

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO



FEUP

**Estudo da resistência ao desgaste do aço
16MnCr5 cementado sujeito a tratamentos
criogénicos**

Ana Rita Nunes Claro

Relatório de Dissertação

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Professor Doutor Henrique Santos DEMM/FEUP

29 de Julho de 2011

CANDIDATO	Ana Rita Nunes Claro	CÓDIGO 060508015
TÍTULO	Estudo da resistência ao desgaste do aço 16MnCr15 cementado sujeito a tratamentos criogénicos	
DATA	23 de Setembro de 2011	
LOCAL	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - 9:00h	
JÚRI	Presidente Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro	DEMM/FEUP
	Arguente Professor Doutor Luís Manuel Leite Martins de Magalhães	DEM/ ISEP
	Orientador Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos	DEMM/FEUP

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar quero agradecer à empresa F.Ramada por ter fornecido o material utilizado no presente trabalho, e em particular ao Eng.º Paulo Duarte que acompanhou o processo e se mostrou disponível e interessado no desenvolver desta dissertação.

Quero também agradecer ao Professor Jorge Seabra do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, pela disponibilidade do equipamento de desgaste, por me ter ajudado na programação, execução e interpretação dos ensaios de desgaste e pelo esclarecimento das dúvidas que surgiram. Ao André Gama, técnico do Departamento de Engenharia Mecânica, quero agradecer o apoio prestado durante a execução dos ensaios de desgaste.

Agradeço ainda ao corpo docente e não-docente do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais por toda a ajuda disponibilizada.

Gostaria de agradecer ao Professor Doutor Henrique Santos, por me ter proposto esta tese de mestrado, pela orientação, críticas e apoio demonstrado.

Finalmente, dedico esta tese de mestrado integrado à minha família e amigos pela paciência, apoio e por me terem dado tudo o que precisei para a concretização deste trabalho que representa uma etapa de mudança da minha vida.

RESUMO

No presente trabalho foi estudada a influência do tratamento criogénico na resistência ao desgaste do aço 16MnCr 5, cementado. O tratamento criogénico é um tratamento que tem sido explorado mais extensivamente nas últimas décadas devido à influência que pode ter na melhoria das propriedades mecânicas dos aços como a resistência ao desgaste, aumento de dureza e alívio de tensões que podem aumentar o tempo de vida do aço e consequentemente diminuir os custos de manutenção.

A realização deste estudo baseou-se primeiramente no estudo dilatométrico de um dos ciclos térmicos possíveis a aplicar no aço um ciclo composto por têmpera com uma velocidade de 50° C/s, tratamento criogénico e revenido. Foi ainda possível indicar a temperatura de fim de transformação martensítica a cerca de -120°C. Seguidamente foram aplicados diferentes ciclos térmicos e diferentes tempos de criogenia em discos do aço em estudo, num total de oito. Foram aplicados dois principais ciclos, um com austenização, têmpera, criogenia e revenido e outro com austenização, têmpera, revenido, criogenia e revenido. O estágio à temperatura criogénica de -135° C teve diferentes durações: 1/4h, 4h e 36h, para cada um dos ciclos térmicos efectuados. Todos os ensaios descritos atrás foram comparados com o aço sem tratamentos criogénico. Foram ainda realizados vários ensaios para estudar o comportamento mecânico do aço em estudo como ensaios de desgaste pino-disco, ensaios de dureza, ensaios para medição de rugosidades e caracterização microestrutural. Por fim foram analisados e discutidos os resultados destes ensaios, dando origem a várias conclusões.

Nos provetes sujeitos ao ensaio dilatométrico verificou-se que a introdução do tratamento criogénico após têmpera eleva a dureza média de 800 HV para 1000HV e por isso uma prova que o tratamento criogénico pode realmente melhorar as propriedades de um aço. Tal mudança de durezas não ocorreu nos discos, que se mantiveram com um valor constante de cerca de 800 HV devido ao elevado tempo de intervalo que as peças evidenciaram entre o fim da têmpera e o início do arrefecimento até baixas temperaturas.

Em relação ao comportamento dos discos sujeitos a ensaios de desgaste, aqueles que provaram ser os menos resistentes foram os discos aos quais foi aplicado um tempo de estágio de 36h, determinando-se assim que um maior tempo de estágio não é proporcional a uma melhoria das propriedades mecânicas do aço e que um revenido efectuado antes da criogenia

pode diminuir a potencialidade do tratamento criogénico.

Na análise das microestruturas obtidas para um provete dilatométrico e um disco submetidos a um mesmo ciclo térmico foi possível identificar a causa da não melhoria acentuada das propriedades mecânicas do disco. Para o provete dilatométrico foi detectada uma microestrutura comum de um aço cementado sujeito a criogenia, com a presença de finos carbonetos, pequenas quantidades de austenite residual nas fronteiras de grão, numa matriz martensítica. No que diz respeito ao disco, é possível identificar uma matriz martensítica com uma elevada quantidade de placas de austenite residual.

Concluiu-se que o tratamento criogénico pode ser um tratamento térmico que promove a melhoria das propriedades mecânicas, mas que tem que ser imposto logo após têmpera. Finalmente, propõe-se uma repetição dos ensaios para o ciclo térmico austenização, têmpera, criogenia e revenido, com tempos de ensaios de desgaste superiores para se conseguir tirar resultados que enfatizem as alterações impostas pelo tratamento criogénico. A repetição é escolhida apenas para este ciclo térmico uma vez que é o grupo de discos que apresenta melhores resultados de melhoria de propriedades mecânicas.

Palavras-chave: Tratamento criogénico, tratamento subzero, aço cementado, resistência ao desgaste, criogenia, austenite residual.

ABSTRACT

The present study evaluated the influence of cryogenic treatment on the wear resistance of a 16MnCr 5 case carburized steel. The cryogenic treatment has been explored more extensively in recent decades due to the influence it can have on improving the mechanical properties of steels such as wear resistance, hardness and stress relief that can increase the lifetime of steel and thus reduce maintenance costs.

This study was primarily based on the dilatometer study of one of the possible cycles that could be applied to the steel, a cycle with quenching with a speed of 50°/s, criogenic treatment and tempering. It was also possible to indicate the temperature of the martensitic transformation, -120° C. Different thermal cycles and different times of cryogenic stage were then applied to steel discs under study in a total of eight. Two main cycles were applied one with austenitization, quenching, cryogenics and tempering and other with austenitization, tempering, cryogenics and tempering again. The stage temperature of cryogenics was -135° C and had different durations: 1/4h, 4h and 36h, for each of the thermal cycles performed. All tests described above were compared with the steel without cryogenic treatment. Several tests have been conducted to study the mechanical behavior of the steel such as wear tests pin-disc, hardness tests, tests for measuring roughness and microstructural characterization. Finally the results of these tests were reviewed and discussed giving rise to several conclusions.

The samples subjected to dilatometry test showed that the introduction of cryogenic treatment after quenching increases the hardness of HV 800 to 1000HV and therefore a proof that cryogenic treatment can actually improve the properties of steel. This change of hardness did not occur on the disks the were subjected to criogenic treatment, which remained with a constant value of about 800 HV because of the large time gap between the end of quenching and the start of cooling to low temperatures.

Regarding the wear tests, those that proved to be less resistant are the discs that have been applied to an aging time of 36h, determining that a longer stage time isn't proportional to the improvement of mechanical properties of steel and that a tempering before the cryogenic tempering can reduce the potentialities of the cryogenic treatment.

In microstructural analysis obtained for a dilatometric sample and a disc submitted to the same thermal cycle it was possible to identify the cause of non-marked improvement of hardness of the disc. For the dilatometric specimen microstructure it was detected a common microstructure subjected to a cryogenic treatment. There was a presence of fine carbides and small amounts of residual austenite in the grain boundaries of a martensitic matrix. On the

disc microstructure, it is possible to identify a martensitic matrix with a high amount of residual austenite plates.

It was concluded that cryogenic treatment can promote the improvement of mechanical properties, but it must be imposed immediately after quenching. Finally it's proposed a re-testing for the thermal cycle austenitization, tempering, cryogenics and tempering, with superior times of wear tests in order to achieve results that emphasize the changes imposed by cryogenic treatment. Repetition is chosen only for this thermal cycle as it is the disk group with the best results in improved mechanical properties.

Keywords: Cryogenic treatment, subzero treatment, case carburized steel, wear resistance, cryogenics, retained austenite.

ÍNDICE

1. OBJECTIVO.....	1
2. INTRODUÇÃO	2
2.1 TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITE RETIDA.....	4
3. TRATAMENTO CRIOGÊNICO	5
3.1 TRATAMENTO CRIOGÊNICO VS REVENIDO	5
3.2 ALIVIO DE TENSÕES.....	6
4. DESGASTE.....	7
4.1 ENSAIO PINO-SOBRE-DISCO.....	7
4.2 DESGASTE ADESIVO.....	9
4.3 COEFICIENTE DE ATRITO.....	10
5. TRABALHO EXPERIMENTAL.....	12
5.1 MATERIAIS UTILIZADOS	12
5.2 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS	13
5.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS	14
5.3.1 CÂMARA DE CRIOGENIA.....	16
5.4 ENSAIOS DE DESGASTE.....	16
5.4.1 EQUIPAMENTO DE ENSAIO DE DESGASTE.....	18
5.5 ANÁLISE DE SUPERFÍCIES DE DESGASTE	19
5.6 ANÁLISE DE RUGOSIDADES E TOPOGRAFIAS	21
5.7 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	23
5.8 DUREZAS	24
6. APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	25
6.1 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS	25
6.2 DESGASTE.....	28
6.3 DUREZAS	32
6.4 MICROESTRUTURAS	35
7. CONCLUSÕES	39
8. PROPOSTA DE TRABALHO FUTURO	40
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	41
ANEXOS.....	44
ANEXO A - ENSAIOS DILATOMÉTRICOS	44
ANEXO B - SUPERFÍCIES DE DESGASTE.....	46
ANEXO C - PERFIS DE RUGOSIDADE.....	49

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Temperatura de início de transformação martensítica (Ms) e fim de transformação (Mf), dependem do teor em carbono [2].	3
Figura 2 - Esquema de um ensaio pino disco. R- raio de ensaio; F- carga aplicada; d-diâmetro do pino; W- velocidade de rotação; D - diâmetro do disco[22].	8
Figura 3 - Imagem aproximada de duas superfícies de atrito "lisas" [24].	9
Figura 4 – Exemplo de disco utilizado para ensaios de desgaste.	12
Figura 5 – Etapas de cementação dos discos em estudo.	13
Figura 6 – Ciclo térmico escolhido para realização dos ensaios dilatométricos (A+T+TC+R).	14
Figura 7 - Ciclo térmico aplicado no primeiro grupo de 3 discos (A+T+TC+R).	14
Figura 8 - Ciclo térmico aplicado no segundo grupo de discos (A+T+R+TC+R).	15
Figura 9 - Esquema de câmara isolada para tratamento criogénico	16
Figura 10 - Representação esquemática do ensaio de desgaste	17
Figura 11 – Máquina de ensaio Pino sobre Disco: 1) Local de aplicação de pesos; 2) Alavanca; 3) Célula de carga; 4) Suporte para discos; 5) Entrada de ar quente; 6) Termopar; 7) Cabeça e zona de colocação do pino.	18
Figura 12 - Detalhe do equipamento de ensaio de desgaste: a) suporte do rolamento, b) contacto do rolamento com o disco e termopar.	19
Figura 13 – Exemplo da medição de pistas. Nesta imagem existem 2 locais de maior desgaste com uma largura total de 99,33 μ m.	19
Figura 14 - Exemplo da medição de uma calote esférica. a) Direções de medida A e B representadas na imagens seguintes, respectivamente.	20
Figura 15 - Esquema da interface disco esfera. Representação do efeito negativo da esfera no disco.	20
Figura 16 - Representação esquemática da calote esférica. r é o raio da esfera, α é o raio da base da calote e h a altura da calote [28].	21
Figura 17 - a) Representação das 3 primeiras leituras com orientações de 0°, 45° e 90°, Em relação à orientação das linhas de rectificação; b) perfis recolhidos das seleções anteriores.	22
Figura 18 – Perfil de rugosidade de um disco com 3 zonas de maior desgaste.	23
Figura 19 – Exemplo de topografia registada pelo rugosímetro, para uma área de 1500 \square m por 1500 \square m.	23

Figura 20 - Ciclo de um provete dilatométrico (A+T).....	26
Figura 21 - Detalhe da figura 20. Alterações de volume de duas transformações de fase.....	26
Figura 22 – Ciclo térmico completo (A+T+TC+R) aplicado num dos provetes dilatométricos.	27
Figura 23 - Detalhe da variação de volume correspondente ao início e fim da transformação martensítica, Ms e Mf respectivamente.....	27
Figura 24- Volume desgastado (mm^3), para uma distância de 500m.....	28
Figura 25 - Pista de desgaste obtida para um dos discos base, no ensaio de desgaste de 500m. Denota-se um amassamento do material e não um desgaste abrasivo.	28
Figura 26 - Volume desgastado (mm^3), para uma distância de 1000m.....	29
Figura 27 - Microdureza Vickers dos provetes dilatométricos sem e com tratamento criogénico.....	32
Figura 28 - Valores de microdureza vickers para os discos em estudo.....	33
Figura 29 - Superfícies em análise do perfil de durezas do disco (A+T+TC(4)+R).....	34
Figura 30 - Perfil de durezas na superfície 1, do disco (A+T+TC(4)+R).....	34
Figura 31 - Perfil de durezas da superfície 2 do disco (A+T+TC(4)+R).....	34
Figura 32 - Microestrutura do provete dilatométrico 2, observado com objectiva de 50x.	35
Figura 33 - a) Microestrutura do provete dilatométrico sujeito a um ciclo térmico completo (A+T+TC+R), com uma ampliação de 10000x. Destaque para austenite residual na fronteira de grão e carbonetos na matriz martensítica; b)microestrutura de um aço 80CrMo12 5 sujeito a um tratamento térmico criogénico [4].....	36
Figura 34 - a) Microestrutura do disco (A+T+TC(4)+R), com uma ampliação de 1000x. Destaque para placas de austenite (fase branca), numa matriz martensítica; b) Microestrutura de um aço 80CrMo12 5 sujeito a um tratamento térmico sem criogenia, ampliação 5000x [4].....	36
Figura 35 - Microestrutura do provete dilatométrico sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC+R), atacado com picrato de sódio. Destaque para os carbonetos presentes na matriz e nas fronteiras de grão (a escuro), ampliação 10000x.	37
Figura 36 - Microestrutura do disco (A+T+TC(4)+R), com destaque para uma das muitas fissuras encontradas na superfície do disco, ampliação 5000x.	38

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais elementos químicos presentes no aço utilizado nos ensaios.	12
Tabela 2 – Resumo do ciclos de tratamento térmico impostos aos discos em estudo	15
Tabela 3 - Análise dos perfis de desgaste para cada um dos discos ensaiados numa distância de desgaste de 1000m, relacionando as várias zonas de desgaste, a relação altura/largura de cada uma das zonas, a largura total da pista e o volume da calote desgastada, com os diferentes tratamentos térmicos.....	30
Tabela 4 - Valores do coeficiente de desgaste, através da aplicação da fórmula de Archard (SI).....	31

1. OBJECTIVO

A presente tese de mestrado surgiu de uma colaboração entre a empresa F. Ramada, o Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto e o Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. O principal objectivo desta colaboração visou estudar a influência do tratamento criogénico na melhoria da resistência ao desgaste do aço 16MnCr 5 cementado, usado no fabrico de engrenagens.

2. INTRODUÇÃO

Há mais de 30 anos que foi provado que o arrefecimento de um aço até temperaturas negativas causa uma formação adicional de martensite e por conseguinte diminui a quantidade de austenite residual. Para além deste principal efeito foi provado também que há precipitação de finos carbonetos na matriz e ainda o alívio de tensões residuais [1-3].

No entanto, este conceito de tratamento criogénico foi posto em dúvida várias vezes pela comunidade científica, como por exemplo por Nilsen e Dowdell que afirmavam que os aços rápidos não experienciavam esta transformação [2, 4]. Foi também considerado um tratamento térmico que poderia melhorar rapidamente as propriedades de um aço ao qual foi aplicado um ciclo térmico mal executado [1]. Na realidade, o tratamento criogénico não é aplicado pela indústria metalúrgica em grande escala devido à falta de conhecimento científico sobre qual o melhor procedimento para cada aço em particular e ainda devido à elevada variedade de procedimentos e resultados publicados sobre esta matéria, nomeadamente qual a lei óptima de arrefecimento até temperaturas criogénicas, qual o tempo óptimo de criogenia que deve ser aplicado no aço e qual a temperatura óptima de criogenia [1, 5].

