido pelo aumento da temperatura de austenitização persiste ao longo de toda a gama de temperaturas de revenido. A microestrutura bainítica das amostras de maior diâmetro endureceram significativamente durante o revenido em relação à sua dureza após têmpera e atingem níveis de dureza idênticos à anterior. Este endurecimento ocorre devido à precipitação de carbonetos do tipo MC ricos em vanádio. Há um reforço da precipitação de carbonetos quando se utilizam temperaturas de austenitização mais elevadas [3-5].

A resistência ao impacto do aço H13 com microestrutura bainítica e martensítica após têmpera e revenido pode ser analisada na figura 12. A resistência ao impacto medida a 425°C (temperatura de trabalho), é sempre mais alta do que a resistência ao impacto medida à temperatura ambiente. Para microestruturas martensíticas, o aumento da temperatura de austenitização prejudica a resistência ao impacto (à temperatura ambiente) de amostras revenidas a 620°C (temperatura superior à temperatura do pico de endurecimento). Esta diminuição da tenacidade está associada a uma fratura intergranular

na austenite primária e que só ocorre para uma temperatura de austenitização mais elevada. Considera-se que esta fratura está associada à precipitação de carbonetos nas fronteiras de grão da austenite [3-5].

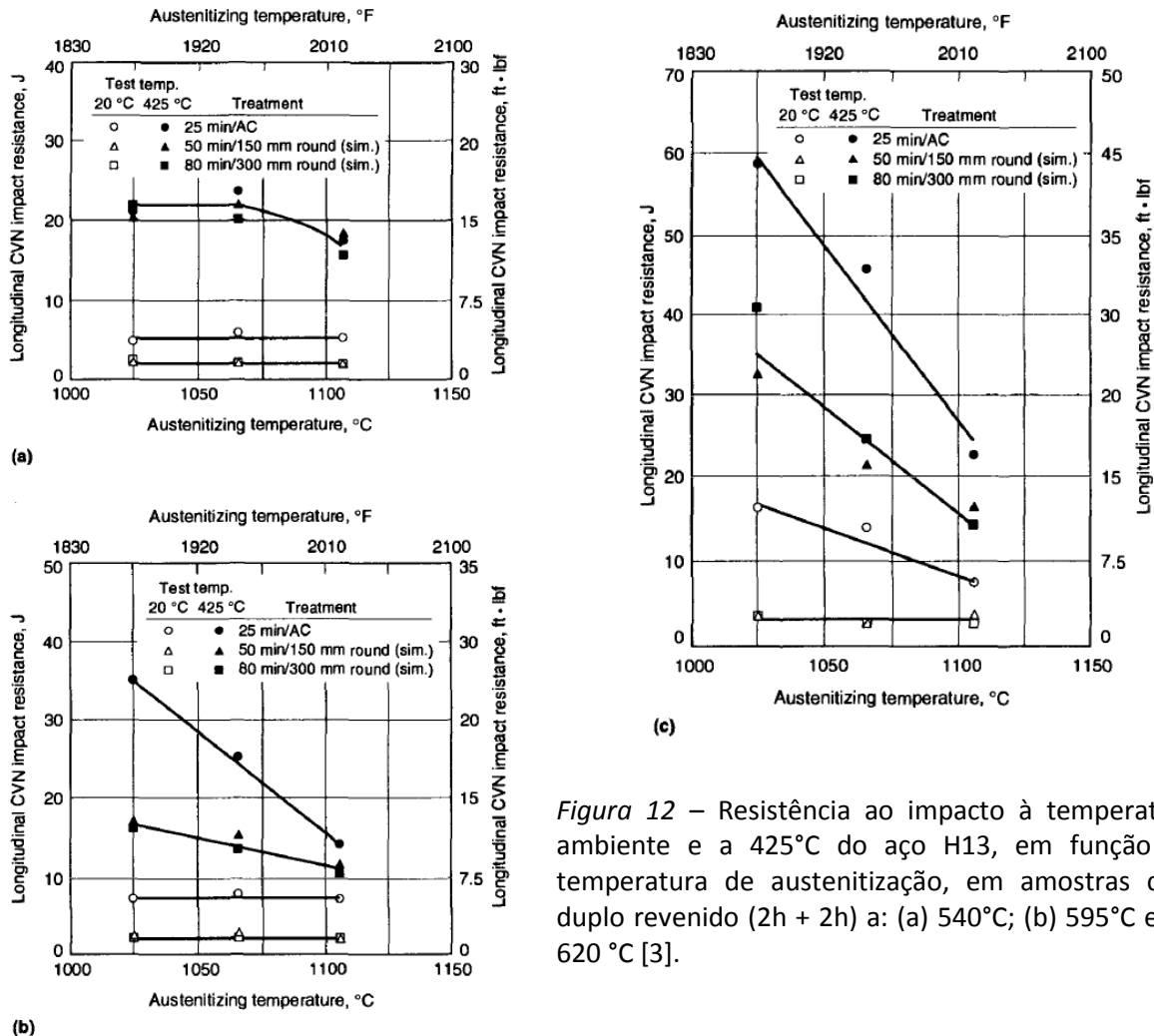


Figura 12 – Resistência ao impacto à temperatura ambiente e a 425°C do aço H13, em função da temperatura de austenitização, em amostras com duplo revenido (2h + 2h) a: (a) 540°C; (b) 595°C e (c) 620 °C [3].

As amostras com microestruturas bainíticas têm significativamente menor resistência ao impacto do que as microestruturas martensíticas. A menor resistência ao impacto está associada a um fratura inteiramente transgranular, considerando-se estar relacionada com a formação de carbonetos intragranulares grosseiros. No caso da martensite revenida, os carbonetos intergranulares são produzidos pela transformação da austenite residual durante o revenido, enquanto na microestrutura bainítica, os carbonetos intergranulares são formados pela rejeição de carbono, resultando na transformação da austenite em bainite durante o arrefecimento lento [3-5].

Existem ainda outros ensaios para medir o desempenho mecânico dos aços ferramenta para trabalho a quente, como a resistência à tração e à fadiga. Na tabela 5, pode-se analisar as propriedades de tração do aço H13 em função da temperatura de revenido [1, 3-5].

Tabela 5 - Resistência à tração e ao impacto do aço H13 austenitizado a 1010°C, temperado em óleo e revenido duplamente (2h + 2h) à temperatura indicada [1].

Temperatura de revenido (°C)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Resistência ao Impacto (Ensaio Charpy - entalhe V)	Dureza (HRC)
527	1960	13,0	16 J	52
555	1835	13,1	24 J	50
575	1730	13,5	27 J	48
593	1580	14,4	28,5 J	46
605	1495	15,4	30 J	44

A resistência à fadiga embora com pouca variação é superior em ferramentas revenidas à temperatura do pico de endurecimento secundário e inferior para temperaturas de revenido superiores. Ver figura 13 [1, 3-5].

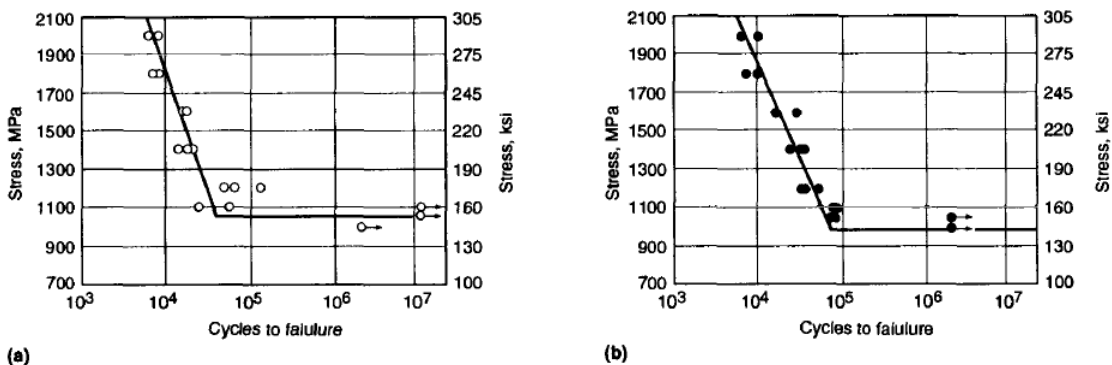


Figura 13 – Resistência à fadiga do aço ferramenta H11 revenido: (a) 500°C - pico de endurecimento secundário e (b) 600°C [3].

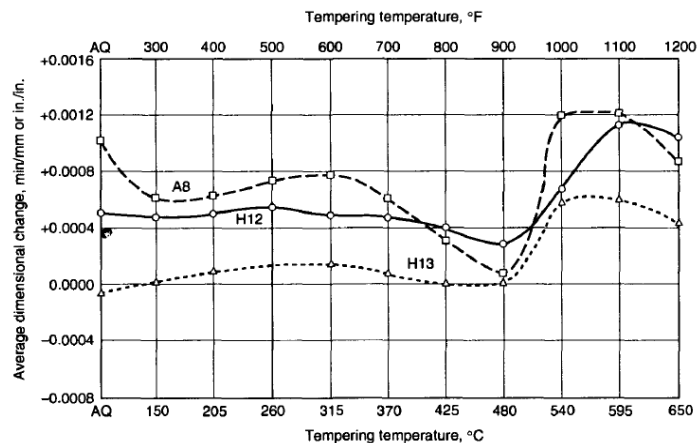


Figura 14 – Efeito da temperatura de revenido nas alterações dimensionais de alguns aços ferramenta [3].

As alterações dimensionais médias produzidas durante o tratamento térmico do aço ferramenta H13 podem ser observadas na figura 14. A alteração que ocorre durante os revenidos acima dos 480°C é consistente com a transformação de expansão da austenite residual [3-5].

Um tratamento ótimo dos aços ferramenta para trabalho a quente é aquele que conseguir obter a dureza e a tenacidade pretendidas com uma microestrutura constituída por martensite revenida e carbonetos finos e uniformemente distribuídos. Contudo, existem ainda alguns constituintes que fazem parte da microestrutura, como inclusões não metálicas grosseiras de óxidos e sulfuretos ou carbonetos de liga grosseiros precipitados durante a solidificação ou trabalho a quente que podem condicionar o desempenho da ferramenta. As inclusões não metálicas e os carbonetos de liga grosseiros são locais preferenciais de fratura, diminuindo a resistência à fadiga térmica e à fratura, podendo causar falhas, mesmo em aços que foram tratados com um tratamento térmico adequado [3-5].

O reconhecimento dos efeitos prejudiciais que as partículas grosseiras têm nos aços ferramenta levou ao desenvolvimento de processos de fusão e metodologias específicas para o seu processamento. A desgaseificação em vácuo, a metalurgia de panela, remoção de carbono por oxidação controlada utilizando argon e oxigênio, a fusão a arco sob vácuo e a pulverometalurgia, possibilitaram o fabrico de aços ferramenta para trabalho a quente de melhor qualidade, sem segregações e mais homogêneos quimicamente. Consequentemente, as distorções e as fissuras que podiam ocorrer durante o tratamento térmico foram significativamente reduzidas e a fadiga térmica e a resistência à fratura catastrófica melhoradas [2-5].