A necessidade de desenvolver ferramentas mais resistentes, capazes de cortar outros materiais de trabalho resistentes e a procura do desenvolvimento tecnológico por maior produtividade e menores custos fez com que se prestasse mais atenção ao tratamento criogénico [6]. Este tratamento atingiria então um dos objectivos pretendidos, aumentar a resistência ao desgaste e resistência mecânica por consequência de três principais efeitos: completar a transformação martensítica, promover a precipitação uniforme de finos carbonetos e dispersar as tensões residuais [7]. Os resultados podem ser surpreendentemente bons, dependendo da aplicação. Existem bibliografias que apontam para uma aumento de vida das ferramentas de 92 para 817% depois de terem sido tratadas a -196°C [6]. No caso particular de aços cementados um dos autores citados, Bensely [8], aponta para um aumento em 372% na resistência ao desgaste quando o aço é tratado criogenicamente. Existe no entanto um autor, Preciado [9], que contrapõe essa melhoria apresentando resultados de resistência ao desgaste de -20%, sendo por isso necessário continuar o desenvolvimento da investigação deste tema para chegar conclusões e processos que possam realmente apoiar ou recusar a teoria de que o tratamento criogénico é uma excelente aposta no combate ao desgaste de aços.

Um dos principais motivos para o aumento da resistência ao desgaste e dureza nos aços tratados criogenicamente é a presença de martensite na matriz. A temperatura a que a transformação da martensite se inicia durante o arrefecimento contínuo é designada por M_s e depende da composição inicial da austenite, da quantidade de carbono e dos elementos de liga [2, 10]. A figura 1 mostra que M_s diminui significativamente com o aumento da quantidade de carbono em ligas ferro-carbono e aços ao carbono. Para aços com teores de carbono na ordem dos 0,8% a temperatura M_s encontra-se perto dos 250° C. A diminuição de M_s ocorre também com o aumento de elementos de liga [10].

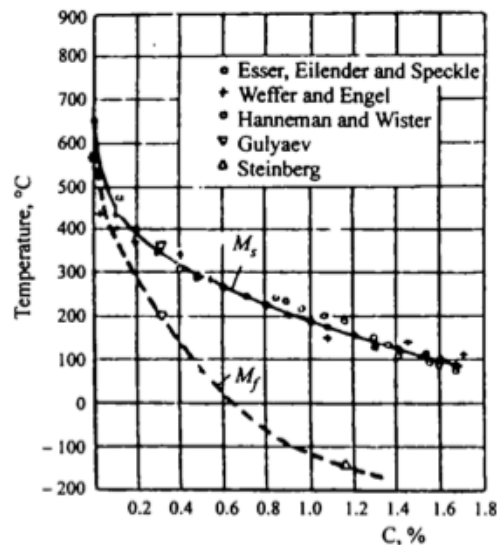


Figura 1 - Temperatura de início de transformação martensítica (M_s) e fim de transformação (M_f), dependem do teor em carbono [2].

Da mesma forma que acontece para M_s , a temperatura de fim de transformação da martensite (M_f) também varia de acordo com a composição química do aço em estudo.

Uma característica geral da transformação martensítica é que a quantidade de martensite formada depende primariamente da temperatura que a peça atinge no arrefecimento e não do tempo em que a peça está à temperatura de transformação. Em alguns aços altamente ligados, as quantidades substanciais de martensite podem formar-se a temperaturas abaixo de zero [10].

A temperatura M_f , pode ser calculada recorrendo à fórmula de Koistinen e Marburguer equação (2), onde M_s é calculado segundo a fórmula de Andrews (1), em função da composição química do aço [11]:

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423 \times \%C - 30,4 \times \%Mn - 12,1 \times \%Cr - 17,7 \times \%Ni - 7,5 \times \%Mo \quad (1)$$

$$f = 1 - \exp - [0,011 \times (M_s - T)] \quad (2)$$

A martensite é um dos constituintes dos aços que contém mais carbono, em condições de equilíbrio. Para além disso, a martensite tem uma estrutura fina que contém uma alta densidade de deslocações e/ou maclas internas. A alta resistência da martensite e elevado valor de dureza (500-1010 HV), podem ser atribuídos a vários factores como o alto grau de supersaturação de carbono adquirido na martensite, geralmente considerado o factor mais importante, o tamanho de grão fino e a subestrutura fina de martensite e da presença de elementos de liga substitucionais [10].

2.1 TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITE RETIDA

Sob a ação de tensões elásticas ou deformações plásticas, a austenite retida pode transformar-se em martensite. A transformação ocorre geralmente em serviço e em peças que estejam sujeitas a altas cargas de contacto. Com a transformação da austenite retida em martensite, a dureza da superfície aumenta, há um aumento de volume e um aumento das tensões residuais à superfície. Baixar a quantidade de austenite retida geralmente tem um efeito adverso na vida da fadiga por contacto. Por outro lado, os fabricantes de peças estruturais, que procuram a máxima estabilidade dimensional, fazem um esforço para eliminar a austenite retida. À semelhança, nas aplicações que requerem a melhor resistência à indentação e para maximizar a dureza, a quantidade de austenite retida, deve ser em muito baixa quantidade [12].

As engrenagens, por exemplo, experienciam em serviço a formação de linhas de desgaste devido à carga aplicada e por esse motivo os fabricantes preferem aços com quantidades de austenite residual entre 5% e 10%, obtendo valores de dureza de 62HRC [12].

3. TRATAMENTO CRIOGÉNICO

O tratamento criogénico dos aços é considerado um tratamento suplementar, que pode ser usado para melhorar as propriedades mecânicas dos aços ferramenta e cementados. O sucesso da transformação criogénica depende apenas da temperatura negativa calculada pela fórmula de Koistinen ou detectada dilatométricamente. As temperaturas abaixo dessa, mesmo que mais negativas, não afectam significativamente o aço [2, 3, 13]. De acordo com a literatura sobre aços tratados criogenicamente, a melhoria de propriedades mecânicas pode estar associada a diferentes fenómenos:

- À transformação quase total da austenite retida em martensite;
- Precipitação dispersa de finos carbonetos;
- Remoção das tensões residuais aquando precipitação de carbonetos [3, 13].

Dependendo da temperatura mínima que atinge durante o ciclo, o tratamento a temperaturas negativas pode ser caracterizado como:

- Tratamento Subzero ou (TS), quando o metal é arrefecido a temperaturas de -80°C e depois exposto à temperatura ambiente;
- Tratamento Criogénico (TC), quando o metal é arrefecido a -180°C , ocorre um estágio a esta temperatura e é, gradualmente aquecido até à temperatura ambiente [3, 14].

Outros autores consideram o tratamento criogénico como aquele que é afectado a temperaturas abaixo dos -100°C [9, 13, 15].

Aumentar a resistência mecânica, dar maior estabilidade dimensional e microestrutural, provocando uma melhoria da resistência ao desgaste, e conseqüentemente a redução de tensões residuais, estão entre os benefícios do tratamento criogénico.

No que diz respeito ao processo do tratamento criogénico, 1h de tratamento a frio por 2,5 cm de secção é o suficiente para obter bons resultados. Para além das vantagens já mencionadas anteriormente sobre a melhoria de propriedades mecânicas, o tratamento criogénico pode ser aplicado em várias peças ao mesmo tempo, com composições diferentes e mesmo com pontos de transformação de altas temperaturas diferentes [13].

3.1 TRATAMENTO CRIOGÉNICO VS REVENIDO

O tratamento criogénico pode ser feito antes ou depois de um revenido no entanto, se for feito logo após a têmpera, oferece a melhor oportunidade para a formação do máximo de

martensite possível [2, 13]. O tratamento criogénico após têmpera poderá no entanto levar alguns aços a sofrer fissuração devido à elevada diferença de temperatura, logo é importante assegurar que o aço ou o design do produto conseguirão tolerar o tratamento criogénico. Para estes casos, os aços devem ser transferidos para um forno de revenido, quando ainda quentes, para minimizar a probabilidade de formar fissuras. Sabendo que uma das aplicações deste tratamento é melhorar a resistência ao desgaste em aços cementados alguns dos quais podem apresentar mais de 50% de austenite retida, é imperativo que não haja intervalo entre os tratamentos térmicos, principalmente do tratamento criogénico para o revenido ou a fissuração pode desenvolver-se rapidamente [13].

Quando o tratamento a frio é aplicado após o primeiro revenido, a quantidade de austenite retida que se transforma durante o tratamento criogénico pode ser consideravelmente menor do que o desejado, pois alguma da austenite pode ter sido estabilizada pelo revenido anterior ao tratamento criogénico [2, 13].

Assim, se o que se pretende obter é uma matriz com uma percentagem diminuta de austenite residual, o tratamento criogénico deve ser imposto logo após têmpera. É necessário no entanto ter em atenção às grandes diferenças de dimensão de forma a evitar as fissuras no aço.

3.2 ALIVIO DE TENSÕES

As tensões residuais existem numa estrutura sobre a qual não atua nenhuma carga externa e contribuem normalmente para a falha de peças, em serviço. Estas tensões podem ser criadas por plasticidade mecanicamente induzida, por efeitos térmicos resultantes do processo de fabrico ou por mudanças de temperatura que produzem expansão térmica e conseqüentemente um aumento de volume [16]. O aumento de volume pode acontecer em grandes áreas onde o arrefecimento é lento, formando as tensões residuais, ou em pequenas áreas cujo arrefecimento é rápido formando tensões compressivas. As tensões residuais compressivas são benéficas num material cuja aplicação obrigue a ter uma grande resistência à fadiga e ao desgaste. A temperaturas criogénicas a transformação da austenite retida para martensite será maior e irá induzir mais tensões compressivas residuais [13, 17].

A utilização do tratamento criogénico provou ser também benéfica devido alívio de tensões de peças uma vez que quando o material atinge a temperatura de -84°C , e todo o material sofre a criogenia, a expansão que se dá no núcleo é de alguma forma equilibrada pela expansão da capa exterior [13, 17].

4. DESGASTE

Uma forma de caracterizar um material quanto às suas propriedades tribológicas é através de ensaios de desgaste. O desgaste é um dos três problemas mais encontrados em ambiente industrial e, quando presente, reduz a eficiência de produção aumentando a perda de energia, o consumo de óleo e a taxa de substituição de componentes. O desgaste é definido como uma perda progressiva de material de uma superfície, devido ao movimento ao longo de duas superfícies em contacto e está intimamente relacionado com mais dois dos temas que constituem o estudo da tribologia, a lubrificação e o atrito.

As situações de desgaste mecânico podem ser divididas em quatro grandes categorias de desgaste: abrasivo, por erosão, por fadiga e adesivo[18]. O desgaste abrasivo é definido como o desgaste que ocorre quando pequenas partículas ou protuberâncias são colocadas em contacto forçado contra uma superfície, e é geralmente causado por partículas não-metálicas. Este tipo de desgaste é normalmente encontrado na indústria mineira, agricultura e noutras atividades industriais que lidem com minerais[12, 19, 20]. O desgaste por erosão acontece quando partículas pequenas e sólidas embatem repetidamente e com velocidades superiores a 1m/s contra um material. É um tipo de desgaste bastante prejudicial quando presente em algumas aplicações como turbinas e válvulas [20]. O desgaste por fadiga acontece após ciclos de carga repetitivos entre duas superfícies. Numa primeira fase causa deformações na superfície que levam, posteriormente, à fissuração [12, 21]. No que diz respeito ao desgaste abrasivo, é o tipo de desgaste mais facilmente detetado num sistema mecânico em movimento, como acontece nas engrenagens e, por isso, neste trabalho focamos em particular o desgaste adesivo e o seu impacto nos aços através de um ensaio pino-disco [19-21].

4.1 ENSAIO PINO-SOBRE-DISCO

Segundo a norma ASTM G99-05, o ensaio pino-disco é utilizado para determinar o desgaste de dois materiais diferentes numa condição de deslizamento não abrasiva. Um dos materiais servirá como pino, com uma ponta arredondada e é posicionada perpendicularmente e fixado contra um disco plano. A máquina de pino disco fará com que ou haja movimento rotativo no disco ou no pino sendo que, de qualquer das formas, o caminho de deslizamento é um círculo na superfície do disco. A figura 2 mostra um desenho esquemático de um sistema de desgaste pino-sobre-disco e consiste num suporte rotativo onde o disco com um diâmetro D é colocado, um braço articulado que fixa o pino e pesos que forçam o pino de diâmetro d a

estar em contacto com o disco, numa carga controlada, F . O raio entre o centro do disco e o pino está representado por R e é importante na medida em que será uma referência da localização da marca de desgaste - a pista de desgaste, de onde é retirado o valor de desgaste do material[22].

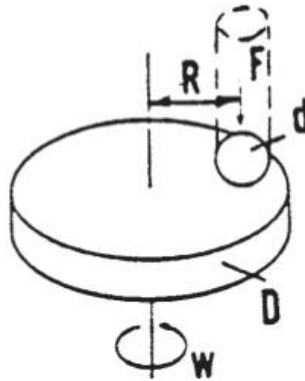


Figura 2 - Esquema de um ensaio pino disco. R- raio de ensaio; F- carga aplicada; d-diâmetro do pino; W- velocidade de rotação; D - diâmetro do disco[22].

A quantidade de desgaste de qualquer conjunto de dois materiais a ensaiar irá depender de um variado número de factores como a carga aplicada, as características da máquina, a velocidade de deslizamento, a distância de deslizamento, a atmosfera em que é executado e o lubrificante adicionado. O valor do ensaio de desgaste está então na predictibilidade, uma vez que é possível prever a posição de um material em relação a outro no que toca ao desgaste [22].

O cálculo dos resultados de desgaste obtidos no ensaio pino-sobre-disco devem ser reportados em perda de volume (mm^3) ambos para o pino e para o disco, separadamente. Em termos gerais, a maneira mais fácil de determinar o desgaste é medir a perda de massa, mas é também o método mais grosseiro. A perda de massa deve ser suficiente, para não ser influenciado pelos óleos, pó ou outras partículas, caso contrário deve ser adoptado outro método de medida como o estudo das crateras e rugosidades obtidas, sendo que este é um método mais sensível [23].

Para o cálculo de desgaste que não utiliza a massa como principal medida, são adoptados outros métodos. O desgaste do pino passa normalmente por usar relações geométricas apropriadas, justificando sempre a utilização destas com a geometria obtida do pino. No caso do disco são medidas as "cicatrices" de desgaste ou as pistas de desgaste que é

a marca que se formou na superfície do disco aquando o deslizamento do disco, e fica a R milímetros do centro do disco, vide figura 2 [22].

Para determinar a forma exata das superfícies de desgaste pode ainda utilizar-se a perfilação, criando perfis da superfície de desgaste e através disso calcular o volume de material perdido devido ao desgaste, uma vez que com os perfis gerados é também possível obter informações de áreas do perfil, profundidade máxima atingida e largura da pista de desgaste [22].

4.2 DESGASTE ADESIVO

Numa escala microscópica, as superfícies do metal em contacto e deslizamento nunca são lisas. Apesar da rugosidade da superfície ser apenas de alguns micrómetros, existem sempre asperezas e vales presentes como se representa esquematicamente na figura 3.

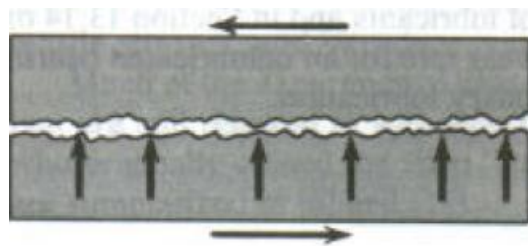


Figura 3 - Imagem aproximada de duas superfícies de atrito "lisas" [24].

Desde que a pressão de contacto e o aquecimento por atrito do deslizamento sejam concentrados em pequenas áreas de contacto indicadas pelas setas na figura 3, formam-se as condições necessárias para ocorrer soldadura nessas áreas. Apesar de haver fusão e soldadura nesses pontos há também uma quebra devido à tensão de corte destas uniões para que o movimento relativo das superfícies continue [24].

O desgaste abrasivo está ligado à equação de Archard que nos pode dar o coeficiente de desgaste ou também denominada constante de Archard. O coeficiente de desgaste é um valor unidimensional que é tipicamente definido como o factor de proporcionalidade k na fórmula de desgaste de Archard [23]:

$$V = \frac{kWS}{3H} \quad (3)$$

onde V é o volume de desgaste em m^3 , W é a carga aplicada em Newtons, S é a distância de deslizamento em metros, H é a dureza em N/m^2 e k é o coeficiente de desgaste. A constante k é um valor adimensional e sempre menor que 1. A equação de Archard é largamente utilizada pela sua simplicidade e também porque permite quantificar a severidade do desgaste, em diferentes sistemas, pelo coeficiente k [23, 24].

4.3 COEFICIENTE DE ATRITO

O atrito é a resistência ao movimento que acontece quando dois corpos em contacto são forçados a mover um relativamente ao outro. Em maquinaria em movimento, como acontece para o caso das rodas dentadas, o atrito é responsável pela dissipação e perda de muita energia [20].

Para várias aplicações é desejável que se tenham baixos valores de coeficiente atrito, como as rodas dentadas, noutros casos o objectivo é obter elevados valores de atrito, como nos travões. Em todos estes casos é necessário obter valores constantes de coeficiente de atrito, reproduzíveis e previsíveis, para que se possam desenvolver o design de componentes e máquinas que irão funcionar eficientemente e em segurança [20].

A constante de proporcionalidade é geralmente designada por μ ou f e é denominada como o coeficiente de atrito, que é a relação entre a força de atrito, F , e a carga N :

$$\mu = F/N$$

O coeficiente de atrito varia, geralmente de 0,03, para uma superfície bem lubrificada, 0,5 até 0,7 para escorregamento a seco, e valores iguais ou superiores a 5 para superfícies metálicas limpas e em vácuo [20].

Existem vários mecanismos que estão envolvidos na geração da força de atrito, e por isso esta não depende apenas das propriedades dos materiais, mas depende também de outros factores como a composição do material, a temperatura da região interfacial, a natureza do movimento, a presença ou ausência de óxidos, filmes adsorvidos ou da rugosidade superficial [20, 25].

As listas existentes de valores de coeficiente de atrito para certos materiais, baseiam-se na compilação de medidas produzidas numa variedade de condições de teste. Para um aço duro contra um pino de aço duro, como é o caso do tratado neste trabalho, o coeficiente de atrito tem valores de referência de 0,029-0,12 [20, 25].

5. TRABALHO EXPERIMENTAL

5.1 MATERIAIS UTILIZADOS

O material em estudo neste trabalho foi um aço 16MnCr 5 cementado, cedido pela empresa F. Ramada, cujos principais elementos químicos são apresentados na tabela 1. As principais aplicações deste aço são, por exemplo, engrenagens, cambotas e rótulas de direção [26].

Tabela 1 – Principais elementos químicos presentes no aço utilizado nos ensaios.

Liga	%C	%Si	%Mn	%Cr
16 MnCr 5	0,16	≤ 0,40	1,15	0,95

Consoante o ensaio a estudar o aço foi fornecido em diferentes formas:

- Para os ensaios dilatométricos, foram usados provetes dilatométricos com um comprimento de 12mm e diâmetro de 2mm, aproximadamente.
- Para os ensaios de desgaste, utilizaram-se 6 discos com 80mm de diâmetro e 10 mm de espessura. Os discos foram rectificadas dos 2 lados, para adquirirem a forma que se pode observar na figura 4, dando assim a possibilidade de serem ensaiados dos dois lados. Foram ainda utilizados 2 discos base com uma espessura de 5 mm em que apresentavam apenas uma superfície para ensaio.

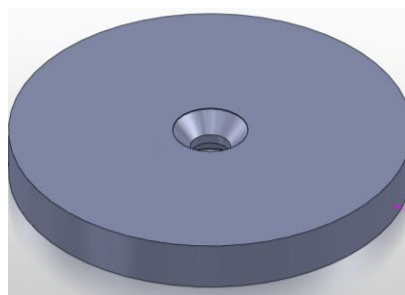


Figura 4 – Exemplo de disco utilizado para ensaios de desgaste.

Todos os provetes para estudo foram ainda sujeitos a um tratamento térmico de cementação, em 8 passos descritos na figura 5, que aumentou a percentagem de carbono à superfície da peça para valores aproximados de 0,8%. No caso dos provetes dilatométricos o tratamento térmico de cementação foi realizado de forma a atingir o núcleo do provete para poder simular apenas a capa cementada das engrenagens.

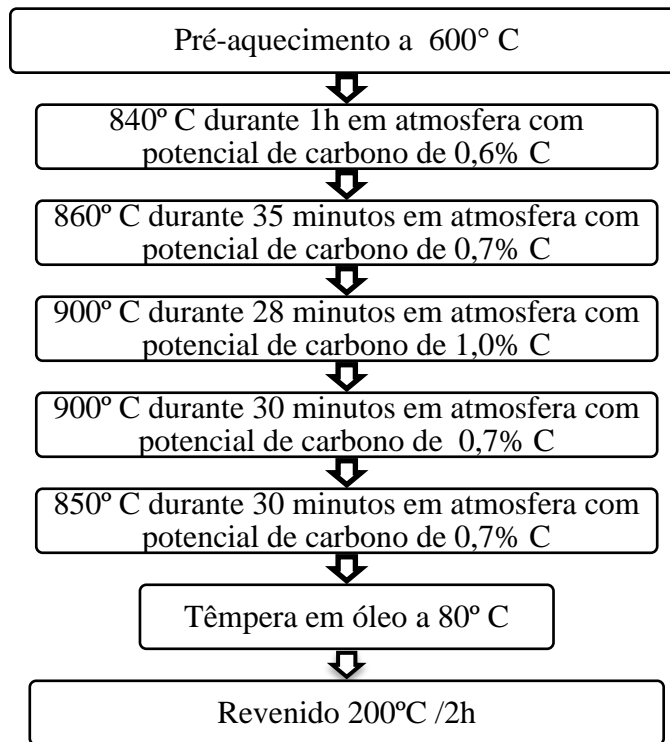


Figura 5 – Etapas de cementação dos discos em estudo.

Depois da cementação e antes de utilizar os discos, estes foram rectificados de novo de forma a obter uma superfície com uma rugosidade menor que 0,5 μm .

5.2 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

Com o objectivo de determinar a temperatura de transformação final da martensite e validar os ciclos de tratamento criogénico a aplicar posteriormente nos discos em estudo, foram realizados ensaios dilatométricos no equipamento de dilatometria Adamel Lhomargy DT1000.

Baseado em algumas referências bibliográficas [3, 8, 27], foi escolhido um ciclo térmico que é composto por três principais etapas, austenização, têmpera, tratamento criogénico e revenido (A+T+TC+R), como se representa na figura 6.

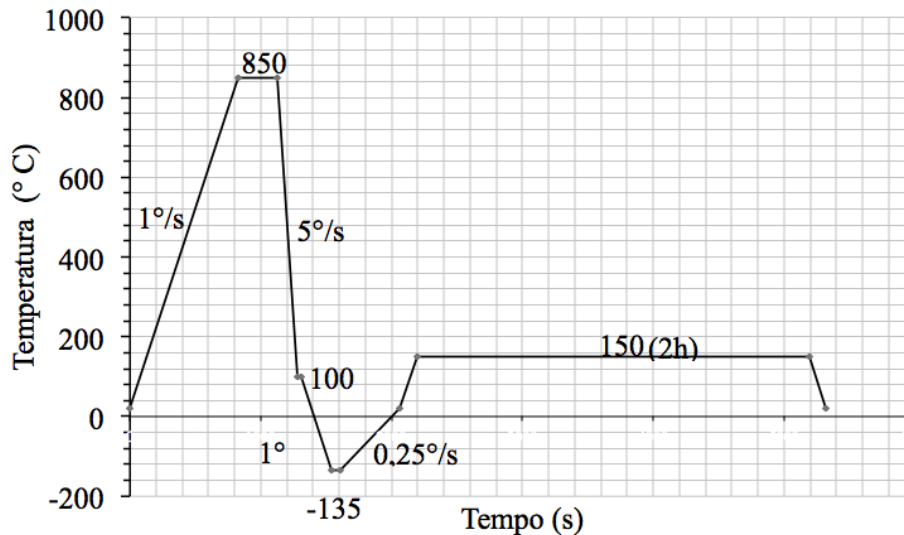


Figura 6 - Ciclo térmico escolhido para realização dos ensaios dilatométricos (A+T+TC+R).

O arrefecimento rápido necessário à concretização do ciclo térmico, foi realizado com um fluxo hélio que era injetado diretamente na câmara. Para atingir a temperatura de -145°C , foi injetado na superfície do provete hélio arrefecido em azoto líquido.

5.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os discos foram divididos em dois grupos, constituídos por 3 discos cada, e sujeitos a diferentes ciclos de tratamento térmico. O primeiro grupo foi sujeito a austenização, têmpera, tratamento criogénico com diferentes tempos de estágio (¼ h, 4 h e 36 h) e um último revenido (A+T+TC+R), como é representado na figura 7.

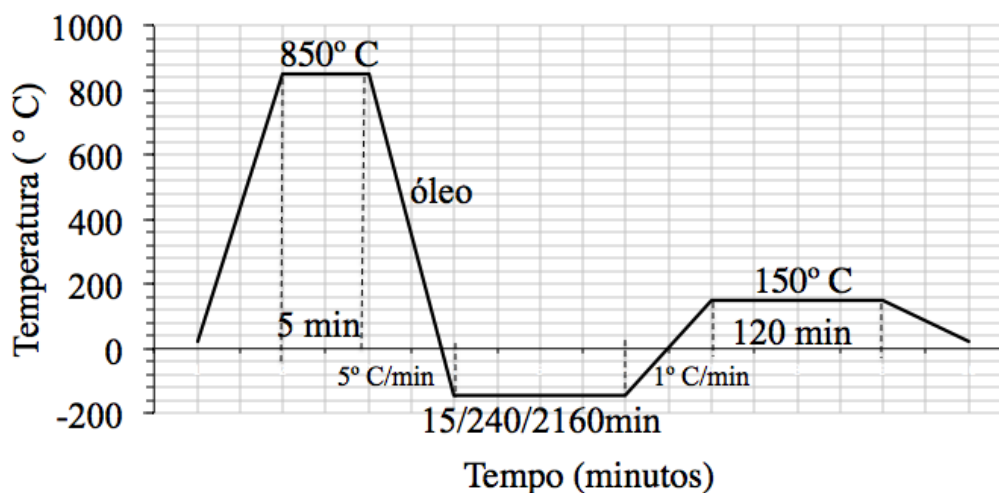


Figura 7 - Ciclo térmico aplicado no primeiro grupo de 3 discos (A+T+TC+R).

O segundo grupo de 3 discos, foi sujeito a um ciclo térmico de austenização, têmpera, revenido, tratamento criogénico com os mesmos valores de tempo de estágio que o grupo anterior, e um revenido final (A+T+R+TC+R) representado na figura 8.

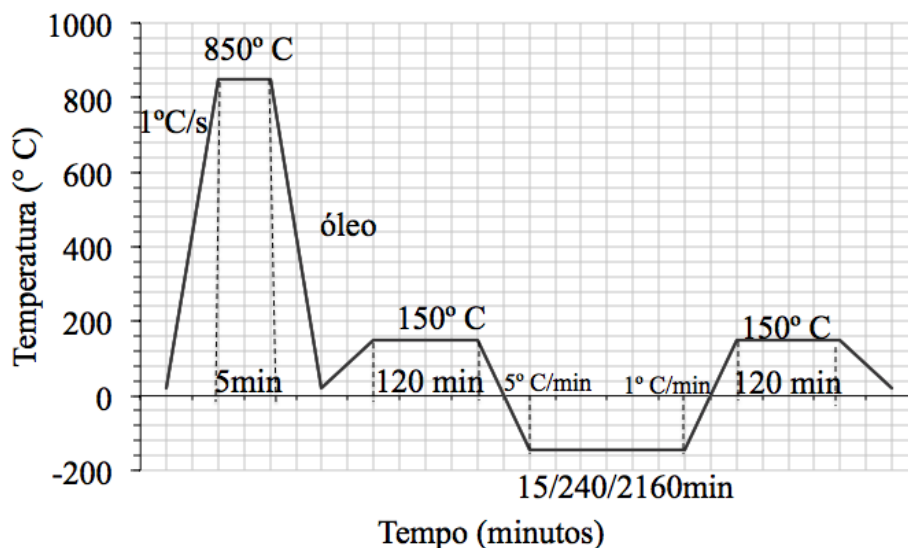


Figura 8 - Ciclo térmico aplicado no segundo grupo de discos (A+T+R+TC+R).

Como resumo, é apresentado na tabela 2 o conjunto dos discos utilizados em estudo e respectivos tratamentos térmicos.

Tabela 2 – Resumo do ciclos de tratamento térmico impostos aos discos em estudo

Disco	Tratamento Térmico	Duração do estágio criogénico
A+T+R ₁	-	-
A+T+R ₂	-	-
A+T+TC(¼)+R	Austenização a 850 °C, Têmpera em óleo, Tratamento Criogénico e Revenido	¼ h
A+T+TC(4)+R		4h
A+T+TC(36)+R		36h
A+T+R+TC(¼)+R	Austenização a 850° C, Têmpera em óleo, Revenido, Tratamento Criogénico e Revenido	¼ h
A+T+R+TC(4)+R		4 h
A+T+R+TC(36)+R		36h

Todos os tratamentos térmicos em estudo foram realizados nas instalações da empresa F.Ramada. É importante referir que os discos base não sofreram austenização e têmpera ao mesmo tempo que os grupos.

5.3.1 CÂMARA DE CRIOGENIA

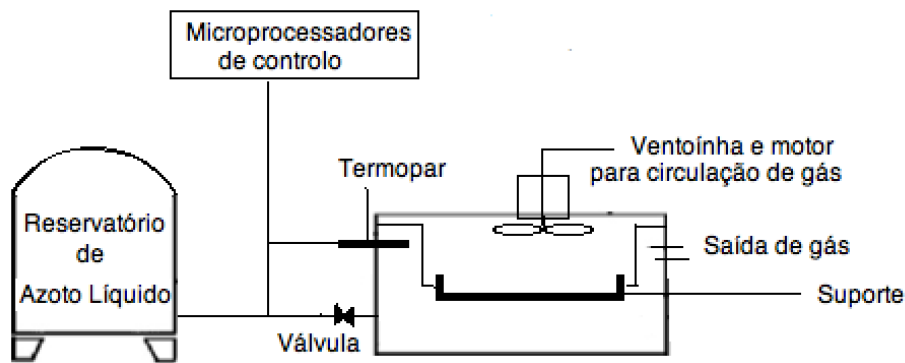


Figura 9 - Esquema de câmara isolada para tratamento criogénico

Os tratamentos criogénicos foram executados numa câmara criogénica que recebe azoto líquido de um reservatório exterior à câmara. Apesar de ser utilizado azoto em estado líquido este transforma-se rapidamente em gás dentro da câmara mantendo uma atmosfera com temperaturas criogénicas. As peças são colocadas numa cesta metálica em suspensão dentro da câmara criogénica, não entrando em contacto com o azoto líquido, e são arrefecidas com a ajuda de uma ventoinha que espalha o azoto gasoso por toda a câmara, como se representa na figura 9. Para controlar a temperatura dentro da câmara existe um termopar e uma válvula de entrada do azoto líquido ligadas a microprocessadores que regulam o arrefecimento, abrindo ou fechando a válvula de forma a ajustar a entrada de azoto líquido à temperatura programada em relação àquela efetivamente medida pelo termopar PT100.

5.4 ENSAIOS DE DESGASTE

Realizaram-se ensaios de desgaste pino-disco, num tribómetro rotativo pino-sobre-disco da marca Cameron-plint do Centro de Tribologia do Departamento de Engenharia Mecânica da FEUP, figura 11. Como pino de desgaste foi utilizado uma esfera de 12,7mm de diâmetro um aço utilizado para rolamentos com uma dureza entre 62 e 66 HRC (772-865 HV), por ensaio. As pistas de desgaste foram realizadas a 25mm do centro do disco. Foram

realizados ensaios de desgaste com duas condições diferentes e de forma a simular o tipo de desgaste que acontece em engrenagens:

- a) Inicialmente realizaram-se ensaios de desgaste com duração de 3,47 h, tempo equivalente a 500 metros. Foi aplicada uma carga máxima de 68 N (1,63GPa), uma velocidade de 0,04m/s, 10 ml de óleo sem aditivos TM 150 GALP, colocado sobre a área a desgastar. Foi ainda utilizada uma temperatura de ensaio de $80^{\circ} \text{C} \pm 3$, utilizando uma pistola de ar quente direcionada para o suporte de discos, ponto 5 da figura 11.
- b) Numa segunda fase, e de forma a aumentar o desgaste, o tempo de ensaio dobrou para 6,94 h, tempo equivalente a percorrer 1000 metros e diminuiu-se um pouco a carga para 54,2 N (1,23GPa), uma vez que poderia haver uma dispersão do óleo para zonas que não a zona de contacto, fazendo com que o desgaste se fizesse a seco. Todos os outros parâmetros se mantiveram iguais.

Para a realização do ensaio de desgaste o disco é fixado num suporte através de um parafuso e é neste suporte que é aplicada a velocidade de rotação pretendida. O pino é colocado a 90° com o disco, como é representado na figura 10, e mantêm-se fixo até ao final do ensaio. A carga é aplicada através de pesos, diretamente acima do pino.

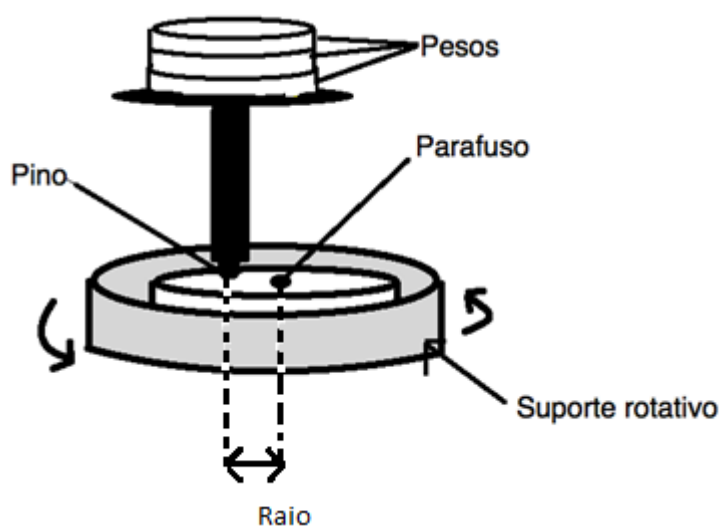


Figura 10 - Representação esquemática do ensaio de desgaste

Antes de qualquer ensaio, os discos foram limpos com um solvente orgânico para retirar qualquer gordura remanescente. Durante o ensaio, foram registados o coeficiente de

atrimento, a temperatura, o tempo e a distância percorrida. No final de cada ensaio, os discos foram limpos novamente com solvente orgânico para analisar as pistas de desgaste obtidas.