O processamento por fundição é relativamente recente, necessitando de estudo em várias frentes. Excluindo a pulverometalurgia, tem como vantagem a obtenção de peças vazadas de dimensões, acabamento e tolerâncias próximas do produto final, reduzindo os custos relacionados com resíduos e operações de acabamento [2, 8].

A bibliografia refere que os aços ferramenta vazados utilizados como matrizes para forjamento ou extrusão possuem melhor resistência à fadiga térmica do que os aços ferramenta produzidos por conformação mecânica. Isto deve-se ao facto de nos primeiros, a propagação das fissuras ser mais lenta. Ensaio realizados ao aço H13 mostram que as

resistências à tração são praticamente idênticas desde a temperatura ambiente até 595°C, sendo a ductilidade do aço H13 vazado inferior, mas a sua resistência mecânica entre 315 a 650°C superior. Devido às propriedades uniformes em todas as direções, os aços ferramenta obtidos por fundição estão livres dos problemas ligados à anisotropia encontrados em ferramentas produzidas por conformação mecânica [2].

5. Técnicas para revelar as fronteiras de grão da austenite primária

As propriedades mecânicas dos aços ligados tratados termicamente são fortemente influenciadas pelo tamanho de grão da austenite antes da têmpera. Dependendo dos elementos de liga e da microestrutura, revelar as fronteiras de grão da austenite primária (FgAP) de um aço pode ser bastante difícil, especialmente se este for temperado [9].

5.1. Ataque químico

Existe uma grande quantidade de procedimentos e reagentes de ataque para revelar as fronteiras de grão da austenite primária (FgAP), encontrando-se na sua maioria descritos na norma ASTM E407. Um dos primeiros reagentes a revelar as fronteiras de grão da austenite foi o reagente de Vilella (5 mL HCl + 1 g ácido pícrico + 100 mL etanol). No entanto, sem efeito em aços ligados. Posteriormente surgiu outro reagente (solução aquosa com 5 % de cloreto de ferro) para revelar as FgAP de aços martensíticos de baixo carbono. Um dos mais conhecidos é o Nital em concentrações altas mas nunca superiores a 10 % (devido ao risco de explosão), mas a sua aplicação ficou também limitada a alguns aços [9, 10].

O primeiro reagente a ter realmente sucesso foi uma solução saturada de ácido pícrico com 0,5 % de agente molhante (Teepol). Este foi modificado ao longo dos anos para aumentar a sua eficácia. Uma das alterações foi o uso de um novo agente molhante o “sodium tridecyl benzene sulfonate”, por ter provado ser mais eficaz. Sem agente molhante a solução saturada de ácido pícrico é excelente a revelar a microestrutura do aço, mas não revela as fronteiras de grão da austenite primária. Quando o agente molhante é adicionado, as fronteiras de grão são atacadas, considerando-se que isto só acontece se existir algum fósforo nas fronteiras de grão. Por ser biodegradável e mais fácil de fabricar, hoje em dia, o agente molhante mais utilizado é o “sodium dodecyl benzene sulfonate” (uma versão melhorada do anterior).

Para a solução saturada de ácido pícrico com agente molhante, a bibliografia recomenda um ataque à temperatura ambiente durante 4 a 20 minutos. Para aços com menos de 0,3 % de carbono ou menos de 0,01 % de fósforo é mesmo necessário acrescentar algumas gotas de HCl e realizar o ataque entre os 70 e 90°C, sendo aconselhado filtrar a solução antes, reduzindo o risco de corrosão por picadas [9, 10].

Foram ainda realizadas algumas experiências com soluções de ácido pícrico usando como solvente o álcool e o petróleo em substituição da água, mas os resultados obtidos foram insatisfatórios. A solução saturada de ácido pícrico provou ser a mais eficaz, com a vantagem de poder ser aquecida até 90°C para aumentar a sua eficácia, sendo apenas necessário um leve polimento para eliminar o ataque feito à martensite, possibilitando assim um melhor contraste entre o interior e as fronteiras do grão. A bibliografia refere que a adição de pequenas quantidades de ácido clorídrico (3 a 5 gotas por 50 ml de solução), o aumento da temperatura e a agitação por ultrassons produz resultados significativamente melhores [9, 10].

5.2. Ataque térmico

Quando se pretende revelar as fronteiras de grão da austenite primária em aços temperados e nenhum dos ataques químicos referidos na bibliografia resulta, o ataque térmico apresenta-se como uma alternativa, embora possa provocar algum crescimento de grão. Este método consiste em executar uma austenitização sob condições especiais da amostra previamente polida até 1 μm , existindo dois métodos distintos de realizar o ataque [11, 12]. Um consiste em utilizar vácuo. Neste processo, dá-se transferência de material para fora da fronteira de grão por difusão e evaporação/condensação. Após o ataque a amostra deve ser arrefecida em água até à temperatura ambiente. O outro ataque consiste em permitir, durante o estágio, entrada de ar que reage preferencialmente com as impurezas segregadas nas fronteiras de grão. Neste último, as fronteiras de grão são reveladas pela acumulação de óxidos nestas [11, 12].

Em ambos os casos o tempo de ataque pode ser de alguns segundos a alguns minutos, dependendo da dimensão da amostra. É aconselhado realizar um arrefecimento em água para se obter melhores resultados [11, 12].

Devido ao tempo de ataque relativamente curto, nos aços ligados o tamanho de grão da austenite em amostras atacadas termicamente mostrou-se semelhante ao das amostras atacadas quimicamente. Caso não seja possível ver as fronteiras de grão devido a uma oxidação excessiva da superfície, esta deve ser ligeiramente polida e posteriormente atacada com alguns dos ataques químicos referidos anteriormente, sendo relatados excelentes resultados quando se combinam os ataques térmico e químico [11, 12].

6. Materiais e Procedimento experimental

Neste capítulo serão descritos os materiais e procedimentos experimentais utilizados neste trabalho, seguindo a ordem estabelecida nos objetivos (Capítulo 1).

6.1. Materiais

Neste trabalho, como já referido anteriormente, fez-se um estudo sobre a viabilidade de produzir por fundição um aço ferramenta e comparam-se as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste deste com as do aço ferramenta AISI H13 obtido por conformação mecânica, tradicionalmente utilizado na aplicação em causa – feira para extrusão a trabalhar entre 250 e 400°C.

Primeiro foi definida a gama de composição química do aço a fundir. Fundamentada pela bibliografia e em conjunto com a FERESPE, chegou-se à composição química apresentada na tabela 6 [13-16]. A este aço ferramenta deu-se o nome de CH13 modificado. A composição química vazada não será apresentada, tendo sido pedido confidencialidade da mesma. Pode-se apenas mencionar que possui dois terços do crómio e o dobro do molibdénio normalmente utilizados na produção do aço AISI H13, no entanto, somados, os teores de crómio, molibdénio e vanádio, são iguais.

O aço utilizado para comparação foi o aço H13 Premium, fornecido no estado recozido com uma dureza de 255 HB e obtido por refusão por eléctrodo-escória e conformação mecânica. A gama de composição química deste aço encontra-se na tabela 6.

Tabela 6 – Composição química (em percentagem ponderal) dos aços ferramenta em estudo.

Material	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S	P
CH13 modificado	0,30-0,42	Máx. 0,75	Máx. 1,50	3,00-5,75	1,25-3,00	0,75-1,30	<0,030	<0,030
H13 Premium	0,37-0,43	0,30-0,50	0,90-1,20	4,80-5,50	1,20-1,50	0,90-1,10	<0,030	<0,030

6.2. Vazamento

Após o estabelecimento da composição química do aço CH13 modificado, procedeu-se ao seu vazamento. A fusão do metal foi feita num forno de indução com capacidade de 250Kg, sendo utilizada na carga metálica sucata de aços limpa, com baixo fósforo e enxofre. A

temperatura média de vazamento foi de 1650°C. Foram vazadas nove moldações, cada uma com quatro tarugos. Cada tarugo tem um diâmetro médio de 30 mm e 250 mm de comprimento.

6.3. Controlo da sanidade

Para controlar a sanidade dos tarugos vazados, ou seja, para se verificar a ausência de rechupes no interior, foram realizados ensaios de raios-X. A resolução do equipamento é 2,6 % da espessura analisada. Considerando o diâmetro do provete (30 mm), significa que o equipamento permite detetar vazios superiores a 0,8 mm.

6.4. Temperaturas de transformação martensítica

Para determinar a temperatura inicial e final de transformação martensítica, foi realizado um ensaio dilatométrico. O provete com 2 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento foi aquecido até 1100°C à taxa de 5°C/s; após estágio de 50 segundos, foi arrefecido até à temperatura ambiente a uma taxa de 5°C/s.

6.5. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados num forno elétrico de mufla e as amostras colocadas numa caixa com uma mistura de limalha de aço e carvão para evitar a descarburização das mesmas.

6.5.1. Recozimento de homogeneização e amaciamento

Para se estabelecer o melhor tempo e temperatura de austenitização para homogeneizar o aço CH13 modificado, foram realizados quatro tratamentos térmicos. Cada tarugo foi dividido ao meio, obtendo-se 8 amostras. Quatro foram utilizadas no estudo do tratamento de homogeneização; os outros foram utilizados para o estudo do recozimento de amaciamento.

Escolheram-se duas temperaturas de austenitização, 1000°C e 1100°C e dois tempos de 1h e 2h. A velocidade de aquecimento foi 10°C/minuto e o arrefecimento após estágio foi realizado ao ar. No final dos tratamentos foram recolhidas amostras com 10 mm de espessura da zona central do provete.

Escolhido o melhor tempo e temperatura de austenitização para homogeneizar o aço CH13 modificado, foram realizados quatro recozimentos de amaciamento (três isotérmicos) de acordo com os ciclos térmicos apresentados na figura 15.

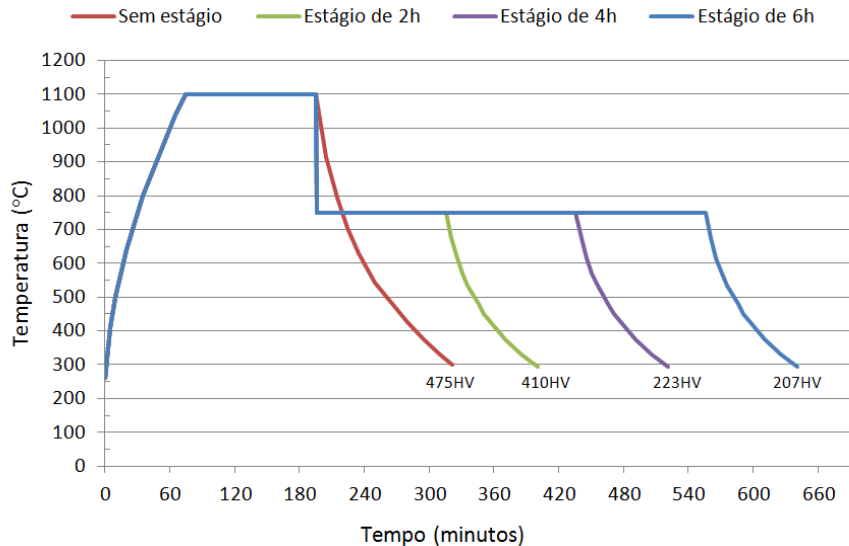


Figura 15 – Recozimentos de amaciamento após estágio a 1100°C por 2h, seguido de vários estágios isotérmicos.