5.4.1 EQUIPAMENTO DE ENSAIO DE DESGASTE

O equipamento utilizado para os ensaios de desgaste não é um equipamento normalizado, no entanto segue algumas linhas de normas de desgaste como a norma ASTM G99-05, principalmente no que diz respeito ao mecanismo de funcionamento, condições de ensaio e informações recolhidas. Na figura 11 é possível identificar as diferentes partes do equipamento para ensaio de desgaste.

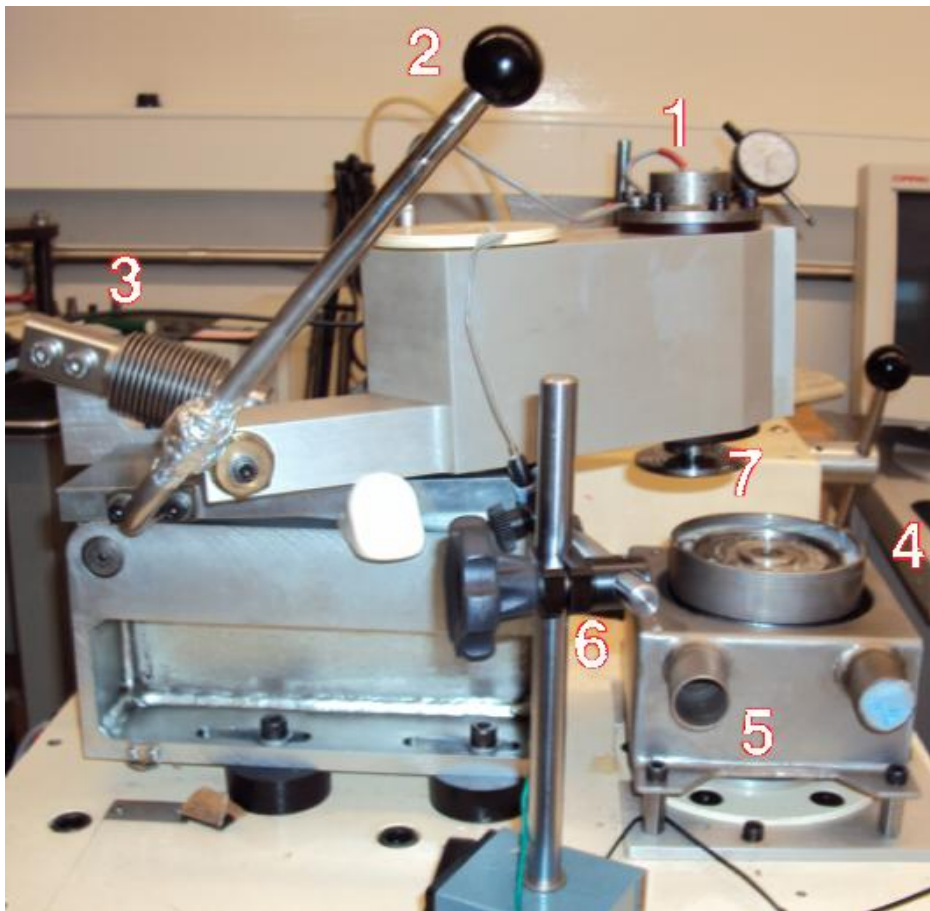


Figura 11 – Máquina de ensaio Pino sobre Disco: 1) Local de aplicação de pesos; 2) Alavanca; 3) Célula de carga; 4) Suporte para discos; 5) Entrada de ar quente; 6) Termopar; 7) Cabeça e zona de colocação do pino.

Com maior detalhe, é possível observar o suporte para o rolete utilizado como pino de desgaste, figura 12 a) e o início do ensaio figura 12 b) com destaque para outro termopar acoplado à cabeça do equipamento.

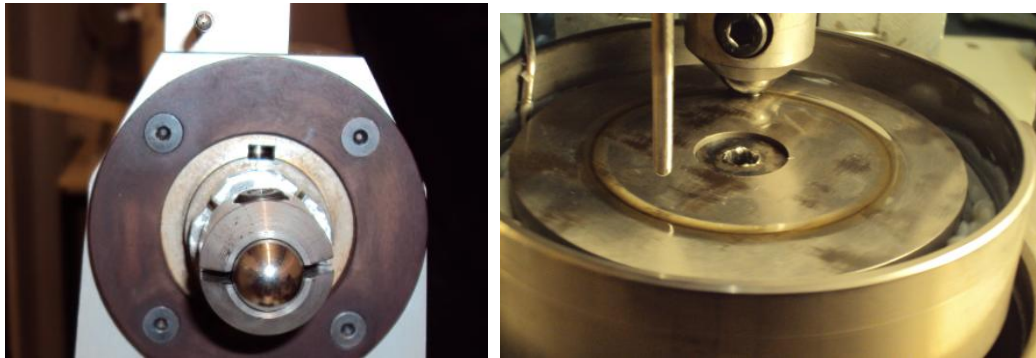


Figura 12 - Detalhe do equipamento de ensaio de desgaste: a) suporte do rolamento, b) contacto do rolamento com o disco e termopar.

5.5 ANÁLISE DE SUPERFÍCIES DE DESGASTE

As pistas de desgaste, foram observadas e medidas em microscópio óptico. É considerada uma pista de desgaste, a largura total de todas as crateras em que há uma grande evidência de desgaste ou seja, uma zona de profundidade superior à superfície de rectificação. Na figura 13 é possível ver um exemplo da medição da pista de desgaste de um dos discos ensaiados. São 2 as zonas de maior desgaste com 68,89 μm e 29,44 μm de largura que perfazem um total de pista desgastada de 99,33 μm .

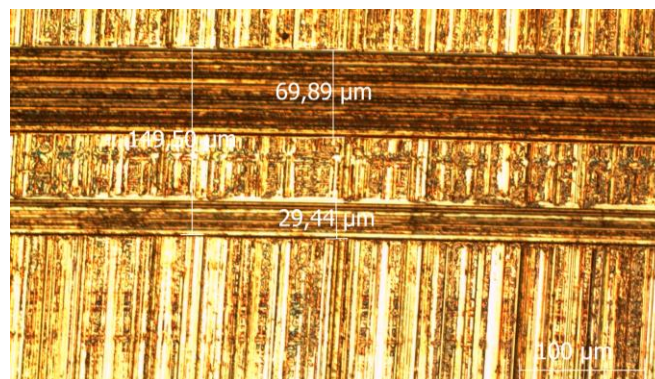


Figura 13 – Exemplo da medição de pistas. Nesta imagem existem 2 locais de maior desgaste com uma largura total de 99,33 μm .

Para podermos observar com mais detalhe as pistas de desgaste, alguns dos discos foram sujeitos a uma observação em microscopia electrónica de varrimento, num microscópio SEM ambiental (ESEM), do CEMUP. Foi realizada uma análise química a um dos discos, para provar a inexistência de óxidos nas zonas de desgaste e foram registadas imagens das pistas observadas, utilizando electrões secundários.

Outra das superfícies de desgaste estudadas foi a superfície do pino. O pino em contacto com o disco irá também sofrer desgaste formando uma superfície plana e circular, como se pode ver na figura 14. O estudo destas superfícies é também uma das formas de comparação dos resultados de desgaste entre discos, comprovando ou refutando hipóteses, como por exemplo: um disco que apresente muito desgaste pode não ser considerado menos resistente ao desgaste que outros se o pino deste apresentar um desgaste ainda superior aos pinos de outros discos.

No que diz respeito às calotes desgastada da esfera, estas foram também observadas microscopicamente, medindo para cada uma o diâmetro segundo duas orientações, A e B, figura 14 a).

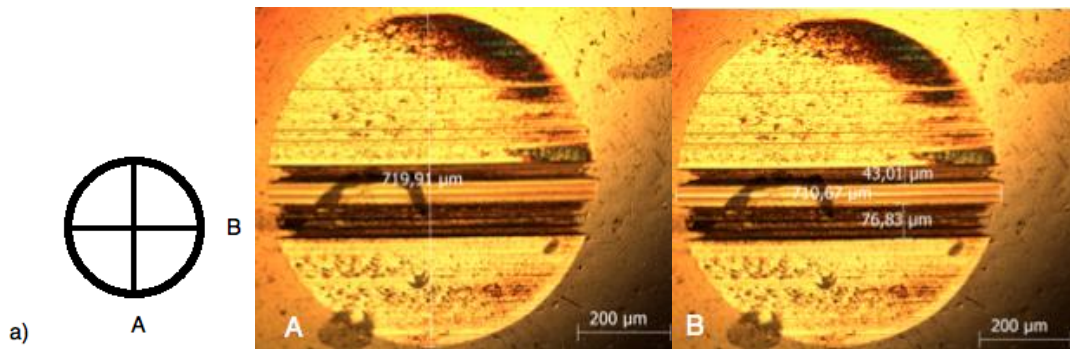


Figura 14 - Exemplo da medição de uma calote esférica. a) Direções de medida A e B representadas na imagens seguintes, respectivamente.

Considerando que as pistas de desgaste presentes no disco são o negativo daquelas que aparecem na esfera, figura 15, foi calculado o volume efetivo de desgaste da esfera. O cálculo é feito através da diferença entre o volume da calote esférica e o volume total de desgaste do disco. O volume da calote esférica é calculado através de uma função matemática da área da calote, figura 16 e equação 4 [28].

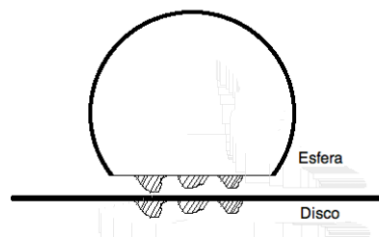


Figura 15 - Esquema da interface disco esfera. Representação do efeito negativo da esfera no disco.

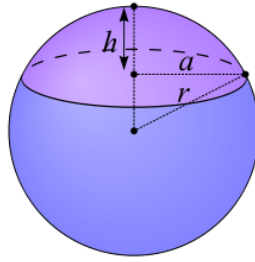


Figura 16 - Representação esquemática da calote esférica. r é o raio da esfera, a é o raio da base da calote e h a altura da calote [28].

Segundo o esquema anterior o volume da calote esférica é então retirado a partir da seguinte equação:

$$\frac{1}{6}\pi h(3a^2 + h^2) \quad (4)$$

5.6 ANÁLISE DE RUGOSIDADES E TOPOGRAFIAS

As pistas de desgaste foram analisadas através de um rugosímetro de bancada, HOMMELWERKE LV 50, com uma ponteira de contacto TKL 100/17, e uma velocidade de leitura de 0,15mm/s. Inicialmente foi registado 1 perfil de rugosidade em cada uma das diferentes posições, em relação às marcas de rectificação, como indica a figura 17 a). Cada perfil consiste na passagem do apalpador, em linha recta, sobre um comprimento suficiente que englobe a pista de desgaste e algumas décimas de mm antes e depois da pista (sabendo que a pista se encontra a 25 mm do centro do disco), obtendo picos de rugosidade nessa mesma linha.

Com uma análise aos perfis obtidos, figura 17 b), foi possível verificar que a posição 0° é a que traduz melhores resultados, uma vez que apresenta maior distinção entre os picos maiores, correspondentes à pista de desgaste, e os menores à superfície não desgastada. Desta forma, os perfis de rugosidade adquiridos, apenas se cingiram à posição 0°, obtendo 3 perfis por cada pista de desgaste, num total de 14 pistas.

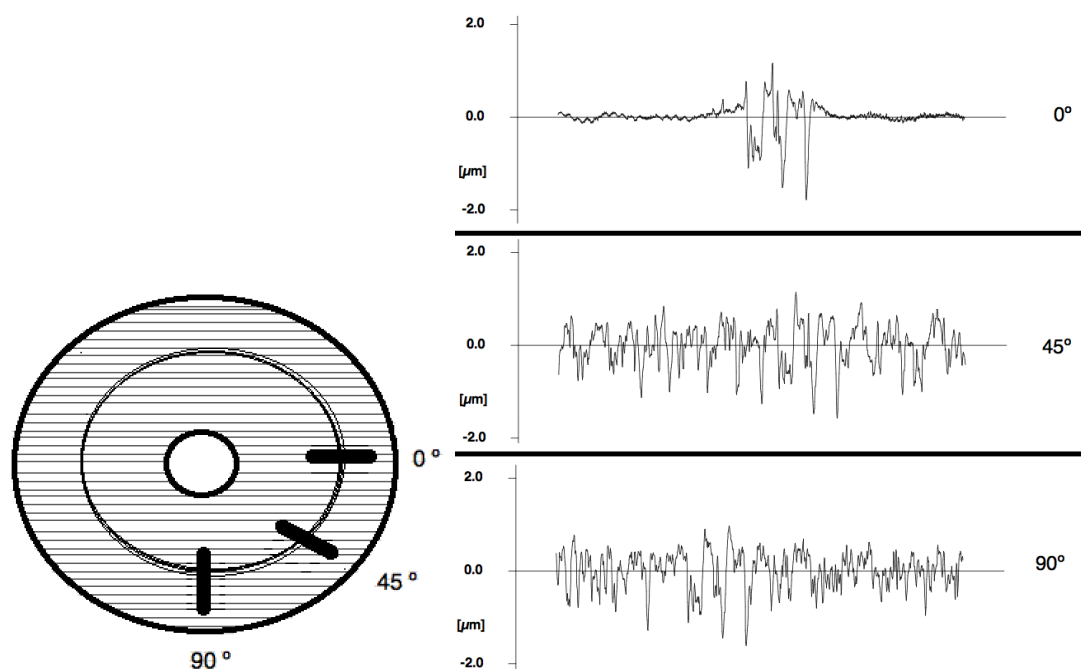


Figura 17 - a) Representação das 3 primeiras leituras com orientações de 0°, 45° e 90°, Em relação à orientação das linhas de rectificação; b) perfis recolhidos das seleções anteriores.

Por cada perfil medido com rugosímetro, é gerado um gráfico como mostra a figura 18. A partir deste gráfico, é possível retirar informações tais como: a quantidade de zonas de maior desgaste, a profundidade máxima de desgaste atingido, a altura máxima atingida, a área total desgastada no local onde foi retirado o perfil (a vermelho) e a área acima da linha de superfície (a verde). A área acima da linha de superfície ocorre geralmente de erros de leitura, aquando a passagem de um ponto de leitura com grande profundidade para o ponto seguinte à superfície da retificação. Isto ocorre porque a grande diferença de alturas leva o apalpador a saltar e registar um valor diferente do real. Assim, para retirar os valores efetivos de desgaste é necessário subtrair a área a verde, que corresponde aos erros de leitura da agulha à área a total registada no gráfico.

É ainda possível obter a informação do volume total de desgaste em todo o disco multiplicando a área pelo perímetro da pista e, retirar o coeficiente de desgaste, aplicando a lei de Archard.

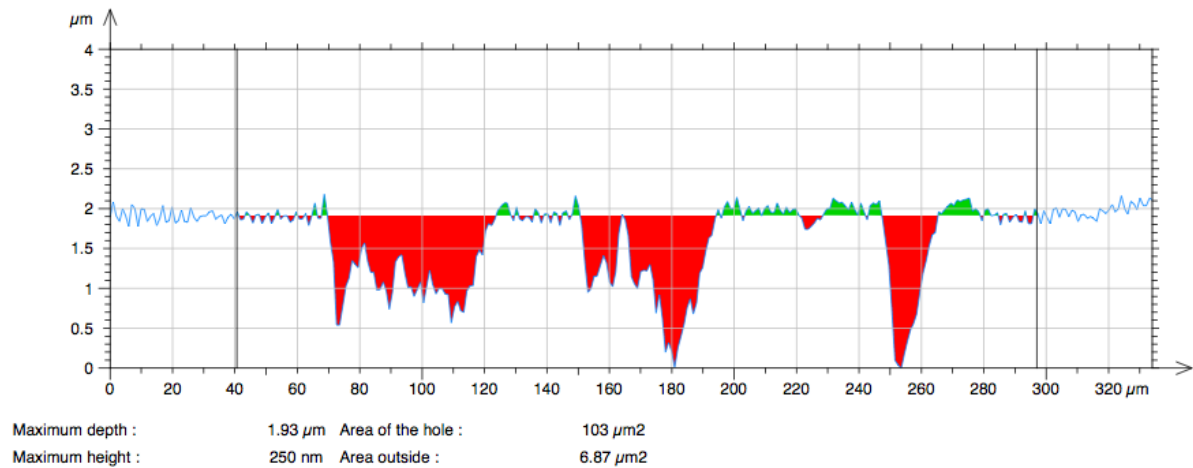


Figura 18 – Perfil de rugosidade de um disco com 3 zonas de maior desgaste.

Com o rugosímetro foram ainda analisadas as topografias de cada um dos discos, numa área de 1500 μm por 1500 μm , figura 19.

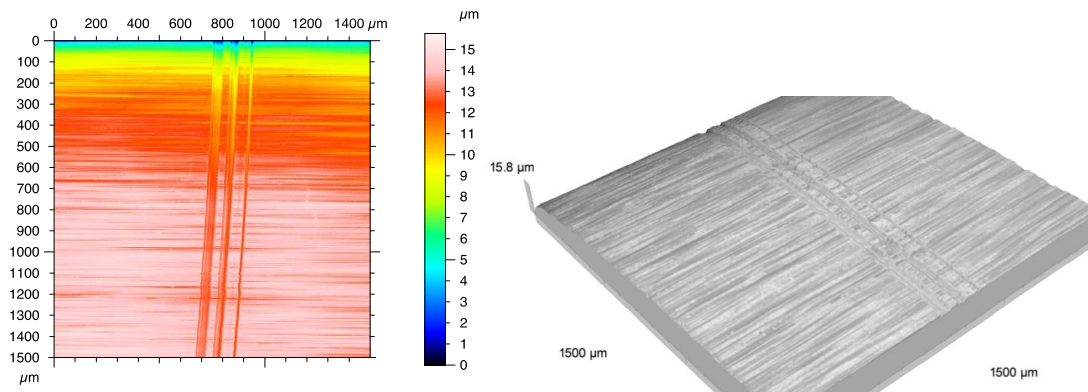


Figura 19 – Exemplo de topografia registrada pelo rugosímetro, para uma área de 1500 μm por 1500 μm .

5.7 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Os provetes dilatométricos foram montados em resina translúcida, em montagem automática a quente. Ambas as amostras montadas, assim como as amostras retiradas dos discos para análise, foram desbastadas por uma série de lixas de SiC, com a seguinte sequência de granulometrias: 180, 320, 400 e 600 mesh, em meio aquoso. Foram polidas em suspensão de diamante de 6 μm seguidos de 1 μm até que as amostras se apresentassem

espelhadas. Depois de polidas e limpas com ultrassons, foi realizado um ataque químico com reagente Nital 2% durante 2 segundos, aproximadamente [10].

Para visualização da microestrutura, foi utilizado um microscópio óptico de reflexão Zeiss-Axiovert 100A, ao qual estava acoplada uma câmara digital de modelo AXIOCAM MRC5 Zeiss, onde foram retiradas as fotomicrografias utilizadas para caracterizar a microestrutura dos provetes dilatométricos.

Como as microestruturas obtidas por microscópio óptico eram difíceis de interpretar, mesmo utilizando objectivas de 100x, foram escolhidas duas amostras representativas para observação em SEM. Foi escolhido um provete dilatométrico e um disco que apresentassem o mesmo ciclo térmico. Para esta observação, as amostras foram preparadas metalograficamente, da mesma forma que é descrito no início deste ponto.

5.8 DUREZAS

Foram avaliadas as macrodurezas e microdurezas em todas os materiais em estudo. Para o estudo das macrodurezas nos discos, utilizou-se uma máquina de ensaios de dureza Frank Weltest 38505, com o indentador Rockwell C e uma carga de 1451 N. Foram realizadas 10 indentações por cada amostra, retirando o valor de dureza diretamente da máquina. Para os mesmos discos foram ainda realizados ensaios de microdureza Vickers, com carga de 300gf durante 15 s, num equipamento de microdurezas Shimadzu, obtendo 10 indentações para cada amostra. Para a medição das diagonais recorreu-se ao microscópio Axiovert 100A da ZEISS e ao programa AxionVision 4.7. A dureza foi calculada segundo a norma NP 711-1 de 1990.

Os provetes dilatométricos foram submetidos a microdurezas num microdurímetro Duramin-1 Struers, aplicando-se uma carga de 300gf para um total de 10 indentações por provete, retirando os valores de dureza diretamente do equipamento.

6. APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para obtenção da temperatura final de transformação da martensite, para o aço em estudo, foi feito o cálculo segundo a equação de Koistinen e posteriormente confirmado pelos ensaios dilatométricos.

A temperatura M_s da capa cementada do aço 16 MnCr 5 é dada por uma equação de Andrews que combina a percentagem dos elementos químicos C, Mn, Ni, Cr e Mo com os valores da fórmula de Andrews:

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423 \times C - 30,4 \times \text{Mn} - 12,1 \times \text{Cr} - 17,7 \times \text{Ni} - 7,5 \times \text{Mo}$$

$$\Leftrightarrow M_s = 539 - 423 \times 0,8 - 30,4 \times 1,15 - 12,1 \times 0,95 - 17,7 \times 0 - 7,5 \times 0 = \mathbf{154^\circ \text{C}}$$

Através do valor de M_s encontrado pela fórmula de Andrews é então possível descobrir M_f , utilizando uma nova fórmula, a de Koistinen e Marburger. Ao dar um valor a $f(\alpha')$ que representa a percentagem de formação de martensite, e com o valor descoberto anteriormente, M_s , é possível descobrir M_f :

$$f(\alpha') = 1 - \exp[-0,011 \times (M_s - T)]$$

$$\Leftrightarrow 0,95 = 1 - \exp[-1,694 - 0,011T] \Leftrightarrow T = \mathbf{-118^\circ \text{C}}$$

Através da fórmula de Koistinen foi encontrada M_f , -118°C . No entanto para garantir uma margem de segurança, e uma vez que uma temperatura mais negativa não afecta o metal[13], os ensaios dilatométricos foram executados a -135°C de forma a ultrapassar M_f .

6.1 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

A partir do ciclo térmico escolhido, segundo a bibliografia [3, 8, 27], foi feito um primeiro ensaio dilatométrico cujo gráfico é apresentado nas figuras 20 e 21.

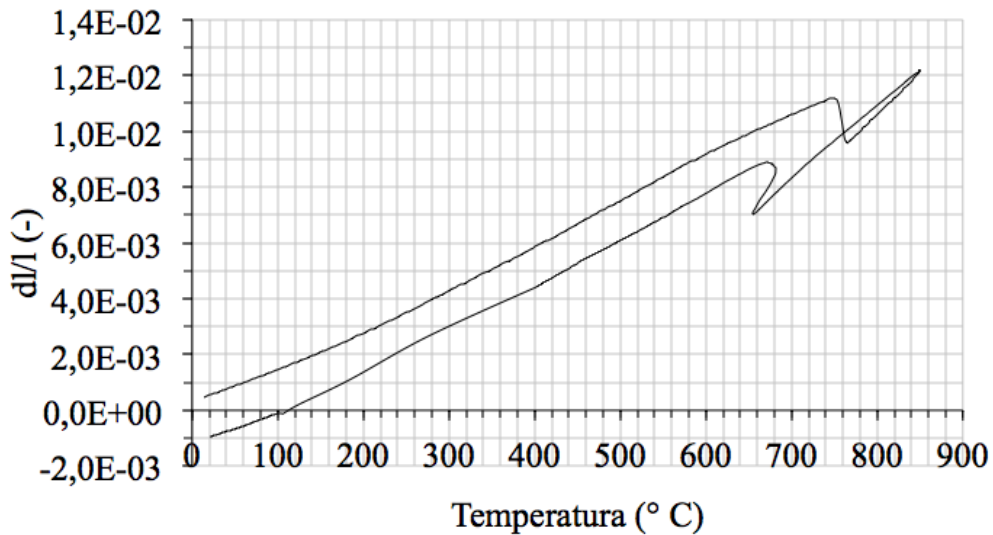


Figura 20 - Ciclo de um provete dilatométrico (A+T)

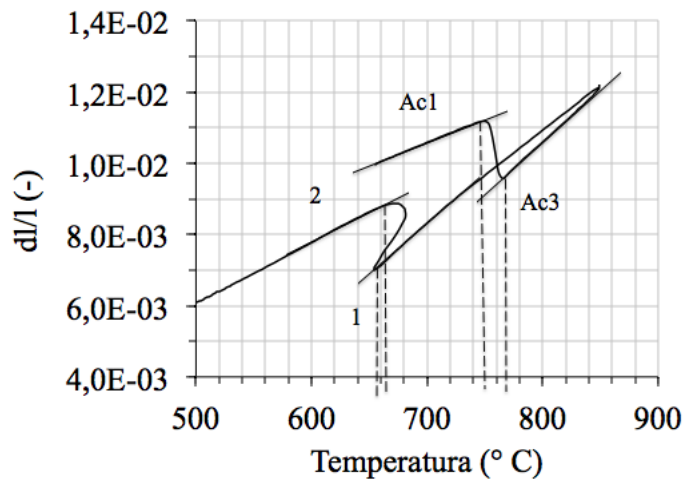


Figura 21 - Detalhe da figura 20. Alterações de volume de duas transformações de fase.

Este primeiro ensaio dilatométrico, foi sujeito a uma têmpera com uma velocidade de 5° C/s. É possível verificar através do ciclo dilatométrico que existem duas situações de alteração de volume de provete, Ac1-Ac3 e em 1-2. No primeiro caso, há uma contração do volume à temperatura de 750° C, característica da transformação da fase α em γ . É possível denotar também uma segunda transformação a cerca de 660° C, cuja gama de temperaturas e a expansão de volume apontam para a transformação perlítica. Com isto podemos observar que a lei de arrefecimento imposta (5°C/s) não é suficientemente rápida para impedir o início de transformação perlítica e por isso a lei de arrefecimento desde 850°C até aos 100°C foi alterada para os ensaios seguintes de 5°C/s para 50°C/s.

Aplicando a alteração na taxa de arrefecimento para um novo ensaio dilatométrico resultou então num novo gráfico, representado nas figuras 22 e 23.

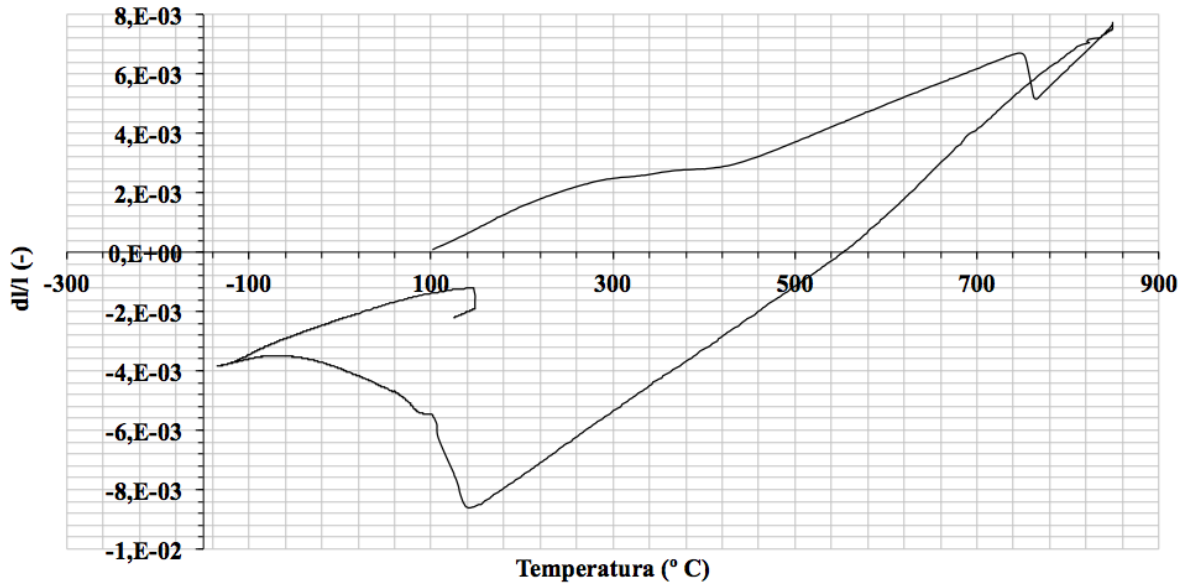


Figura 22 – Ciclo térmico completo (A+T+TC+R) aplicado num dos provetes dilatométricos.

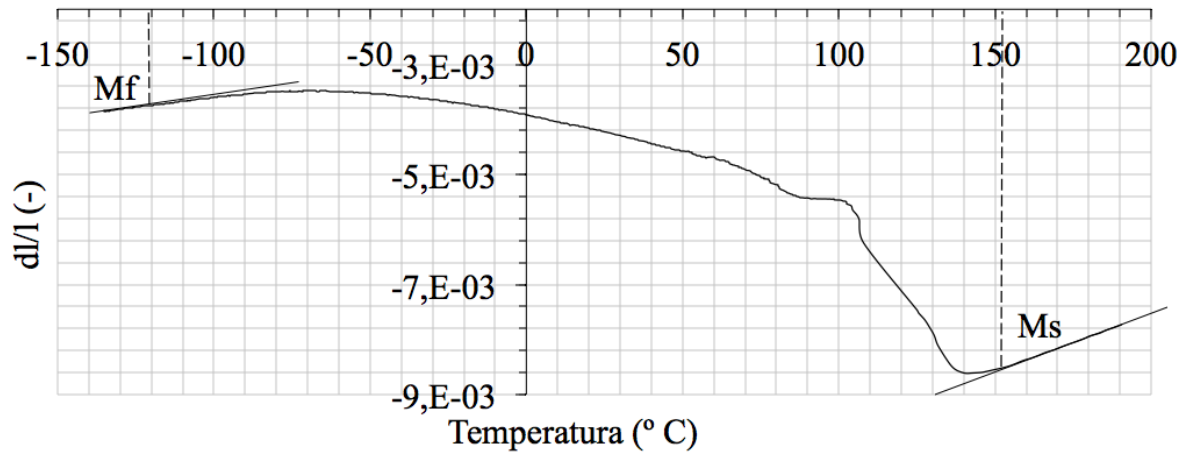


Figura 23 - Detalhe da variação de volume correspondente ao início e fim da transformação martensítica, Ms e Mf respectivamente

Através do gráfico obtido é possível verificar que o rápido arrefecimento impediu a transformação da fase perlítica e podemos reparar agora no início de uma transformação de fase a 150° C, temperatura característica do início de transformação martensítica. O fim desta transformação, segundo o gráfico, ocorreu a -120° C temperatura próxima da temperatura calculada pela fórmula de Koistinen.

6.2 DESGASTE

Em termos gerais, todos os ensaios foram realizados com o mesmo rigor, e apresentaram um coeficiente de atrito que variava entre 0,15 e 0,2, valor aceitável [20], considerando que o ensaio foi feito com aplicação de uma pequena quantidade de óleo sem aditivos.

Inicialmente realizaram-se ensaios de desgaste com um percurso de 500m, o que provou ser insuficiente uma vez que causava desgaste pouco significativo nos discos e por isso a leitura da própria pista de desgaste era difícil de realizar. O volume de desgaste tomou valores máximos de $0,023\text{mm}^3$, figura 24, o que se traduzia maioritariamente em pistas que sofreram um esmagamento e pouco desgaste e não um desgaste significativo que era o objectivo deste ensaio, figura 25.

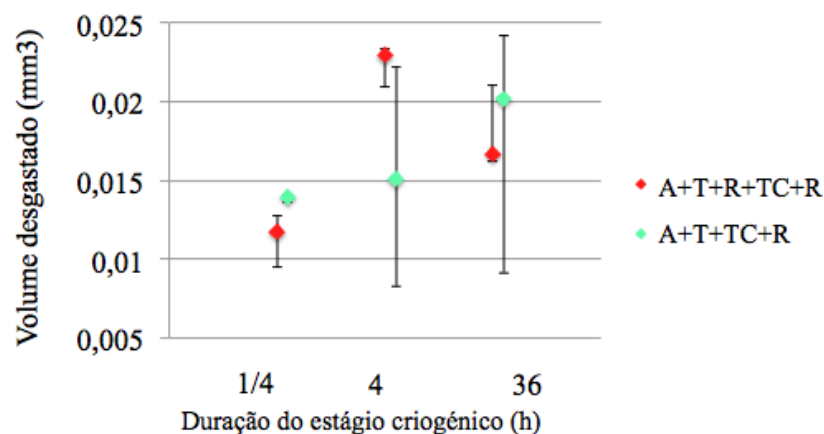


Figura 24- Volume desgastado (mm^3), para uma distância de 500m.

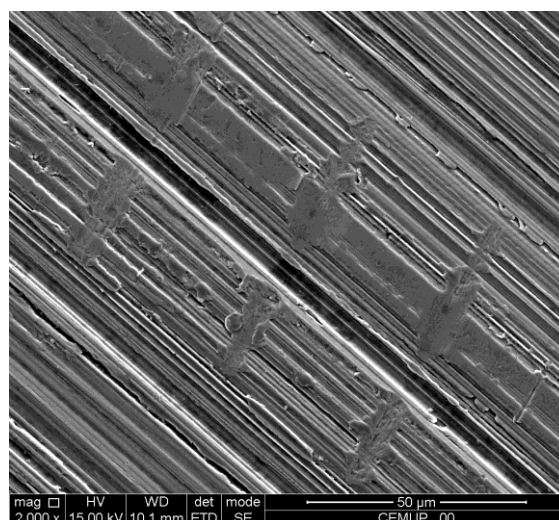


Figura 25 - Pista de desgaste obtida para um dos discos base, no ensaio de desgaste de 500m. Denota-se um amassamento do material e não um desgaste abrasivo.