Uma amostra foi arrefecida desde a temperatura de austenitização até à temperatura ambiente dentro do forno. As outras foram colocadas num segundo forno previamente estabilizado a 750°C e sujeitas a estágios crescentes: 2h, 4h e 6h. O arrefecimento final foi no interior do forno.

As amostras foram retiradas do forno a uma temperatura próxima dos 300°C. No final dos tratamentos, foram recolhidas amostras com 10 mm da zona central.

6.5.2. Têmpera e Revenido

Depois de estabelecer o melhor procedimento de homogeneização e amaciamento utilizaram-se três tarugos do estado amaciado para estudar o efeito da temperatura de têmpera e revenido na resistência mecânica do aço CH13 modificado e comparar os resultados com os do aço H13 Premium.

Estudaram-se duas temperaturas de austenitização, 1000°C e 1100°C. A taxa de aquecimento foi de 10°C/minuto, o estágio foi de 1h e o meio de têmpera foi o óleo.

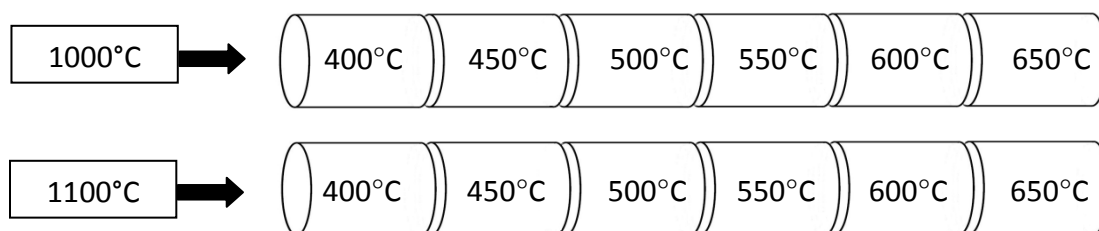


Figura 16 – Esquema das amostras e dos tratamentos térmicos.

Após têmpera, cada tarugo foi cortado em seis partes iguais (figura 16) que foram sujeitas a um revenido de 2h usando as seguintes temperaturas: 400°C, 450°C, 500°C, 550°C, 600°C e 650°C.

Após o revenido, cada amostra foi cortada a meio, polida e ensaiada a dureza. Como estes resultados foram construídas as curvas de revenido do aço CH13 modificado para as duas temperaturas de austenitização utilizadas.

Foi ainda realizado um revenido de 100h para as temperaturas: 400°C, 480°C e 550°C para se comparar a resposta ao amaciamento dos dois aços.

6.6. Ensaio de desgaste pino-disco

Os ensaios de desgaste foram realizados nos aços CH13 modificado e H13 Premium. Os provetes foram maquinados no estado amaciado.

Os provetes do aço CH13 modificado tinham aproximadamente 28mm de diâmetro e 12mm de espessura e os provetes do aço H13 Premium, tinham 50 mm de diâmetro e 12 mm de espessura.

Posteriormente, os discos do aço CH13 modificado foram austenitizados às temperaturas de 1000 e 1100°C e temperados em óleo. Os do aço H13 Premium austenitizados a 1000°C e também temperados em óleo. Depois foram revenidos durante 2h às temperaturas: 400°C; 450°C; 500°C; 550°C e 600°C.

No final, as superfícies de ensaio foram retificadas, removendo-se 0,5 mm da espessura em ambos os lados, obteve-se uma rugosidade média de 0,5 µm (medida com um rugosímetro).

Na figura 17 é possível observar os discos para ensaios de desgaste.



Figura 17 – Discos para ensaios de desgaste.

Os ensaios de desgaste foram realizados segundo a norma ATSM G 99 de 2004 e as condições dos ensaios encontram-se descritas na tabela 7 [17].

O pino utilizado em contacto foi uma esfera de aço com 10 mm de diâmetro e 66 HRC.

Tabela 7 – Condições dos ensaios de desgaste realizados.

Carga:	19,6 N	Velocidade:	0,14 m/s
Distancia:	500 m	RPM:	125
Raio da pista:	11 mm	Temperatura média:	130°C

Antes e depois de cada ensaio a massa de cada disco foi medida numa balança analítica com uma resolução de 0,1 mg.

6.7. Ensaios de durezas

Os ensaios de dureza foram realizados em dois equipamentos diferentes e segundo as normas ISO 6507 (dureza Vickers) e ISO 6508 (dureza Rockwell) [18, 19]. Para a dureza Vickers utilizou-se um durómetro “DuraVison 200” e o software “ecos Workflow v.2.3.5”. Para a dureza Rockwell C utilizou-se um durómetro “Wolpert HT 2001”.

Em cada amostra realizaram-se 10 indentações, sobre superfícies retificadas ou polidas até 1 μm .

6.8. Preparação metalográfica

O corte das amostras foi realizado com um disco abrasivo de carboneto de silício (SiC) e o polimento posterior foi realizado em duas etapas (desbaste e acabamento). No desbaste utilizou-se a seguinte sequência de lixas: 120mesh, 320mesh, 600mesh, 800mesh e

1000mesh; no acabamento usou-se uma suspensão com partículas abrasivas de 6 μm e em seguida, outra com partículas de 1 μm ; para cada suspensão utilizaram-se panos apropriados para o efeito. Após polimento as amostras foram atacadas quimicamente para se revelar a sua microestrutura e em alguns casos as fronteiras de grão austenítico.

Na tabela 8 encontra-se a composição química das soluções de ataque e o procedimento utilizado para revelar a microestrutura das amostras analisadas.

Tabela 8 - Ataques químicos utilizados para revelar a microestrutura dos aços em estudo.

Solução	Procedimento
Nital 2 % 2 mL HNO ₃ + 100 mL etanol (95 %)	Com o aumento da percentagem de HNO ₃ a taxa de corrosão aumenta. Mergulhar na solução por alguns segundos a 1 minutos.
Reagente de Villela 5 mL HCl + 1 g ácido pícrico + 100 mL etanol (95 %)	Mergulhar na solução por alguns segundos a 5 minutos. Opcional (para relevar as fronteiras de grão da austenite): austenitizar a amostra antes de atacar.
100 mL de solução (aquosa) saturada de ácido pícrico + 2 g agente molhante ("sodium tridecylbenzene sulfonate") + 5 gotas de HCl	Utilizar a 90°C. Mergulhar na solução por 1 a 3 minutos. Não usar a solução para mais do que um ataque. Filtrar antes de usar.
Reagente de Groesbeck 5 g de KMnO ₄ + 4 g NaOH + 100 mL H ₂ O	Mergulhar na solução por alguns minutos. Revela os carbonetos do tipo: M ₇ C ₃ - M ₆ C - M ₂ C. Não revela os carbonetos do tipo: MC - M ₃ C - M ₂₃ C ₆ .

Para revelar as fronteiras de grão da austenite, as soluções descritas na tabela 8 não surtiram qualquer efeito. Recorreu-se então a um ataque térmico em atmosfera oxidante. Para este ataque as amostras polidas com a sequência descrita anteriormente, foram colocadas num forno previamente aquecido a 1000°C durante 10 minutos. Terminado o estágio foram retiradas do forno e arrefecidas em água. Devido ao excesso de oxidação, foram novamente polidas de 600mesh até 1 μm , atacadas quimicamente e novamente polidas com suspensão de 1 μm .

A medição do tamanho de grão foi realizada pelo método planimétrico segundo a norma ASTM E112 e com o software "Leica Materials Workstation V 3.6.3" [20].

7. Apresentação e discussão dos resultados

Neste capítulo será feita a apresentação e discussão dos resultados seguindo a ordem estabelecida nos objetivos (Capítulo 1).

7.1. Bruto de vazamento

7.1.1. Controlo da sanidade

Na figura 18 são apresentadas duas imagens de um tarugo vazado que servem de exemplo das radioscopias realizadas.

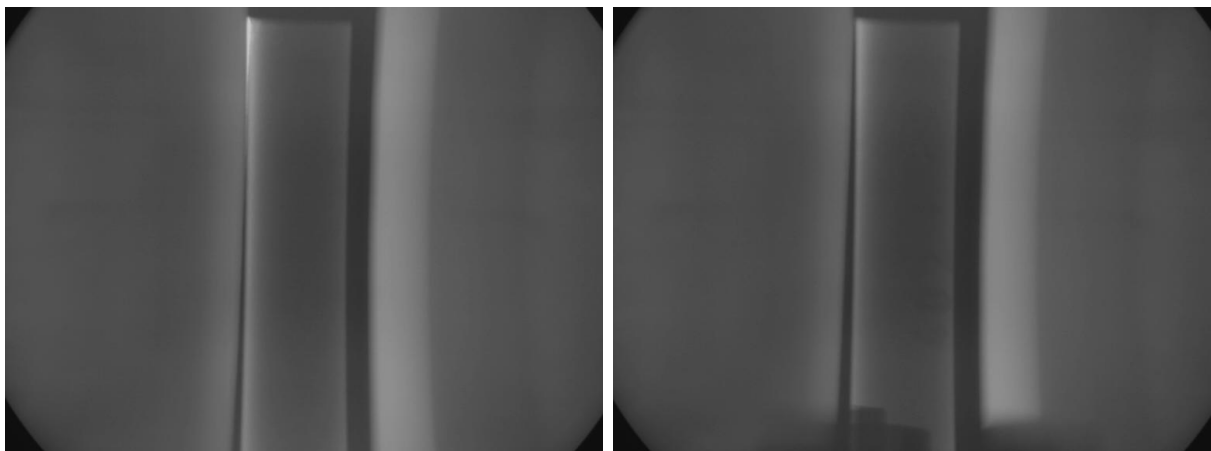


Figura 18 - Imagens obtidas no ensaio de raios-X de um tarugo em CH13 modificado.

Pode-se afirmar que este não apresenta nenhum rechupe de tamanho superior a 0,8 mm. Estes resultados repetiram-se em todos os tarugos radiografados e estão consistentes com os resultados da análise microestutural.

7.1.2. Temperaturas de transformação martensítica

Na tabela 9 encontram-se as temperaturas de transformação determinadas no ensaio dilatométrico.

Tabela 9 – Temperaturas crítica das transformações do aço CH13 modificado.

A_{C1}	860°C	M_s	390°C
A_{C3}	990°C	M_f	230°C

Como as temperaturas A_{C1} e A_{C3} variam com a taxa de aquecimento imposta (histerese térmica), podemos afirmar apenas que as temperaturas de início e fim de transformação da

austenite no aquecimento são respetivamente, 860 e 990°C, para uma velocidade de aquecimento de 5°C/segundo.

Por outro lado, a temperatura de início e fim da transformação da martensite é independente da velocidade de arrefecimento (atérmica), mas é influenciada pela temperatura de austenitização, podendo afirmar-se que as temperaturas M_s e M_f do aço CH13 modificado quando austenitizado a 1100°C são 390 e 230°C, respetivamente. Após têmpera, como o M_f é elevado não é de esperar a presença de austenite residual à temperatura ambiente, no entanto, segunda a bibliografia, o aço AISI H13 pode apresentar após têmpera até 5 % de austenite residual [21].

Segundo a bibliografia, para o aço AISI H13, as temperaturas de início e fim da transformação austenítica são 840 e 940°C, respetivamente; as temperaturas M_s e M_f são 300 e 80°C, respetivamente [21].

O aço CH13 modificado apresenta temperaturas A_{C1} e A_{C3} ligeiramente superiores às do aço AISI H13, devido à histerese térmica [4].

As temperaturas de início e fim da transformação martensítica são bastante influenciadas pelo teor em carbono (ambos possuem teores idênticos) e elementos de liga. O aço AISI H13 apresenta temperaturas M_s e M_f inferiores às do aço CH13 modificado, porque possui mais cromo, que tem maior capacidade do que o molibdénio de diminuir as temperaturas de transformação da martensite [4].

7.1.3. Dureza e Microestrutura

Antes de continuar com o estudo do aço CH13 modificado era importante conhecer a sua dureza e analisar a microestrutura de bruto de vazamento. Nas figuras 19, 20 e 21 podemos observar a microestrutura de bruto de vazamento.

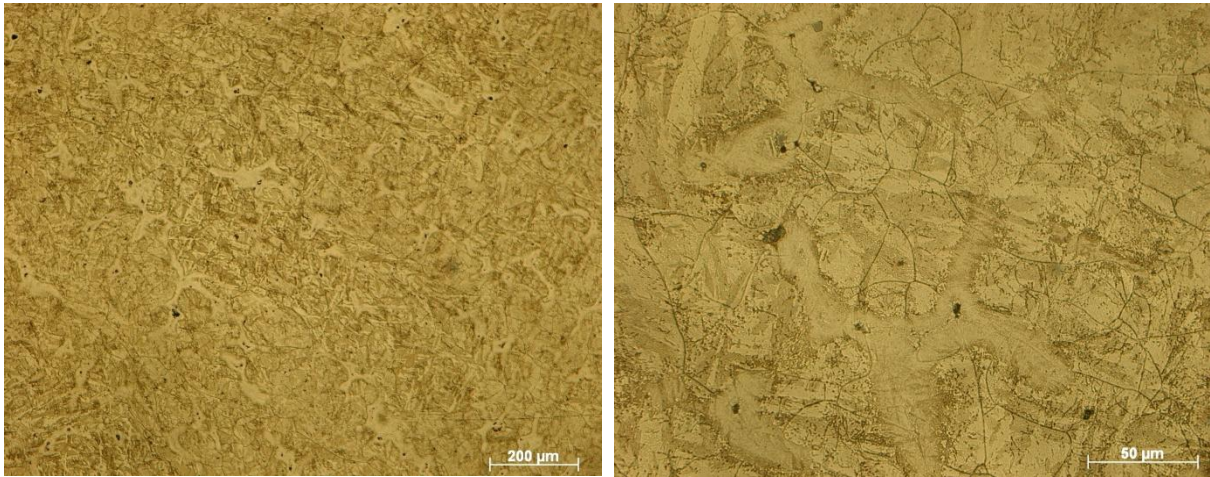


Figura 19 - Microestrutura de bruto de vazamento do aço CH13 modificado, atacada com Nital 2 % por 40 segundos.

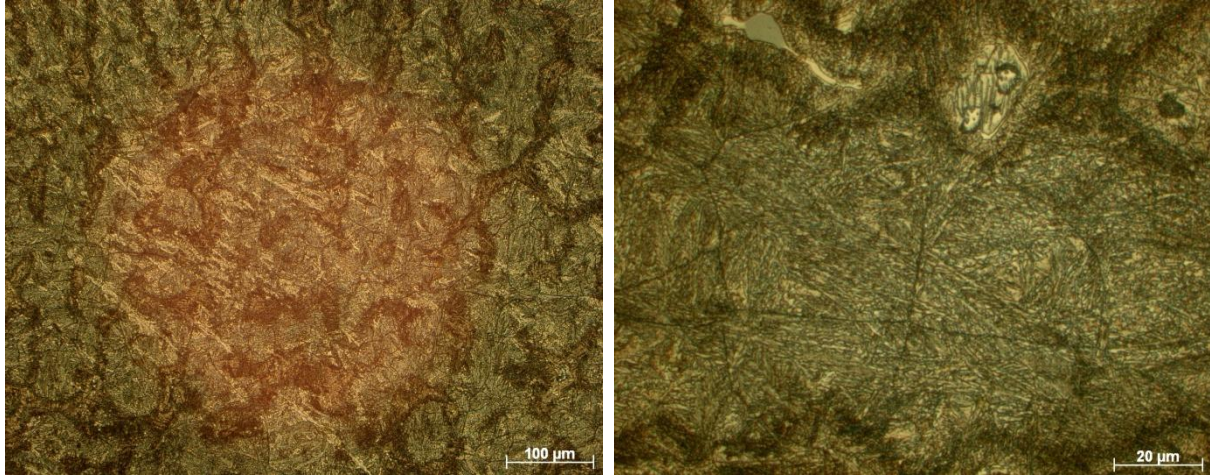


Figura 20 – Microestrutura de bruto de vazamento do aço CH13 modificado, atacada com reagente de Villela por 45 segundos.

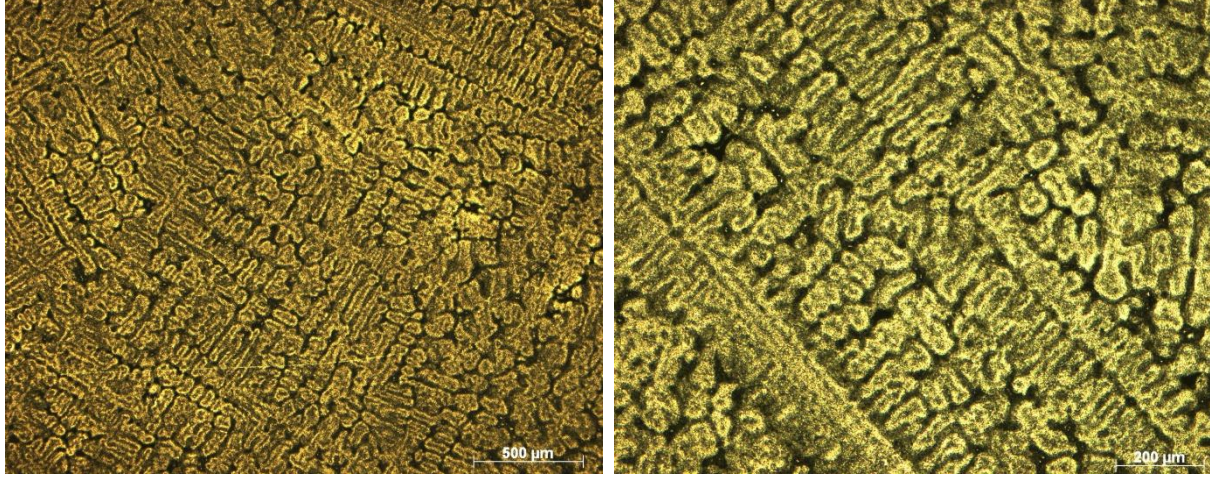


Figura 21 - Microestrutura de bruto de vazamento do aço CH13 modificado, atacada durante 2 minutos com uma solução saturada de ácido pícrico com agente molhante e algumas gotas de HCl à temperatura de 90°C e polida no pano com suspensão de 1µm.

Podemos observar algumas manchas mais claras na figura 19 e na figura 20 mais escuras, que estão associadas a segregações e precipitados. Em ambas as imagens da direita da figura 19 e 20 estas segregações são bem visíveis, parecendo estar na sua maioria associadas a espaços inter-dentriticos. A bibliografia refere que para um arrefecimento lento, como é o caso de peças arrefecidas nas moldações, é de esperar um crescimento substancial dos carbonetos e aumento das segregações

A dureza 46 HRC e a microestrutura em forma de placas são características de uma microestrutura martensítica, que devido ao arrefecimento lento dentro das moldações, pode incluir também alguma bainite.

Analisando a figura 21 é possível observar uma estrutura dendrítica, típica de aços obtidos por fundição.



Figura 22 – Imagens de bruto de vazamento do aço CH13 modificado obtidas por SEM.

Analisando a figura 22, observa-se na microestrutura de bruto de vazamento carbonetos de molibdénio e vanádio grosseiros e algumas inclusões não metálicas de sulfureto de manganés. Não foram encontrados carbonetos de crómio, pensando-se que este esteja em solução solida e/ou sobre a forma de carbonetos muito finos e dispersos, sendo impossíveis de detetar com as ampliações utilizadas.

7.2. Tratamentos térmicos

Após analisar a microestrutura de bruto de vazamento, com grande quantidade de carbonetos e segregações que tornam o aço pouco homogêneo quimicamente decidiu-se aplicar um tratamento de térmico de homogeneização, para uniformizar a microestrutura, dissolver precipitados e diminuir a intensidade das segregações, obtendo-se uma austenite mais rica em elementos de liga e homogênea, e conseqüentemente com melhor resposta aos tratamentos térmicos posteriores [4, 5].

7.2.1. Tratamento de homogeneização

Para homogeneizar o aço H13, a bibliografia refere a gama de temperaturas 950 a 1050°C, respeitando-se a regra de 1h por polegada de espessura. São referidos melhores resultados quando se austenitiza a 1050°C, havendo um crescimento pouco acentuado do tamanho de grão e uma pequena redução da quantidade de carbonetos de molibdénio (Mo_6C) e vanádio (VC); a estrutura dendrítica só é parcialmente destruída para temperaturas superiores a 1200°C [22, 23]. Assim, foram escolhidos dois tempos (1 e 2h) e duas temperaturas de austenitização (1000 e 1100°C) para homogeneizar o aço CH13 modificado.

Na figura 23 apenas os carbonetos de crómio e ferro com estequiometria M_7C_3 , os carbonetos de molibdénio e ferro com estequiometria M_6C e M_2C e algumas inclusões não metálicas de óxidos e sulfuretos são visíveis com o ataque utilizado; os carbonetos de vanádio de estequiometria MC não são coloridos com este reagente.

É visível que o aumento do tempo e da temperatura de austenitização provoca uma diminuição significativa da quantidade visível de carbonetos e segregações.

Analisando a figura 24, observa-se que há um aumento da dureza com o aumento da temperatura de austenitização; com o aumento do tempo e da temperatura de austenitização há maior dissolução dos carbonetos, aumentando a quantidade de carbono e elementos de liga sobressaturados na austenite. Durante o arrefecimento alguns elementos terão precipitado sob a forma de carbonetos, tendo os restantes ficado aprisionados na martensite, provocando o aumento da dureza.