Para os discos ensaiados em 1000m, figura 26, houve um maior desgaste, no entanto todos os discos tratados dos grupos A e B se inserem no intervalo de volume desgastado dos discos base.

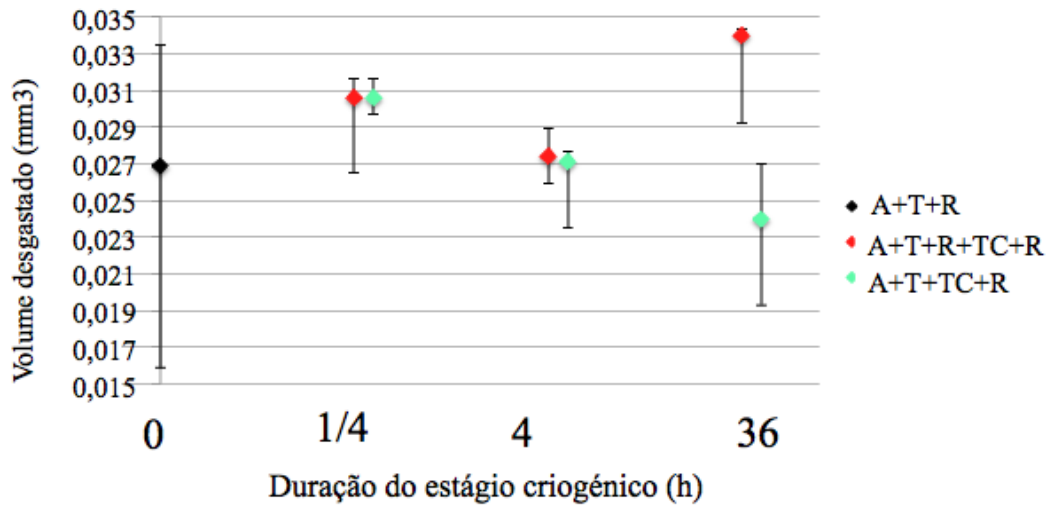


Figura 26 - Volume desgastado (mm³), para uma distância de 1000m.

O volume de desgaste não é, no entanto, o único parâmetro de avaliação. Devem ser consideradas a relação de profundidade e largura de pista, as zonas de desgaste assim como o volume desgastado da calote do pino. Essas informações podem ser encontradas na tabela seguinte.

Tabela 3 - Análise dos perfis de desgaste para cada um dos discos ensaiados numa distância de desgaste de 1000m, relacionando as várias zonas de desgaste, a relação altura/largura de cada uma das zonas, a largura total da pista e o volume da calote desgastada, com os diferentes tratamentos térmicos.

Disco	Número de zonas de desgaste	Relação profundidade/largura	Largura total pista (μm)	Volume da calote (mm^3)
A+T+R ₁	4	0,16	54,28	1,310E-03
		0,20		
		0,15		
		0,14		
A+T+R ₂	2	0,23	26,61	1,774E-03
		0,07		
(A+T+TC(1/4)+R)	2	0,06	118,05	0,681E-03
		0,06		
(A+T+TC(4)+R)	2	0,04	98,33	0,755E-03
		0,10		
(A+T+TC(36)+R)	3	0,11	88,07	0,748E-03
		0,09		
		0,12		
(A+T+R+TC(1/4)+R)	3	0,04	142,34	0,658E-03
		0,07		
		0,12		
(A+T+R+TC(4)+R)	3	0,02	152,33	0,580E-03
		0,11		
		0,15		
(A+T+R+TC(36)+R)	4	0,07	143,87	0,618E-03
		0,12		
		0,04		
		0,11		

Através da análise da tabela 3 podemos retirar algumas informações importantes. Os discos que não foram sujeitos a tratamentos criogénicos, na tabela a cinzento, apresentam maior volume de calote desgastada o que indicia uma maior dureza e resistência por parte do disco levando a esfera a desgastar-se mais. A relação profundidade/largura indica também que o desgaste foi feito a partir de zonas localizadas e não extensivamente do comprimento do pino de desgaste, como acontece para ambos os grupos (A+T+TC+R) e (A+T+R+TC+R) tratados, em que o desgaste ocorre ao longo de uma maior área, o que pode ser comprovado também pelas larguras totais de pista.

Comparando os diferentes tratamentos térmicos do grupo (A+T+TC+R) e (A+T+R+TC+R), é evidente o menor volume de desgaste da calote no grupo (A+T+R+TC+R), que foi sujeito a um revenido antes e depois do tratamento criogénico. Este menor volume de desgaste da calote está também de acordo com o maior volume de desgaste

no disco que se pode ver na figura 26, o que indica que o revenido feito antes do tratamento criogénico pode ter uma influência negativa na taxa de desgaste [29].

De entre o grupo cujos discos foram sujeitos a um ciclo térmico (A+T+TC+R), destaca-se o disco (A+T+TC(4)+R). Este apresenta menores zonas que foram desgastadas e apesar de apresentar relações de profundidade maiores do que em (A+T+TC(1/4)+R) e um comprimento total de pista de desgaste inferior a (A+T+TC(1/4)+R), é o disco em que o volume de calote desgastado é o maior. Comparando os dados anteriores com o volume desgastadas dos discos, figura 26, é também um dos dois discos que apresentam menores valores de desgaste.

Através da equação de Archard (3), encontramos o valor do coeficiente de desgaste que nos mostra a severidade de desgaste, tabela 4.

Tabela 4 - Valores do coeficiente de desgaste, através da aplicação da fórmula de Archard (SI).

Discos	k
A+T+R ₁	7,5320E-07
A+T+R ₂	0,1047E-07
(A+T+TC(1/4)+R)	9,5703E-07
(A+T+TC(4)+R)	8,3895E-07
(A+T+TC(36)+R)	8,3159E-07
(A+T+R+TC(1/4)+R)	9,6257E-07
(A+T+R+TC(4)+R)	7,7954E-07
(A+T+R+TC(36)+R)	0,1212E-07

Através da análise da tabela e, comparativamente ao que já foi dito anteriormente neste ponto, as maiores severidades de desgaste apresentam-se para os discos tratados criogenicamente, sendo que existe uma curiosidade para o disco (A+T+R+TC(36)+R) que apresenta uma menor severidade, não esperada.

6.3 DUREZAS

Antes da execução de qualquer ensaio de desgaste nos discos, e já com os tratamentos criogénicos aplicados, estes apresentavam uma dureza média de 60 Rockwell C, dureza característica de um aço cementado, mas diferente daquela apresentada por várias bibliografias que indicam valores de aproximadamente 62 Rockwell C [2, 29].

As durezas dos discos foram medidas novamente em microdureza Vickers para se poderem comparar com os provetes dilatométricos que também foram medidos em microdurezas Vickers devido à sua pequena dimensão. Os resultados dessas medições são então apresentados nas figuras 27 e 28.

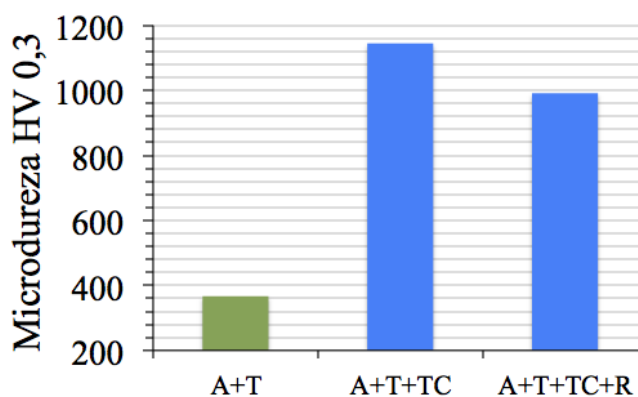


Figura 27 - Microdureza Vickers dos provetes dilatométricos sem e com tratamento criogénico.

Através da figura 27, podemos verificar que existe realmente um aumento de valores de dureza com a aplicação do TC ao aço, no entanto deve ser considerado um valor para o aço sem tratamento criogénico de valores que aumentam de cerca de 360 HV para valores à volta de 1000 HV, sendo por isso um indicativo que o tratamento criogénico funcionou para os provetes tratados com criogenia, no entanto deve ser tomado o calor de referência para um aço cementado cerca de 700 HV [29, 30], uma vez que a barra correspondente ao aço sem TC aponta para durezas inferiores, características da fase perlítica. Há ainda uma ligeira diferença de valores de dureza entre o provete (A+T+TC) e o provete (A+T+TC+R) que poderá estar ligado ao facto do provete (A+T+TC) não ter completado o ciclo térmico completo, deixando o aço sem o tratamento revenido final que poderia aliviar tensões superficiais [31] e por isso baixar a dureza, como é possível verificar no provete (A+T+TC+R).

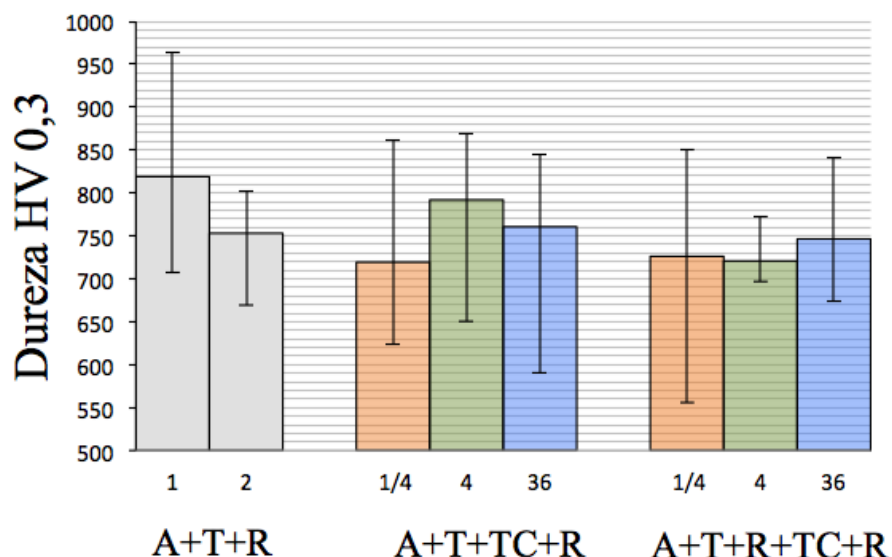


Figura 28 - Valores de microdureza vickers para os discos em estudo.

No que diz respeito aos valores de dureza dos discos, estes apresentam valores muito próximos entre os discos com TC, mesmo comparando com os discos sem TC. O valor de desvio padrão máximo para os discos sem TC é o maior valor de dureza para a totalidade dos discos, indicando que o TC aplicado nos discos dos grupos (A+T+TC+R) e (A+T+R+TC+R) não melhorou os valores de dureza do aço, podendo até ter havido uma diminuição uma vez que os menores valores de desvio padrão aparecem para os discos com TC, nomeadamente o (A+T+TC(36)+R).

Comparando os valores de microdureza do provete dilatométrico com ciclo (A+T+TC+R) com os valores dos discos do grupo (A+T+TC+R), que foram submetidos ao mesmo ciclo térmico, não há uma melhoria de dureza como acontece para o provete dilatométrico. Seria de esperar um ligeiro aumento de dureza [32, 33].

Para poder estudar a superfície do disco e na expectativa de poder encontrar respostas para os valores de dureza abaixo do esperado, para os discos tratados, foi feito um perfil de durezas para o disco (A+T+TC(4)+R), figura 29, 30 e 31 uma vez que é o que apresenta tempo médio de criogenia e o que tem o mesmo ciclo que os provetes dilatométricos. Foram medidas microdurezas com uma carga de 100g e não abaixo, pois a cargas inferiores a superfície não apresentava qualquer marca de indentação o que leva a afirmar que existiria um efeito elástico na superfície cementada. As indentações foram feitas ao longo de duas superfícies, segundo a figura 29, em que na posição 1, o comprimento aumenta da direita para a esquerda.

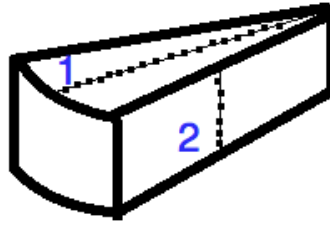


Figura 29 - Superfícies em análise do perfil de durezas do disco (A+T+TC(4)+R)

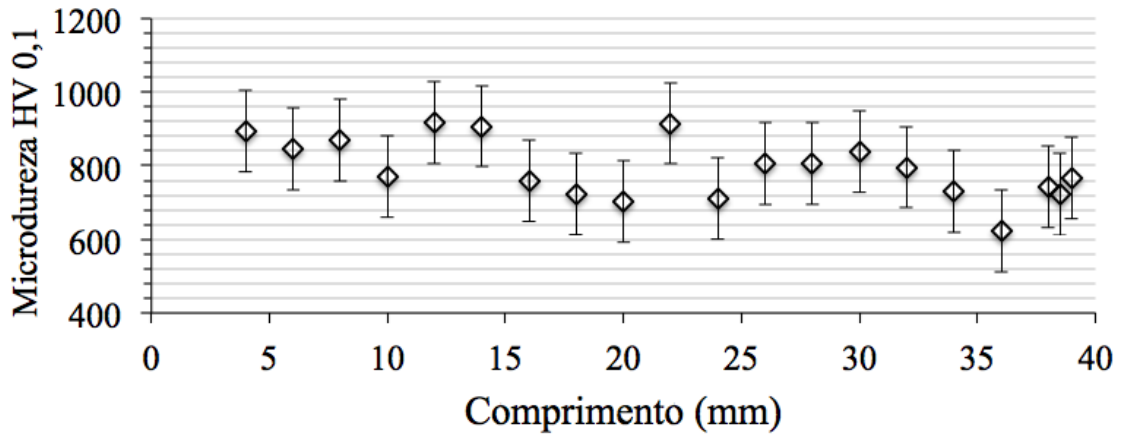


Figura 30 - Perfil de durezas na superfície 1, do disco (A+T+TC(4)+R)

O perfil de microdurezas da superfície 1 apresenta valores de dureza por volta dos 850HV, não é verificado no entanto, uma superfície homogênea como na figura 31, podendo indicar a existência de impurezas ou uma camada superficial de uma outra fase não contemplada, a ferrite. Para ter a certeza deste aspecto seria necessário observar a interface a elevadas ampliações, maiores ou iguais a 1000x.

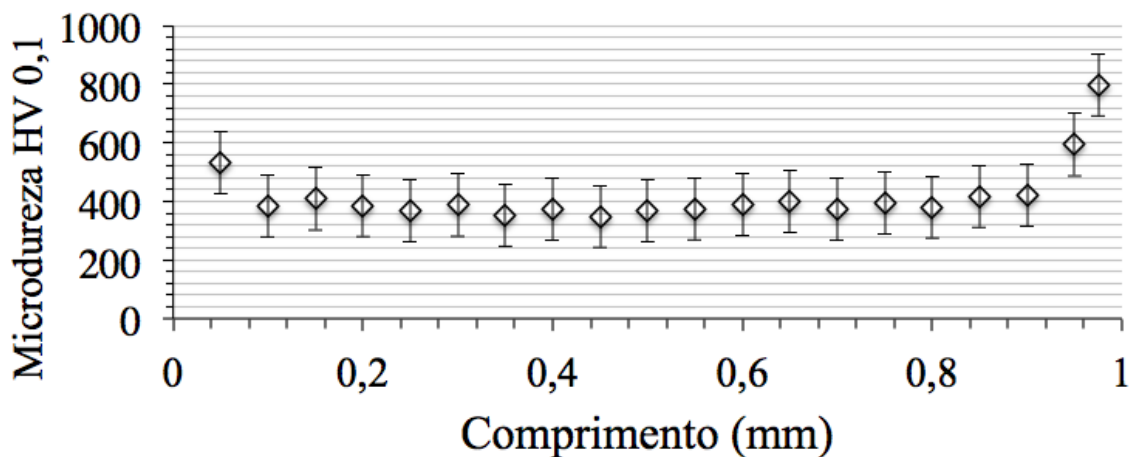


Figura 31 - Perfil de durezas da superfície 2 do disco (A+T+TC(4)+R) .

Na lateral do disco (A+T+TC(4)+R), correspondente à zona 2, é possível confirmar que o disco foi sujeito a uma cementação que alterou o valor de dureza do aço, à superfície, para cerca de 800HV, e que há uma dureza constante do material de base. Só é possível identificar os valores de maior dureza da capa cementada para comprimentos pertos de 1mm, uma vez que as indentações foram realizadas mais próximas da superfície do disco.

6.4 MICROESTRUTURAS

As microestruturas observadas a microscópio óptico revelam uma estrutura fina, em que não é possível identificar nenhum dos elementos característicos deste aço. Um exemplo disso é a figura 32, neste caso para o provete dilatométrico sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC+R). Como acontece para a figura 32, todas as outras microestruturas eram impossíveis de analisar por microscopia óptica. Apenas se conseguiu observar algumas fissuras nas superfícies dos discos, aquando da medição das microdurezas Vickers, que foram vistas também em SEM.