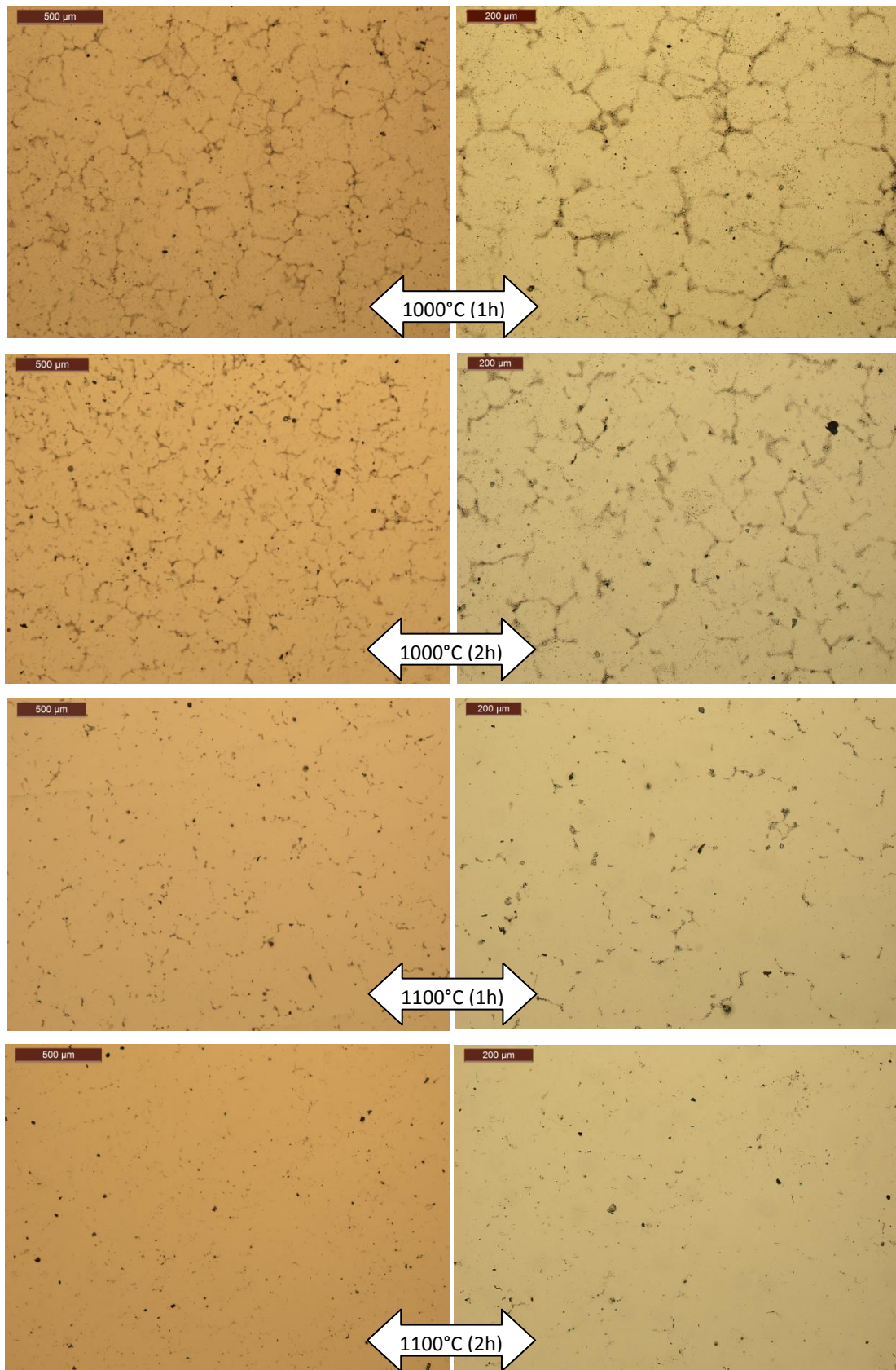


Figura 23 – Microestrutura a diferentes ampliações do aço CH13 modificado, atacado com o reagente de Groesbeck por 30 segundos. Está indicado em cada imagem o tempo e a temperatura de austenitização. Arrefecimento ao ar.

Analisando a figura 25, pode observar-se que o tempo de austenitização tem pouco influência no tamanho de grão austenítico para a temperatura de 1000°C. Pelo contrário, à temperatura de 1100°C, o tamanho de grão cresce, chegando a apresentar mais do dobro do tamanho do grão original da estrutura de bruto de vazamento (19,5 μm).

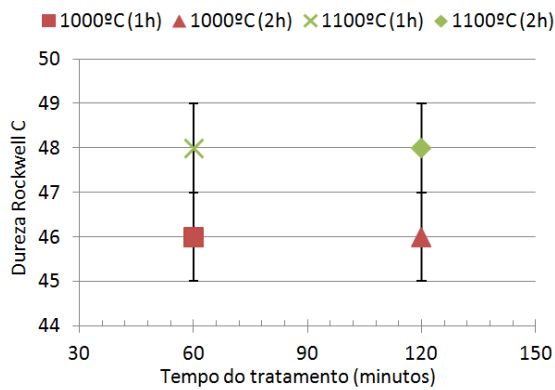


Figura 24 – Dureza Rockwell C do aço CH13 modificado em função do tempo e da temperatura de homogeneização (austenitização), com arrefecimento ao ar.

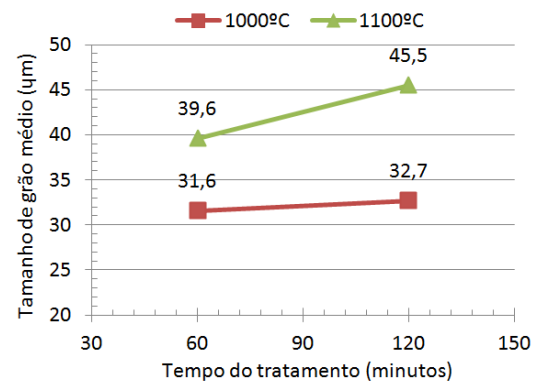


Figura 25 – Tamanho médio do grão austenítico do aço CH13 modificado em função do tempo e da temperatura de homogeneização (austenitização), com arrefecimento ao ar.

De referir que o tamanho de grão de bruto de vazamento (19,5 μm) corresponde a um índice 8,4 ASTM e o tamanho de grão da amostra austenitizada 2h a 1100°C (45,5 μm) corresponde a um índice 6 ASTM. Estes valores são superiores aos encontrados na bibliografia para o aço AISI H13, facto que se deve aos aços produzidos por conformação mecânica apresentarem um tamanho de grão mais fino, próximo de 9 μm (11 ASTM), antes de serem tratados [24, 25].

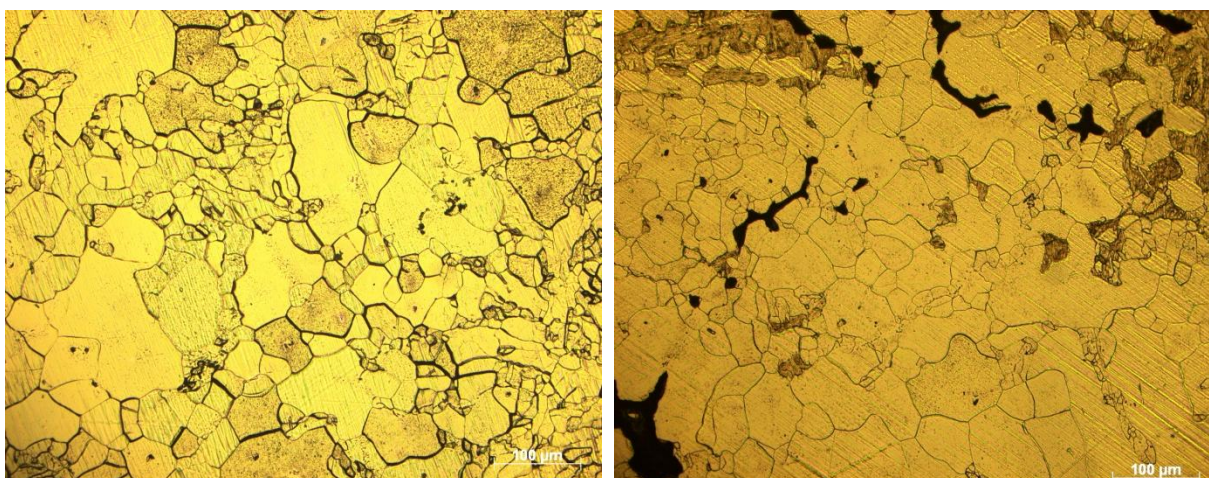


Figura 26 – Fronteiras de grão da austenite primária do aço homogeneizado a 1100°C durante 2h. A imagem da esquerda foi atacada com o reagente de Villela e a da direita com a solução saturada de ácido pícrico, com agente molhante e algumas gotas de HCl à temperatura de 90°C.

Na figura 26 apresentam-se duas imagens do tamanho de grão austenítico da amostra homogeneizada a 1100°C por 2 horas e serve de exemplo do resultado obtido quando se combinam os ataques térmico e químico. Pode observar-se ainda que ambas as soluções, o reagente de Villela e a solução saturada de ácido pícrico com agente molhante e algumas gotas de HCl à temperatura de 90°C, foram eficazes, mas o reagente de Villela provou ser mais eficaz. Os tempos de ataque e polimento foram mais curtos e as imagens obtidas apresentam melhor contraste, facilitando a distinção das fronteiras de grão pelo software.

Embora haja um crescimento acentuado do tamanho de grão da austenite e este possa provocar uma diminuição da resistência ao impacto, escolheu-se a temperaturas de 1100°C e estágio de 2 horas, para continuar o estudo do aço CH13 modificado.

7.2.2. Recozimento de amaciamento

As ferramentas produzidas a partir do aço H13 são comercializadas no estado temperado e revenido, contudo, durante o processamento sofrem tratamentos de amaciamento, para serem maquinadas ou trabalhadas para adquirem a forma final e só depois é que são temperadas e revenidas. O tratamento térmico de amaciamento melhora a aptidão à deformação a frio e à maquinagem [3-5].

Embora as peças produzidas por fundição possam apresentar dimensões, acabamento e tolerâncias próximas do produto final, por vezes, são necessárias operações de desbaste e acabamento antes da têmpera e revenido, para satisfazer os requisitos dimensionais e de forma definidos pelo cliente [8].

Os aços ferramenta para trabalho a quente ligados ao crómio, devem possuir após o recozimento de amaciamento uma dureza entre 190 e 240HV, apresentando boa maquinabilidade nesta gama de durezas [3, 5].

A escolha da temperatura de 750°C para a realização do recozimento de amaciamento foi baseada no TTT do aço ferramenta H13 apresentado na figura 2. A esta temperatura, a transformação da austenite em ferrite e carbonetos dá-se num menor período de tempo.

Na figura 27 resumem-se os recozimentos de amaciamento realizados e respetivas durezas após tratamento. Na tabela 9, podem ser observadas as taxas de arrefecimento impostas, assim como os valores de dureza (máximos e mínimos) obtidos.

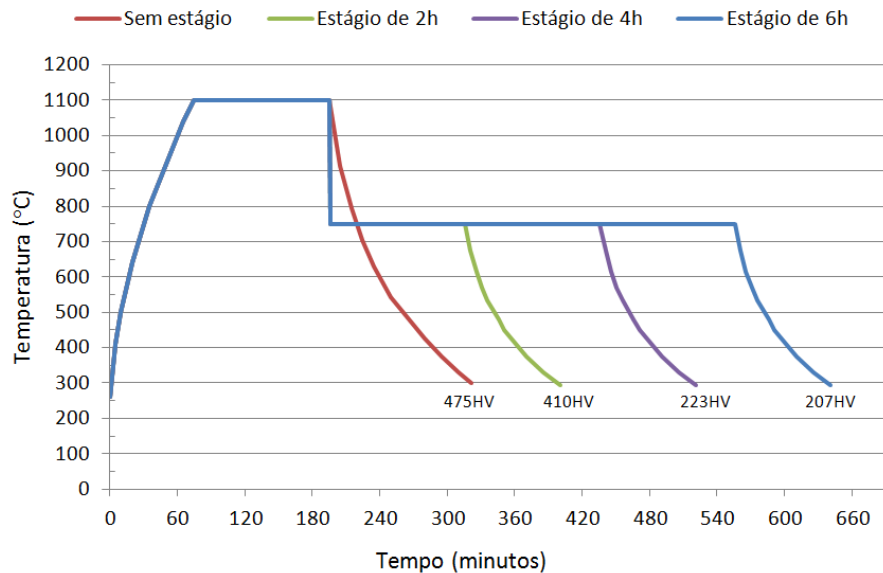


Figura 27 – Recozimentos de amaciamento após estágio a 1100°C por 2h, seguido de vários estágios isotérmicos a 750°C: 2h, 4h e 6h. Arrefecimento no forno até aos 300°C.

Tabela 9 – Taxas de arrefecimento e dureza após austenitização a 1100°C durante 2h e estágio isotérmico a 750°C, seguido de arrefecimento no forno até aos 300°C.

Amostra	Taxa de arrefecimento média	Durezas Vickers		
		Média	Mínima	Máxima
Sem estágio	6,3°C/minutos	457	431	467
Estágio de 2h	5,4°C/minutos	410	404	415
Estágio de 4h	5,4°C/minutos	223	213	231
Estágio de 6h	5,4°C/minutos	207	200	213

Analisando a figura 27 e a tabela 9, pode-se concluir que os estágios de 4 e 6h, permitem obter uma dureza inferior a 240HV. Como o objetivo do estudo do amaciamento era a escolha do tratamento que originasse a dureza recomendada ao fim do estágio mais curto, escolheu-se o estágio de 4h a 750°C para continuar o estudo do aço.

Na figura 28 é apresentada a microestrutura obtida após 4h a 750°C, sendo constituída por ferrite e carbonetos precipitados. Nas imagens inferiores percebe-se que as zonas mais escuras das imagens superiores correspondem a carbonetos precipitados.

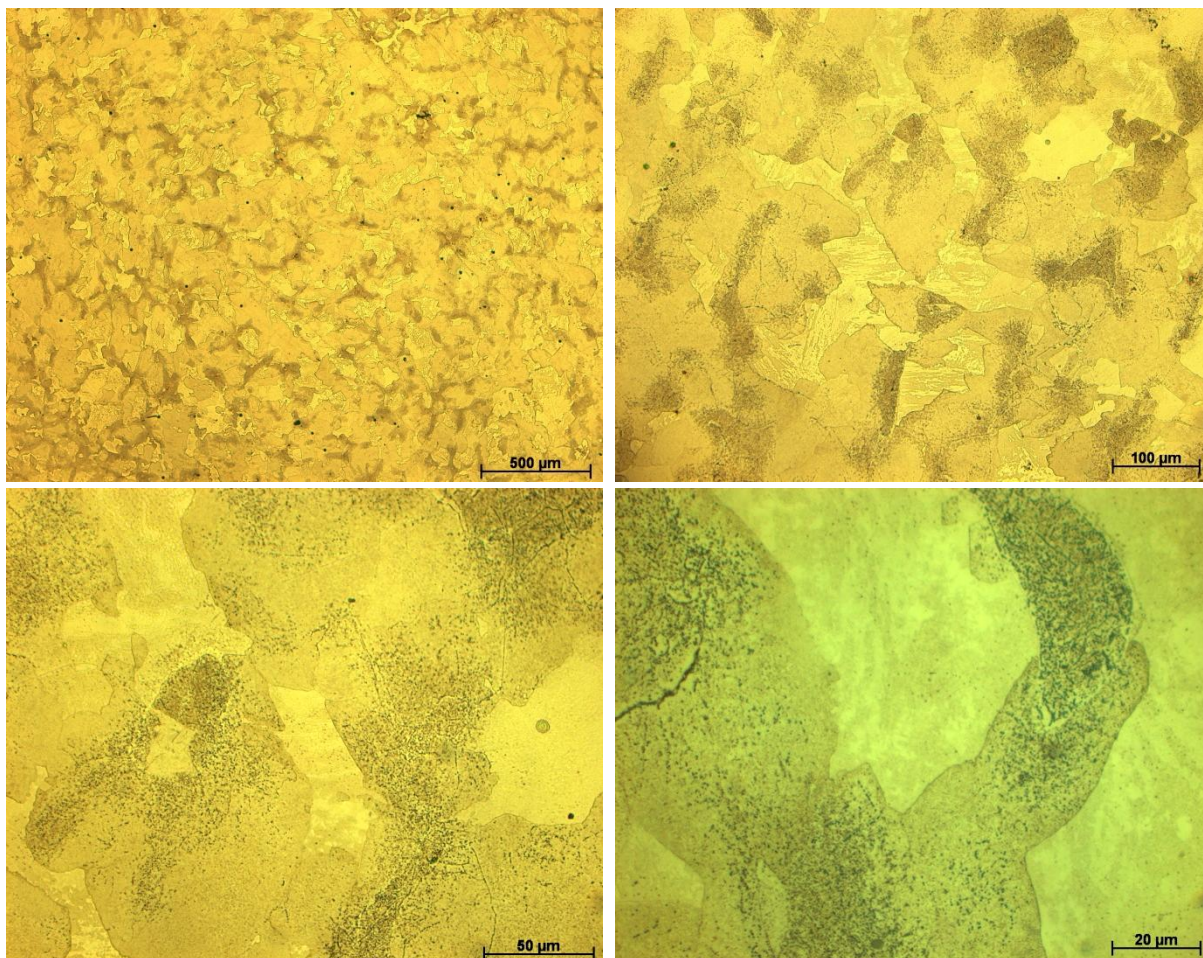


Figura 28 - Microestrutura do aço CH13 modificado, após estágio de 4h a 750°C. Atacado com Nital 2 % por 40 segundos.

7.2.3. Têmpera e Revenido

Como visto na secção anterior, as ferramentas depois de maquinadas para obterem as dimensões, acabamento e tolerâncias especificadas pelo cliente, são processadas e comercializadas no estado temperado e revenido. Escolhido o tratamento de amaciamento, as peças seriam agora maquinadas e de seguida sujeitas a um tratamento térmico de têmpera e revenido.

Para além de se escolher quais as temperaturas de têmpera e revenido, é importante decidir sobre o meio onde se irá realizar a têmpera. Os meios mais comuns são o ar, o óleo e a água. Destes três o ar é o menos severo e a água o mais agressivo. A lei de arrefecimento deve ser a mais lenta capaz de gerar uma microestrutura com um mínimo de 50 % de martensite, já que leis de arrefecimento exageradas provocam maior grau de tensões e distorções das

peças. A bibliografia refere também que quando o aço H13 é arrefecido ao ar, pode ocorrer um crescimento substancial dos carbonetos presentes nas fronteiras de grão da austenite, aumentando assim a suscetibilidade à ocorrência de fratura intergranular. Isto pode ser evitado realizando um arrefecimento mais rápido, não dando tempo para os carbonetos precipitarem durante o arrefecimento, ficando o carbono e os elementos de liga sobressaturados na austenite [3-5]. Assim optou-se por uma têmpera em óleo.

No que toca à temperatura de austenitização para o tratamento de têmpera do aço H13, a bibliografia refere a gama de temperaturas 920 a 1220°C, respeitando-se a regra de uma hora por polegada de espessura para o tempo de austenitização; obtendo-se maior dureza após têmpera para 1120°C [26].

Como nos aços ferramenta, a resistência ao desgaste é conseguida substituindo os carbonetos de ferro por carbonetos de liga, mais duros e mais estáveis (carbonetos de crómio, molibdénio e vanádio) e como o aumento da temperatura de austenitização leva à dissolução de carbonetos, foram estudadas as temperaturas de austenitização de 1000 e 1100°C [4, 5].

Discutido o porquê da utilização de uma têmpera em óleo e das temperaturas de austenitização de 1000 e 1100°C, irão agora ser discutidos os resultados de dureza obtidos após têmpera.

As durezas médias após têmpera foram de 47 e 51 HRC para as amostras austenitizadas a 1000 e 1100°C, respetivamente. Para a temperatura de 1100°C há maior dissolução dos carbonetos em relação à temperatura de 1000°C, aumentando a quantidade de carbono e elementos de liga sobressaturados na austenite. Durante o arrefecimento alguns elementos terão precipitado sob forma de carbonetos, tendo os restantes ficado aprisionados na martensite, provocando um aumento da dureza.

O aço CH13 modificado temperado é demasiado frágil para poder ser utilizado. O tratamento de revenido reduz essa fragilidade, otimizando a resistência mecânica e a resistência ao choque. A bibliografia refere que o aço H13, após revenidos de 2h a temperaturas entre 440 e 650°C, apresenta elevada resistência mecânica, boa resistência ao desgaste e boa tenacidade [3, 5, 26].

Na figura 29 pode ser observada a curva de revenido (dureza vs. temperatura de revenido) do aço H13 Premium e do aço CH13 modificado.

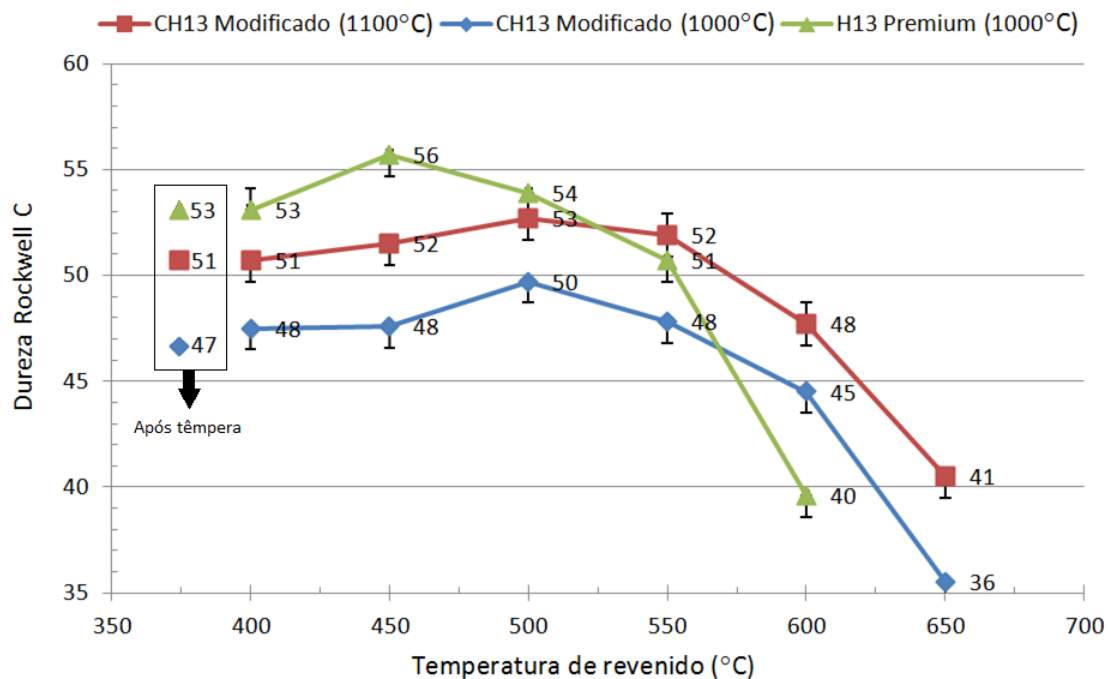


Figura 29 – Curvas de revenido dos aços CH13 modificado e H13 Premium em função da temperatura de austenitização e da temperatura de revenido.