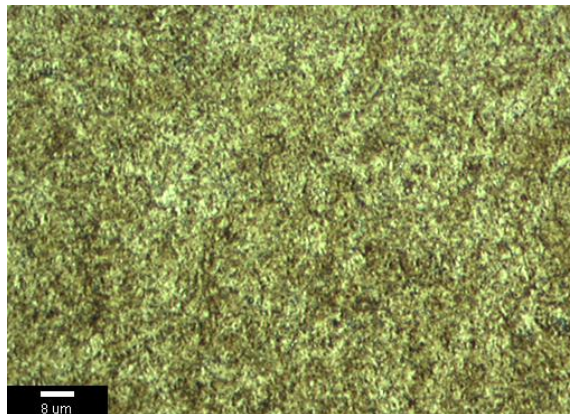


Figura 32 - Microestrutura do provete dilatométrico 2, observado com objectiva de 50x.

Para se poder observar a microestrutura com uma maior ampliação, foram preparadas amostras para visualização em SEM. Observaram-se as microestruturas do provete dilatométrico que sofreu o ciclo térmico e (A+T+TC+R) e do disco (A+T+TC(4)+R), figuras 33 a) e 34 a) respectivamente. As figuras 33 b) e 34 b), apresentam as comparações bibliográficas.

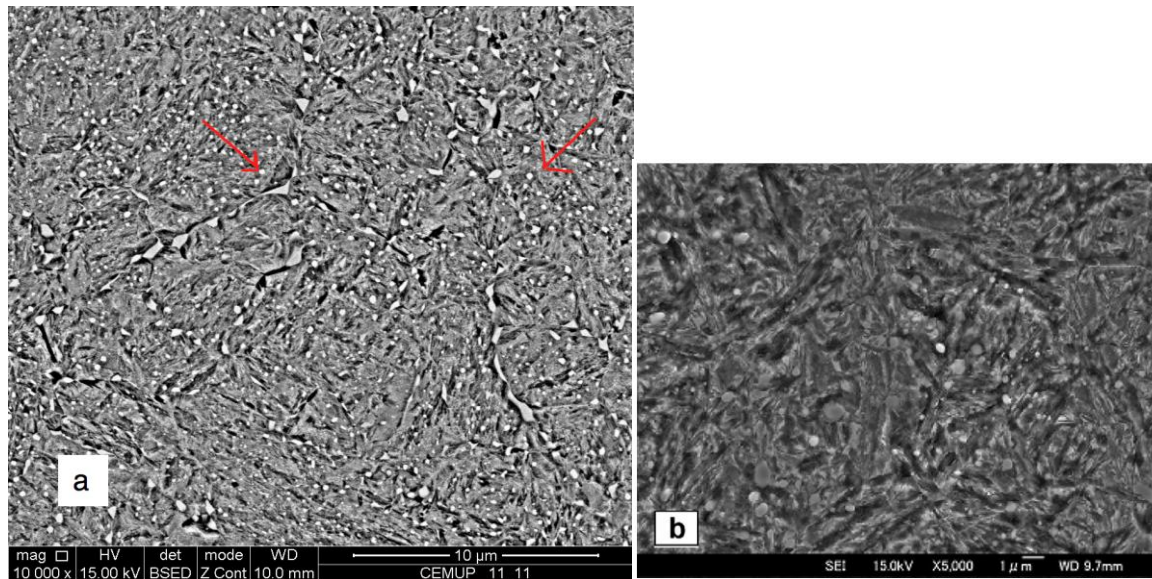


Figura 33 - a) Microestrutura do provete dilatométrico sujeito a um ciclo térmico completo (A+T+TC+R), com uma ampliação de 10000x. Destaque para austenite residual na fronteira de grão e carbonetos na matriz martensítica; b) microestrutura de um aço 80CrMo12 5 sujeito a um tratamento térmico criogênico [4].

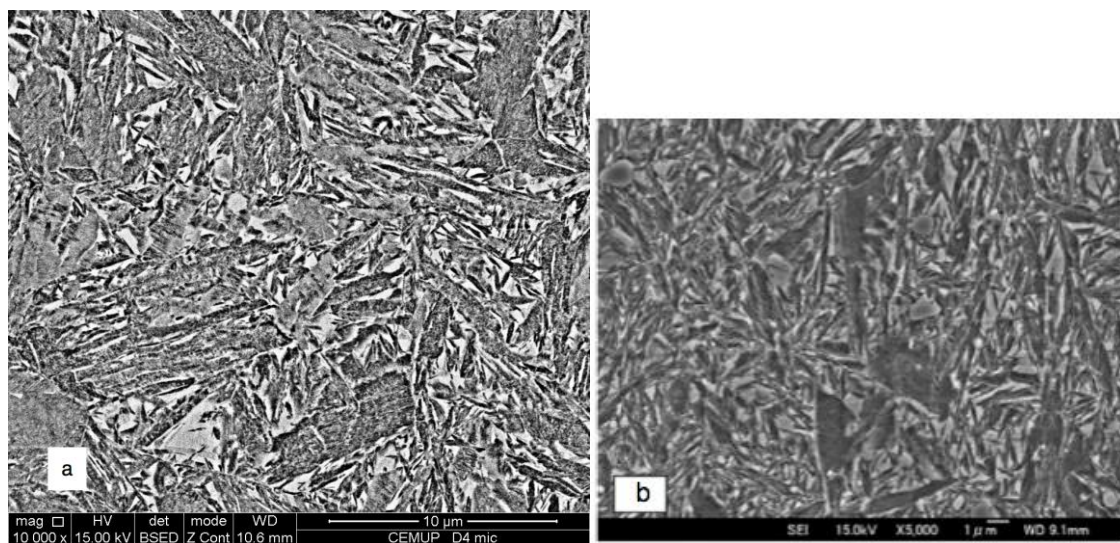


Figura 34 - a) Microestrutura do disco (A+T+TC(4)+R), com uma ampliação de 1000x. Destaque para placas de austenite (fase branca), numa matriz martensítica; b) Microestrutura de um aço 80CrMo12 5 sujeito a um tratamento térmico sem criogenia, ampliação 5000x [4].

Apesar de terem sofrido um ciclo térmico idêntico, as microestruturas do provete dilatométrico que sofreu o ciclo térmico e (A+T+TC+R) e do disco (A+T+TC(4)+R), são completamente diferentes. No primeiro caso é apresentada uma microestrutura semelhante às encontradas na bibliografia, figura 34 b), para um tratamento criogênico, em que há uma matriz martensítica com finos carbonetos precipitados e a ainda carbonetos nas fronteiras de

grão que pode ser confirmado através da figura 35 que foi atacado com picrato de sódio a quente de forma a evidenciar os carbonetos (a preto).

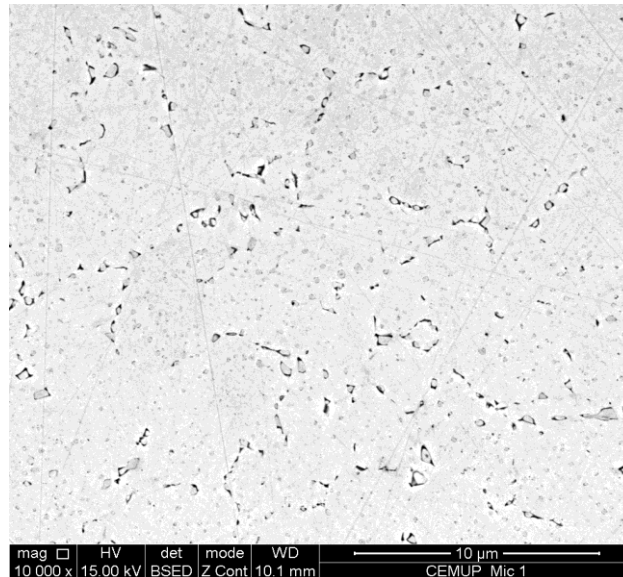


Figura 35 - Microestrutura do provete dilatométrico sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC+R), atacado com picrato de sódio. Destaque para os carbonetos presentes na matriz e nas fronteiras de grão (a escuro), ampliação 10000x.

No caso do disco, e confirmando o que já era antevisto pelos resultados de dureza, a microestrutura apresenta uma matriz martensítica com elevadas quantidades de placas de austenite residual, típicas que de um aço cementado no qual não foi aplicado tratamento criogénico, como é possível verificar pela figura 34 b). Este tipo de microestrutura é comum para um aço que sofreu um normal ciclo de tratamento térmico sem criogenia, o que pode indicar que o tratamento criogénico aplicado não foi bem sucedido. Uma das explicações para o sucedido centra-se na estabilização da austenite que pode ter acontecido enquanto o disco se encontrava à temperatura ambiente, antes de sofrer criogenia. Esta estabilização inibe que a transformação característica da criogenia ocorra.

Foi ainda possível observar com maior detalhe uma das fissuras com comprimento das dezenas de micrómetros que se encontravam na superfície do disco (A+T+TC(4)+R), figura 36.

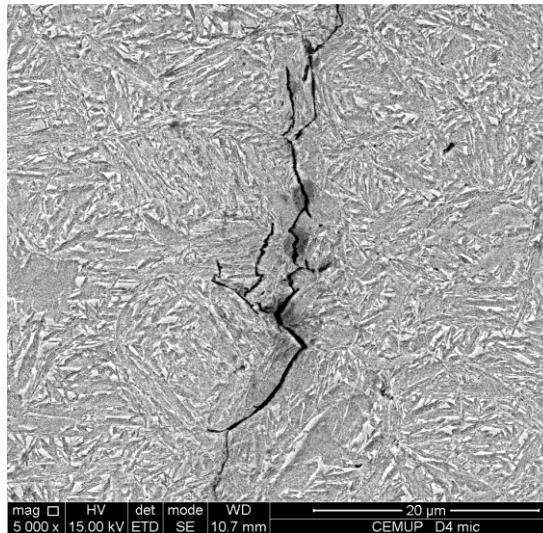


Figura 36 - Microestrutura do disco (A+T+TC(4)+R), com destaque para uma das muitas fissuras encontradas na superfície do disco, ampliação 5000x.

A fissura encontrada pode ter origem nas tensões acumuladas na capa cementada ou ainda devido ao tempo de espera a que todos os discos foram sujeitos entre o tratamento criogênico e o revenido final [13].

7. CONCLUSÕES

Segundo os resultados obtidos neste trabalho podemos concluir o seguinte:

1. A lei de arrefecimento da peça desde a fase γ até à temperatura ambiente deve ser rápida para evitar a formação de perlite. Uma velocidade de 50°C/s é suficiente para evitar essa transformação.
2. A temperatura de transformação final da martensite para este aço ocorre a -120°C , sendo esta a temperatura que garante a transformação quase integral da austenite em martensite. Temperaturas mais negativas não irão alterar a percentagem de austenite transformada em martensite;
3. Avaliando o volume das calotes desgastadas, os discos sujeitos a tratamento criogénico, ambos (A+T+TC+R) e (A+T+R+TC+R), revelam maior desgaste que os discos sem criogenia (A+T+R).
4. Entre os dois grupos tratados com criogenia (A+T+TC+R) e (A+T+R+TC+R), o primeiro grupo (A+T+TC+R) é o que apresenta melhores resultados, uma vez que apresenta um menor volume de matéria desgastada;
5. No grupo (A+T+TC+R) o disco cujo tempo de estágio em criogenia foi de 4h apresenta melhores resultados, concluindo assim que para uma elevada duração do tratamento de criogenia de 4h para 36h não ocorre melhoria da resistência ao desgaste;
6. No que diz respeito às durezas de todos os materiais ensaiados, existe uma melhoria relevante de 800HV para 1100HV para os provetes dilatométricos tratados com tratamento criogénico, em relação aos não tratados; no que diz respeito aos discos, a dureza não se alterou significativamente em relação aos discos não tratados com tratamento criogénico, o que se refletiu na microestrutura.
7. A microestrutura do provete dilatométrico (A+T+TC+R), com maiores valores de dureza, apresentou uma matriz martensítica com elevado número de carbonetos dispersos na matriz e nas fronteiras de grão, indicando o sucesso do tratamento criogénico.
8. Como era de esperar para microestrutura do disco (A+T+TC(4)+R), foi encontrada uma matriz martensítica com plaquetas de austenite residual o que provou ser a razão da pequena alteração de propriedades mecânicas descritas ao longo do trabalho.

8. PROPOSTA DE TRABALHO FUTURO

Para futuros trabalhos recomendo como prioridade uma nova execução de tratamentos criogénicos com o ciclo térmico correspondente ao grupo (A+T+TC+R). As diferentes etapas teriam que se efetuar ininterruptamente para evitar a estabilização da austenite. Seria também importante continuar o estudo dos perfis de dureza para os discos ensaiados com consequente determinação da espessura da camada endurecida, um parâmetro relevante para a aplicação das engrenagens.

Para avaliação da alteração de propriedades mecânicas sugiro várias repetições do processo de desgaste com maiores tempos de ensaio, iguais ou superiores a catorze horas, de forma a obter uma maior noção dos desvios que possam ocorrer nos ensaios. Seria também interessante estudar o efeito dos revenidos, ambos antes do tratamento criogénico e/ou depois do tratamento criogénico e os tempos de estágio de criogenia de forma a descobrir qual o tempo mínimo a que se deveria sujeitar um aço cementado para atingir uma relevante melhoria de propriedades. Estes ensaios poderiam ser efectuados num dilatómetro uma vez que os ensaios são mais rigorosos e controláveis do que em ambiente industrial.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Gill, S., et al., *Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels—a review on the current state of science*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011. **54**(1): p. 59-82.
2. Gulyaev, A., *Cold treatment of steel*. Metal Science and Heat Treatment, 1998. **40**(11): p. 449-455.
3. Paolo Baldissera, C.D., *Deep Cryogenic Treatment: A Bibliografic Review*. The Open Mechanical Engineering Journal, 2008. **2**: p. 1-11.
4. Amini, K., S. Nategh, and A. Shafyei, *Influence of different cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel*. Materials & Design, 2010. **31**(10): p. 4666-4675.
5. Reitz, W. and J. Pendray, *Cryoprocessing of materials: a review of current status*. Materials and Manufacturing Processes, 2001. **16**(6): p. 829-840.
6. da Silva, F.v.J., et al., *Performance of cryogenically treated HSS tools*. Wear, 2006. **261**(5-6): p. 674-685.
7. Zurecki, Z., *Cryogenic quenching of steel revised*. ASM proceedings: heat treating, 2006. **2006**: p. 106-113.
8. Bensely, A., et al., *Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment*. Cryogenics, 2005. **45**(12): p. 747-754.
9. Preciado, M., P.M. Bravo, and J.M. Alegre, *Effect of low temperature tempering prior cryogenic treatment on carburized steels*. Journal of Materials Processing Technology, 2006. **176**(1-3): p. 41-44.
10. International, A., *ASM Metals Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures*, A. International, Editor 1992. p. 281, 1050, 1444-1447.
11. Krauss, G., *Steels: Heat treatment and processing principles*, A. International, Editor 1990. p. 67-70.
12. International, A., *ASM Metals Handbook Volume 18: Friction, Lubrication and Wear Technology*, A. International, Editor 1992. p. 320, 1499, 1774-1781,.
13. International, A., *ASM Metals Handbook Volume 4: Heat Treating*, A. International, Editor 1991. p. 167-1678, 487-491.
14. Wu, Z., *The Expanded Application Research of Deep Cryogenic Treatment*, in *Proceedings of the 2009 International Conference on Measuring Technology and Mechatronics Automation - Volume 032009*, IEEE Computer Society. p. 911-914.

15. Mohan Lal, D., S. Renganarayanan, and A. Kalanidhi, *Cryogenic treatment to augment wear resistance of tool and die steels*. *Cryogenics*, 2001. **41**(3): p. 149-155.
16. Moreira, P.M.G.e.P., *Lightweight Stiffened Panels: mechanical characterization of emerging fabrication technologies*, in *Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial*2008, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto: Porto.
17. Kalsi, N.S., R. Sehgal, and V.S. Sharma, *Cryogenic Treatment of Tool Materials: A Review*. *Materials and Manufacturing Processes*, 2010. **25**(10): p. 1077-1100.
18. Williams, J.A., *Wear and wear particles--some fundamentals*. *Tribology International*, 2005. **38**(10): p. 863-870.
19. Regney, D.A., N.A. Glaser, and A.S.f. Metals, *Source book on wear control technology*, 1978, American Society for Metals. p. 1-3.
20. Davis, J.R., *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance*, Maney Publishing. p. 43-45.
21. *14 Fatigue Wear*, in *Tribology Series*, G.W. Stachowiak and A.W. Batchelor, Editors. 1993, Elsevier. p. 657-681.
22. International, A., *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*, 2005: E.U.A. p. 5.
23. International, A., *ASM Metals Handbook Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation*, A. International, Editor 2000. p. 751-756.
24. Cunha, R.C., *Análise do estado de conservação de um redutor de velocidade através da técnica de partículas de desgaste no óleo lubrificante auxiliada pela análise de vibrações*, in *Faculdade de Engenharia da Ilha Solteira*2005, Universidade Estadual Paulista. p. 12-15.
25. *Tabela de coeficiente de atrito entre dois materiais*. [Acedido em 2011 Julho]; Disponível em: <http://www.engineershandbook.com/Tables/frictioncoefficients.htm>
26. F. Ramada, A.e.I.S.A., *Catálogo Aços Especiais*, F. Ramada, Editor.
27. Dhokey, N.B. and S. Nirbhavne, *Dry sliding wear of cryotreated multiple tempered D-3 tool steel*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009. **209**(3): p. 1484-1490.
28. *Volume da calote esférica*. [Acedido em 2011 Julho]; Disponível em: http://pt.wikipedia.org/wiki/Calota_esf%C3%A9rica.
29. Baldissera, P. and C. Delprete, *Effects of deep cryogenic treatment on static mechanical properties of 18NiCrMo5 carburized steel*. *Materials & Design*, 2009. **30**(5): p. 1435-1440.