Para ambas as temperaturas de austenitização, o aço CH13 modificado apresenta uma dureza igual ou superior à dureza após têmpera até 550°C, identificando-se um ligeiro pico de dureza (endurecimento secundário) à temperatura de 500°C. O aço H13 Premium apresenta o pico de dureza a 450°C.

Para que ocorra a formação de carbonetos de liga durante o revenido é preciso que haja a difusão dos elementos de liga carburígenos através dos espaços substitucionais da estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensite. Esta difusão é lenta, permitindo apenas a difusão em distâncias curtas, originando a precipitação de carbonetos de liga finos e próximos entre si [4, 5]. Como ambos os aços possuem elementos de liga, com grande afinidade para o carbono, em quantidades significativas, o crescimento dos carbonetos é dificultado, ocorrendo em alternativa, a precipitação de novos carbonetos, muito finos e com interfaces semi-coerentes com a matriz, levando a um aumento da dureza no revenido (a 450°C para o aço H13 Premium e a 500°C para o aço CH13 modificado).

Na figura 30 pode observar-se a microestrutura (mesmo campo a diferentes ampliações) da amostra do aço CH13 modificado, temperada a 1100°C e revenida a 550°C, constituída por martensite e carbonetos precipitados.

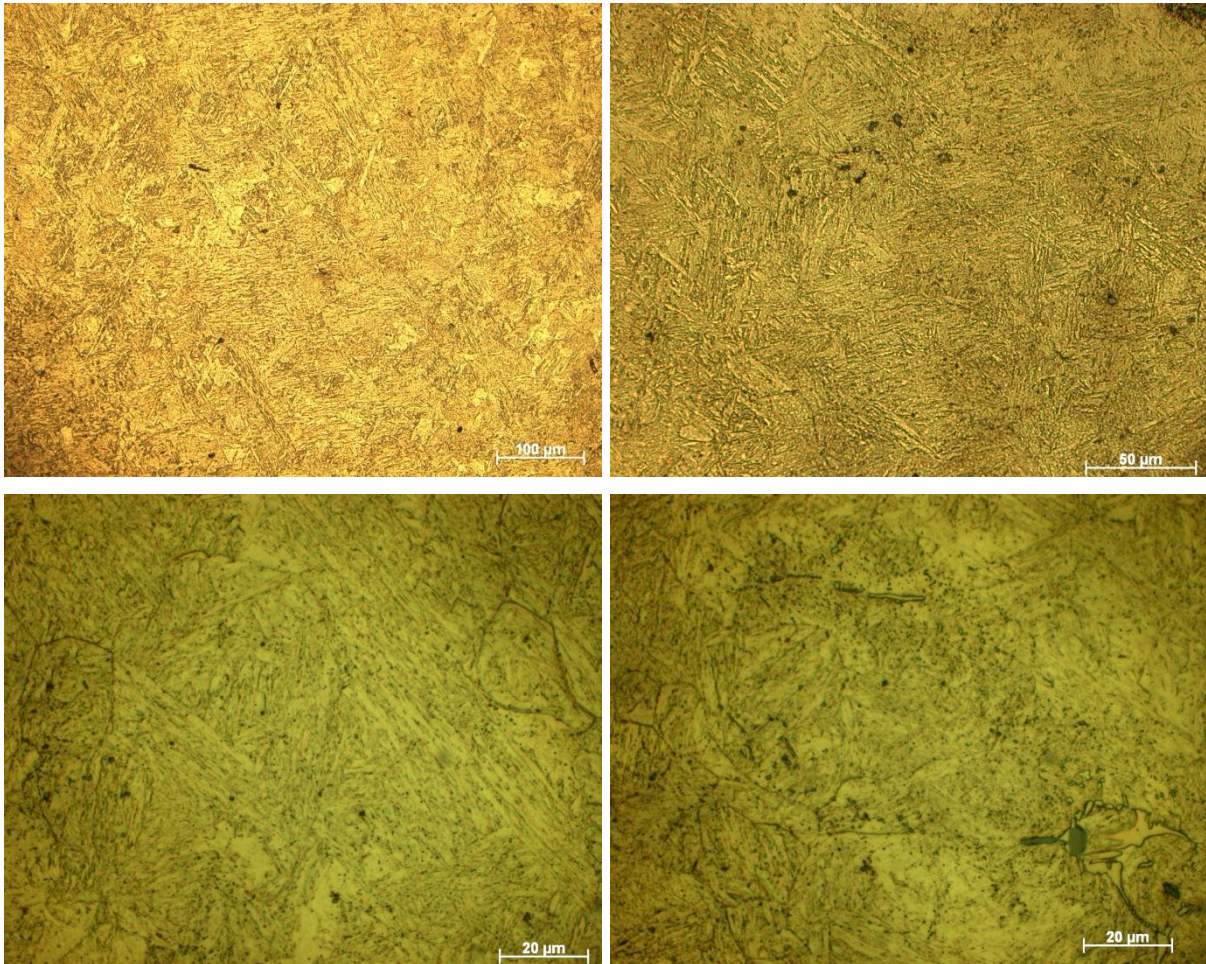


Figura 30 – Microestrutura do aço CH13 modificado austenitizado 1h a 1100°C e temperado em óleo e revenido 2h a 550°C. Atacado com reagente de Villela por 30 segundos.

Ambos os aços começam a perder a resistência mecânica (amaciam) para temperaturas de revenido superiores às de endurecimento secundário, pois, a estas temperaturas o carbono é rejeitado da martensite em maior quantidade e os carbonetos precipitados entram em fase de crescimento e globulização.

Quanto aos resultados dos revenidos de 100h realizado ao aço CH13 modificado e H13 Premium, estes serão apresentados de seguida.

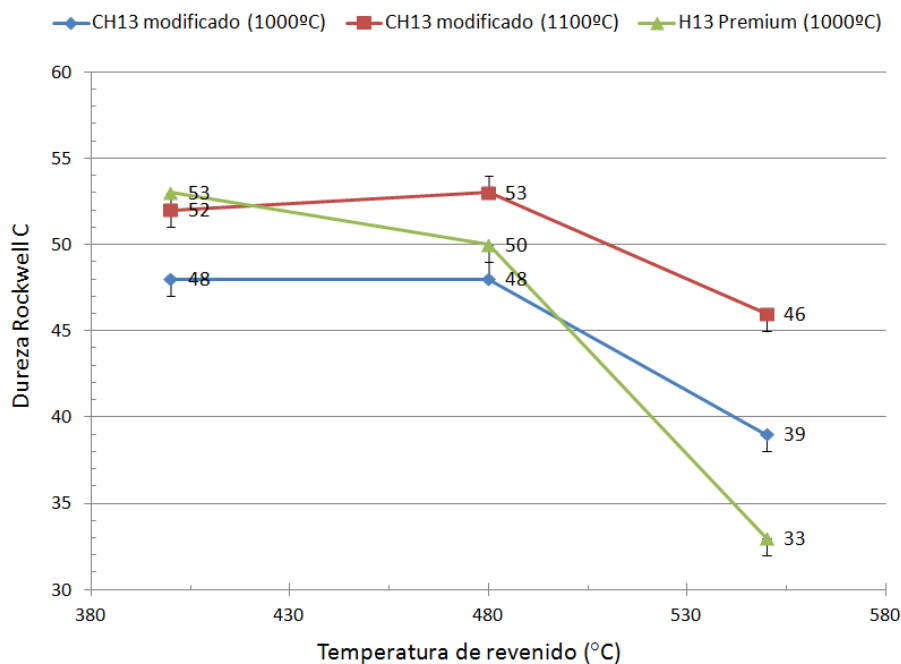


Figura 31 – Curvas de revenido dos aços CH13 modificado e H13 Premium em função da temperatura de austenitização e revenidos a 100h às temperaturas indicadas na tabela.

Tabela 10 – Dureza Rockwell C dos aços CH13 modificado e H13 Premium revenidos a diferentes temperaturas.

Aço	Temperatura de austenitização	Após Têmpera	Após 100h à temperatura indicada		
			400°C	480°C	550°C
CH13 modificado	1000°C	47	48	48	39
	1100°C	51	52	53	46
H13 Premium	1000°C	53	53	50	33

Analisando a figura 31 e tabela 10 é de salientar que a perda de resistência mecânica do aço CH13 modificado só ocorre para temperaturas superiores a 480°C.

Comparando os dois aços pode-se dizer que o aço CH13 modificado tem maior capacidade para manter a resistência mecânica a altas temperaturas em comparação com o aço H13 Premium.

7.3. Ensaios de desgaste

A resistência ao desgaste não foi estudada exaustivamente por falta de tempo. Os mecanismos que levaram à perda de massa durante os ensaios de desgaste não são todos conhecidos até ao momento, tendo sido formulada uma hipótese para explicar os resultados

obtidos, que deverá ser confirmada através de ensaios da dureza e estequiometria dos carbonetos precipitados às várias temperaturas de revenido.

Analisando a figura 32, conclui-se que para qualquer temperatura de revenido, o aço CH13 modificado apresenta melhor resistência ao desgaste (menor perda de massa) quando austenitizado a 1100°C. A maior resistência ao desgaste dá-se para 550°C. Para o aço CH13 modificado austenitizado a 1000°C, a temperatura de revenido à qual se consegue menor desgaste é 450°C. Para o aço H13 Premium, a maior resistência ao desgaste dá-se também para a temperatura de revenido de 550°C.

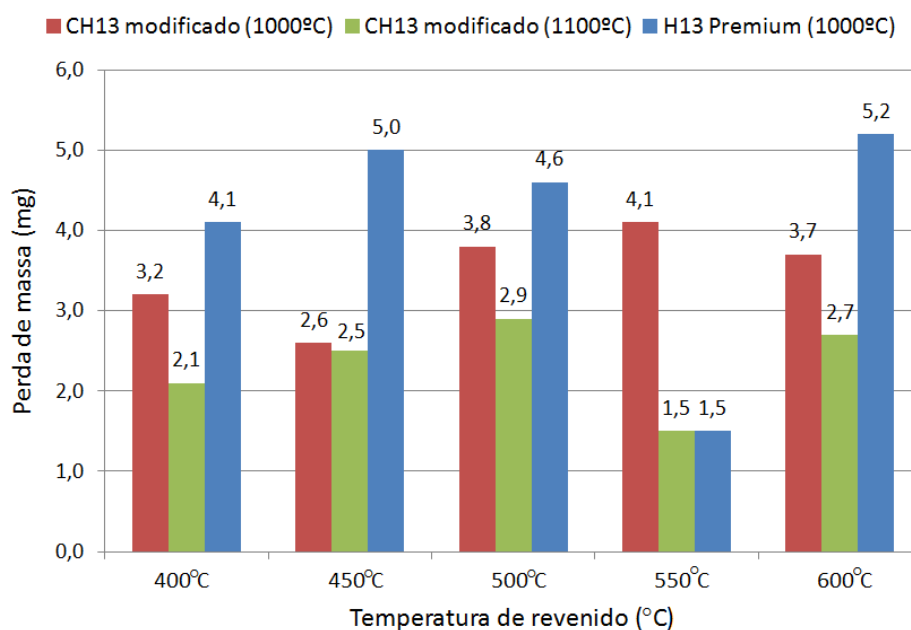


Figura 32 – Perda de massa em função da temperatura de revenido para o aço CH13 modificado e H13 Premium. Ensaio de desgaste a 130°C, carga de 19,6N e 500 metros de distância.

Analisando a figura 33, consta-se que não há uma relação direta entre a perda de massa e a dureza das amostras, pensando-se que os fenômenos que explicam a variação da resistência ao desgaste estão associados à quantidade e ao tipo de carbonetos de liga precipitados durante o revenido, pois, quanto maior for a fração volúmica de carbonetos finos e a sua dureza, maior deverá ser a resistência ao desgaste.

Observando ainda a figura 33 pode afirmar-se que a dispersão de valores para aço CH13 modificado austenitizado à mesma temperatura é bastante menor, comparando com o aço H13 Premium.

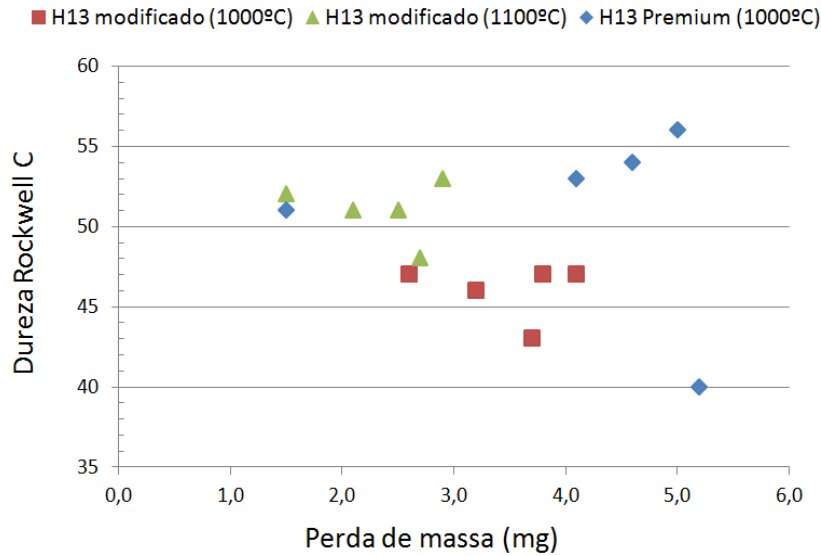


Figura 33 – Perda de massa em função da dureza após têmpera e revenido para o aço CH13 modificado e H13 Premium. Ensaio de desgaste a 130°C com uma carga de 19,6N e distância de escorregamento 500 metros.

Como hipótese para explicar a melhor resistência ao desgaste do aço CH13 modificado é o facto de neste precipitar carbonetos de liga de maior dureza.

Segunda a bibliografia, a resistência ao desgaste dos aços ferramenta aumenta, com o aumento da fração volúmica de carbonetos finos e aumento da dureza destes. Para aços ferramenta em que o principal elemento de liga é o cromo, com o aumento da temperatura de revenido, a precipitação de carbonetos dá-se pela seguinte ordem: primeiro carbonetos do tipo M_3C , depois M_7C_3 e por fim $M_{23}C_6$. Quando se aumenta o teor em molibdenio, com o aumento da temperatura de revenido, a precipitação dá-se pela seguinte ordem: primeiro carbonetos do tipo M_3C , depois M_2C e por fim M_6C . Os carbonetos binários do tipo MC crescem rapidamente para altas temperaturas ou longos períodos à temperatura de revenido. Na tabela 11 pode comparar-se a dureza destes carbonetos [4, 5].

Tabela 11 - Dureza dos carbonetos tipicamente presentes na microestrutura dos aços ferramenta [27].

Carbonetos	Dureza Rockwell C
Carbonetos de Crómio (M_7C_3 e $M_{23}C_6$)	66 - 68
Carbonetos de Molibdenio (M_2C e M_6C)	72 - 77
Carbonetos de Vanádio (VC)	82 - 84

Os intervalos de dureza apresentados na tabela 11 devem-se ao facto da dureza de cada carboneto depender da sua composição química e tipo de estequiometria. Segundo a bibliografia, os carbonetos de crómio do tipo M_7C_3 são mais duros que os $M_{23}C_6$; os carbonetos de molibdénio do tipo M_2C mais duros que os M_6C [4, 5, 27].

Devido ao aço CH13 modificado possuir o dobro do molibdénio, supõem-se que o tipo de carbonetos que precipitou em maior quantidade com o aumento da temperatura de revenido além da cementite e dos carbonetos de vanádio foram os carbonetos de molibdénio. Analisando a tabela 11, observa-se que os carbonetos de molibdénio possuem dureza superior aos carbonetos de crómio.

O aumento da fração volúmica de carbonetos de maior dureza, finos e dispersos, no aço CH13 modificado, pode justificar a maior resistência ao desgaste deste quando comparado com o aço H13 Premium.

8. Conclusões

É possível produzir por fundição um aço ferramenta equivalente ao aço AISI H13.

No aço CH13 modificado:

- a. Com o aumento do tempo e da temperatura de austenitização há um aumento da dissolução de carbonetos e conseqüentemente um aumento da resistência mecânica da martensite após têmpera;
- b. Com o aumento do tempo e da temperatura de austenitização há um aumento do tamanho de grão austenítico;
- c. O tempo de austenitização tem pouca influência no tamanho de grão para a temperatura de austenitização de 1000°C;
- d. Estágios de 4 e 6h a 750°C permitem amaciar e obter a dureza recomendada para as operações a sua maquinagem;
- e. Após 100h a 480°C a resistência mecânica mantem-se.

9. Referencias Bibliográficas

- [1] ASM International. Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels (1995), 2nd Ed.
- [2] ASM International. Metals Handbook Vol.1: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys (1978), 9th Ed.
- [3] ROBERTS George, KRAUSS George and KENNEDY Richard. ASM International. Tool Steels (1998), 5th Ed.
- [4] TOTTEN G.E. Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies (Taylor 2006).
- [5] ASM International. KRAUSS George - Steels Heat Treatment and Processing Principles (1990).
- [6] HONEUCOMBE R. W. K. Aços Microestrutura e Propriedades (1985). Fundação Calouste Gulbenkian.
- [7] AENOR. EN ISO 4957 - Aceros Para Herramientas (2000).
- [8] FERREIRA José M. G. de Carvalho. Tecnologia da Fundição (1999). Manuais Universitários da Fundação Calouste Gulbenkian.
- [9] VOORT George F. Vander – “Revealing Prior-Austenite Grain Boundaries in Heat-Treated Steels” in Industrial Heating (2010).
- [10] ASTM International. ASTM Standard E407: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys (2004).
- [11] CABALLERO F.G., GARCÍA Andre's C., CAPDEVILA C. and SAN Martín D. – “Revealing Austenite Grain Boundaries by Thermal Etching: Advantages and Disadvantages”, in Materials Characterization (2002).
- [12] BARTOLOMÉ M.J., GARCÍA Andre's C., CAPDEVILA C., SAN Martín D., CABALLERO F.G. and LÓPEZ V. – “Metallographic Techniques for the Determination of the Austenite Grain Size in Medium-Carbon Microalloyed Steels”, in Materials Characterization (2001).
- [13] ASTM International. ASTM Standard E597: Standard Specification for Cast Tool Steel (2004).
- [14] ASTM International. ASTM Standard E681: Standard Specification for Tool Steels Alloy (2004).
- [15] SHAN Jun, CUI Xiang-hong, YANG Zi-run, WEI Min-xian, WANG Shu-qi and DONG Chuang - “Alloying Design for High Wear-Resistant Cast Hot-Forging Die Steels”, in Journal of Iron and Steel (2008).
- [16] CHEN Kang-min, WANG Shu-qi, CUI Xiang-hong, JIANG Qi-chuan and HONG Bian – “Effect of Alloying Elements on Thermal Wear of Cast Hot-Forging Die Steels” in Journal of Iron and Steel (2006).

- [17] ASTM International. ASTM Standard G99: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus (2004).
- [18] ISO 6507: Metallic Materials - Vickers Hardness Test (2005).
- [19] ISO 6508: Metallic Materials - Rockwell Hardness Test (2005).
- [20] ASTM International. ASTM Standard E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size (2004).
- [21] UDDEHOLM - "Orvar 2 Microdized: Hot Work Tool Steel" (2006).
- [22] KHEIRANDISH Shahram and NOORIAN Ahmad – "Effect of Niobium on Microstructure of Cast AISI H13 Hot Work Tool Steel" in Journal of Iron and Steel (2008).
- [23] ZHOU Jian, MAY Dang-sheri, CHEN Zai-zhi, ZHANG Zhong-kan, CHEN Qi-an and LI De-hui – "Influence of Thermal Homogenization Treatment on Structure and Impact Toughness of H13 ESR Steel" in Journal of Iron and Steel (2009).
- [24] MAZURKIEWICZ J., DOBRZANKI L.A., HAJDUCKEK E., and MADEJSKI J. - "Comparison of the Thermal Fatigue Resistance and Structure of the 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 Hot-Work Tool Steel with X40CrMoV5-1 Type One" in Journal of Materials Processing Technology, 113 (2001).
- [25] XINMIN Huang, GUANGHUA Yan, YANQING Wang, XINGGUO Qin, MING Yang, ZUOMING Chu and KANG Jin – "Effects of Heat Treatment on Mechanical Properties of H13 Steel" in Metal Science and Heat Treatment (2010).
- [26] WANG Shu-qi, WEI Min-xian, WANG Lan, CUI Xiang-hong and CHEN Kang-min - "Selection of Heat Treatment Process and Wear Mechanism of High Wear Resistant Cast Hot-Forging Die Steels" in Journal of Iron and Steel (2012).
- [27] Crucible Industries – "Selection of Tool & Die Steels". Available in: <http://www.crucibleservice.com/eselector/general/generalpart1.html> (Set. 2012).