30. *Tabela de conversão de durezas*. [Acedido em 2011 Julho]; Disponível em: <http://www.jrferramentas.net/Tabelas/durezas.pdf>.
31. Brook-Levinson, E.T., et al., *Effect of cryogenic cooling on the structure, hardness, and surface quality of 60C2A spring steel*. Journal of Engineering Physics and Thermophysics, 1993. **64**(2): p. 172-174.
32. Das, D., A.K. Dutta, and K.K. Ray, *Influence of varied cryotreatment on the wear behavior of AISI D2 steel*. Wear, 2009. **266**(1-2): p. 297-309.
33. Zhirafar, S., A. Rezaeian, and M. Pugh, *Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. **186**(1-3): p. 298-303.

ANEXOS

ANEXO A - ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

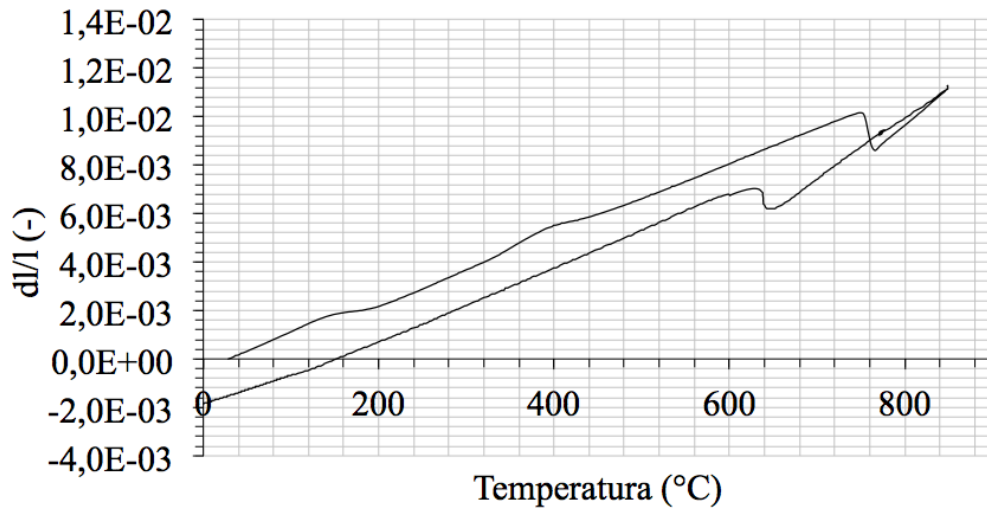


Figura 37 - Ensaio dilatométrico de um provete sujeito a um ciclo térmico (A+T)

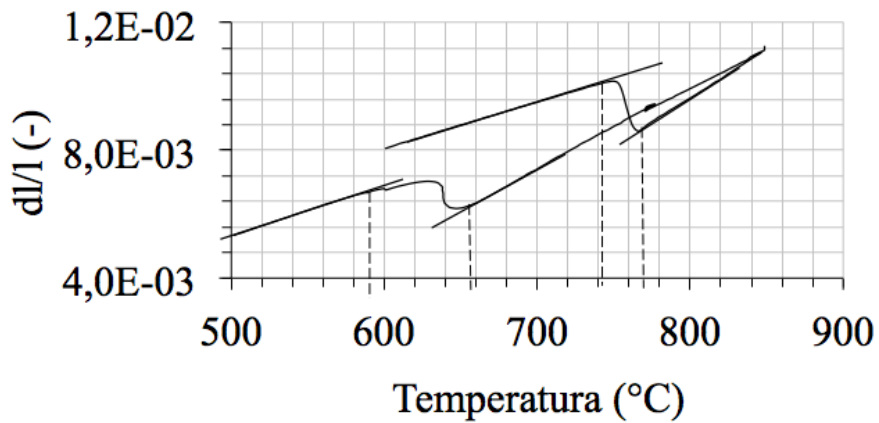


Figura 38 - Detalhe da figura 37. Transformações da austenite e da perlite em evidência.

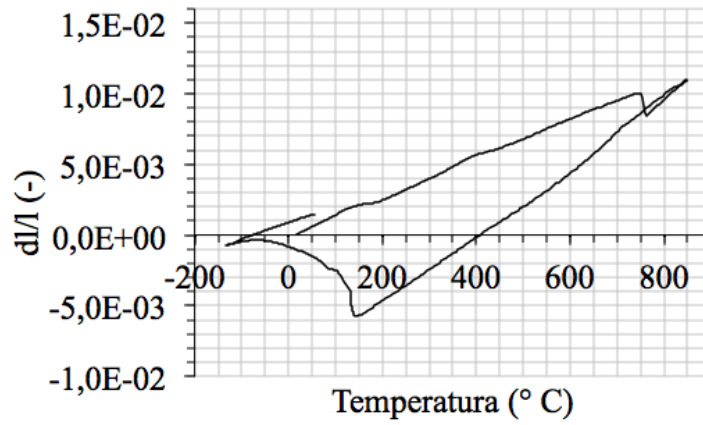


Figura 39 - Ensaio dilatométrico de um provete sujeito a um ciclo térmico (A+T+TC)

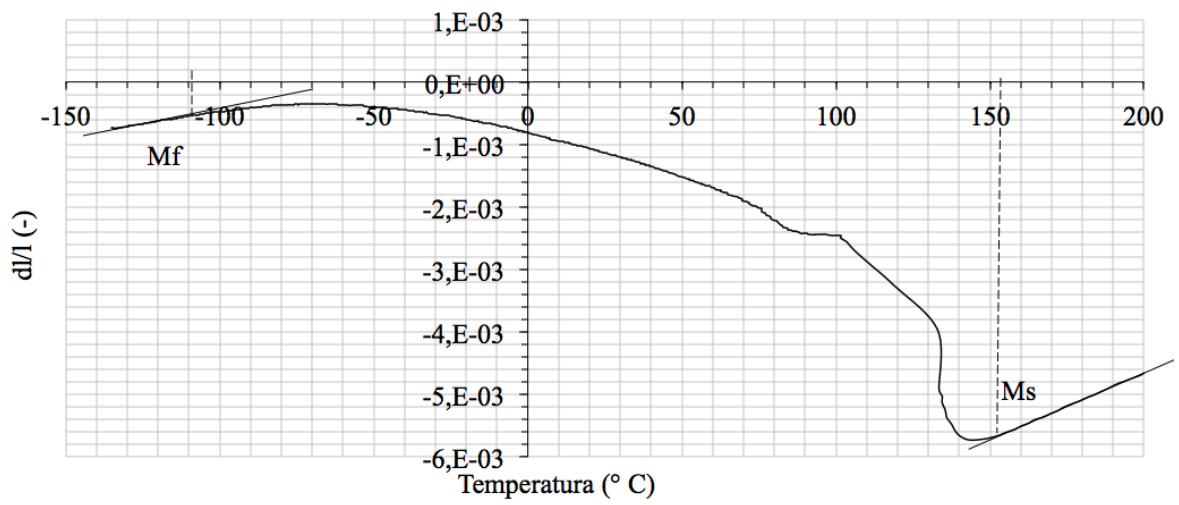


Figura 40 - Detalhe da figura 39. Ênfase para as temperaturas Ms e Mf.

ANEXO B - SUPERFÍCIES DE DESGASTE

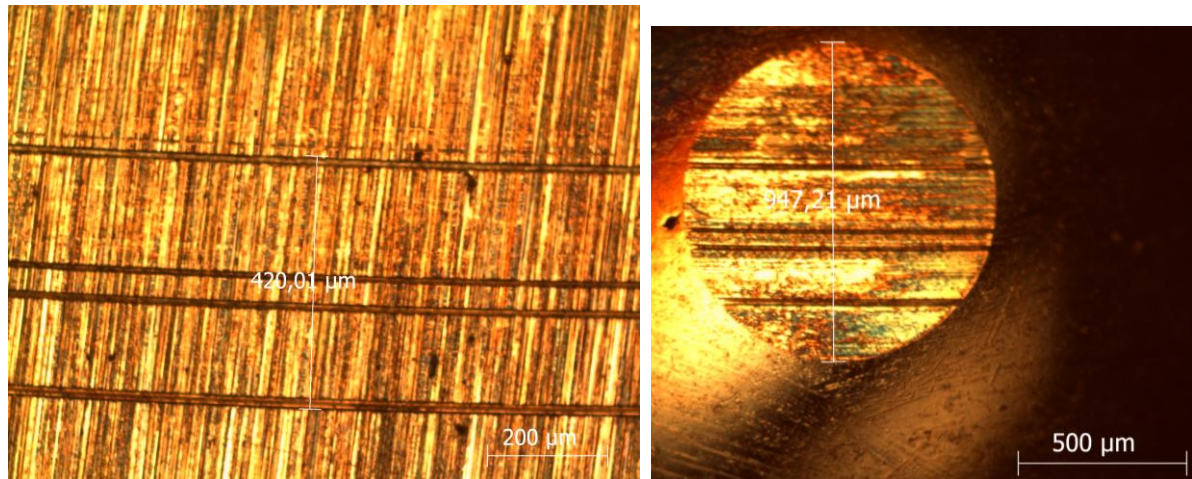


Figura 41 - Disco base 1 sujeito a um ciclo térmico (A+T+R)1. Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita.

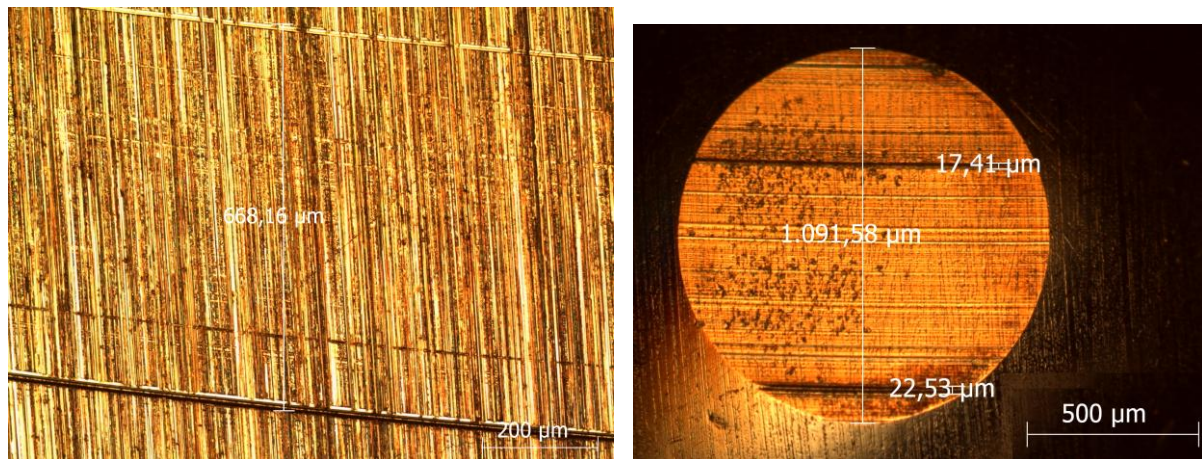


Figura 42 - Disco base 2 sujeito a um ciclo térmico (A+T+R)2. Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita.

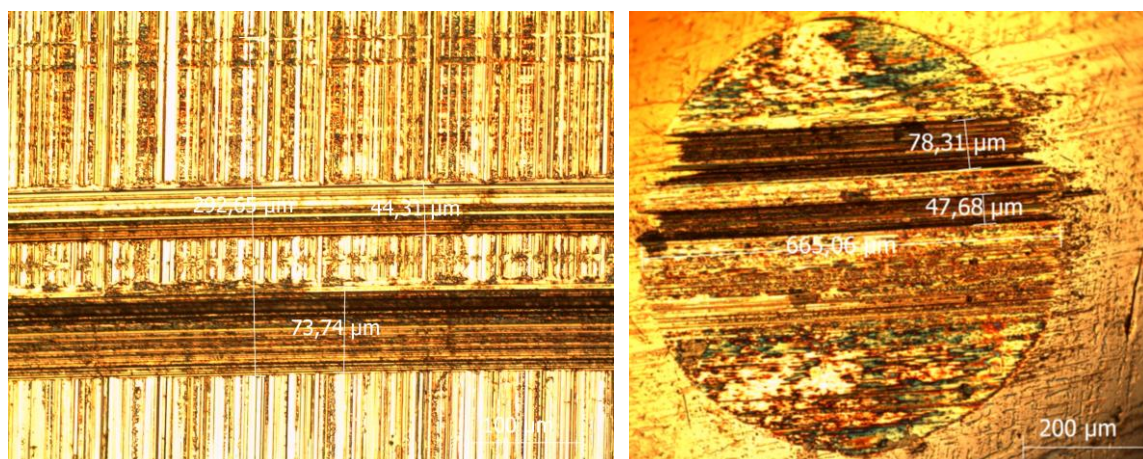


Figura 43 - Disco sujeito a um ciclo térmico (A+T+TC(1/4)+R). Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita.

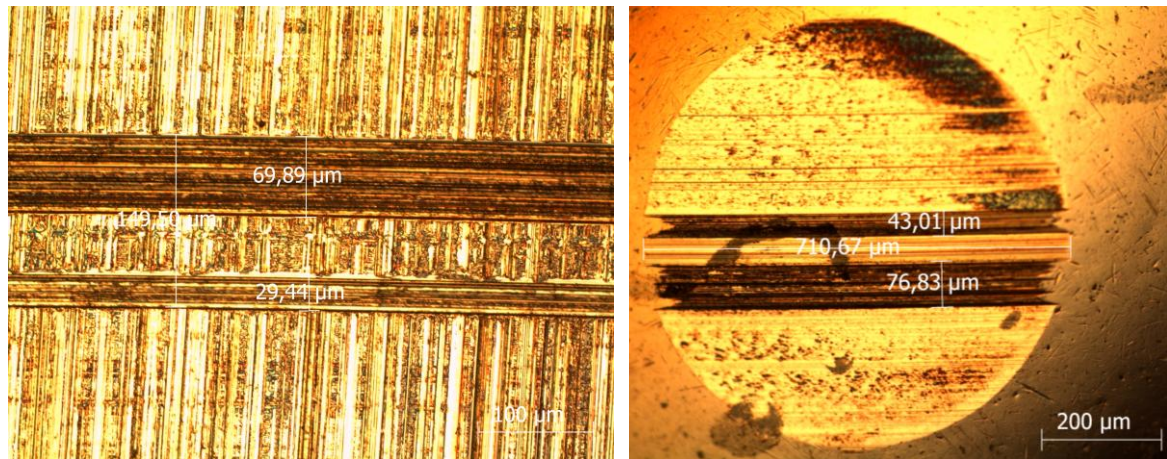


Figura 44 - Disco sujeito a um ciclo térmico (A+T+TC(4)+R). Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita.

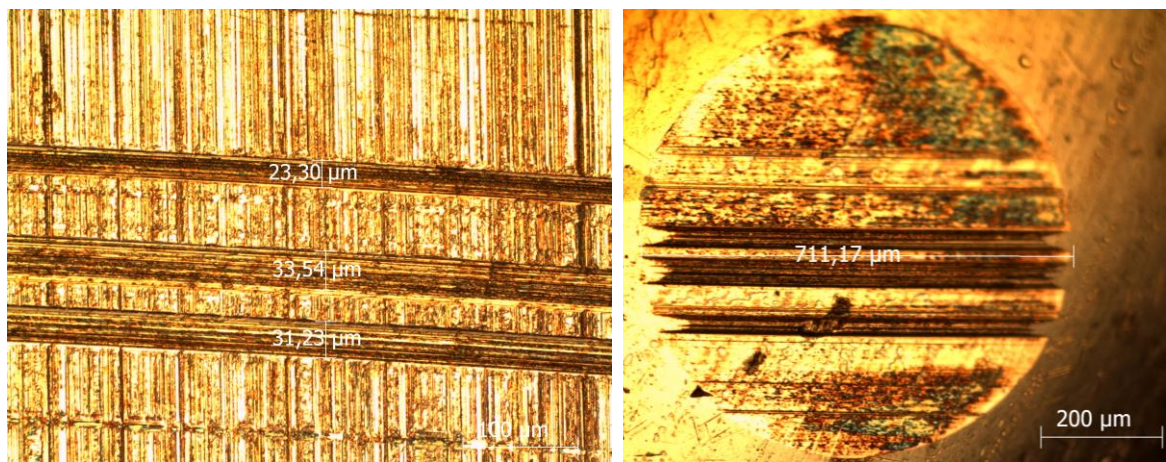


Figura 45 - Disco sujeito a um ciclo térmico (A+T+TC(36)+R). Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita.

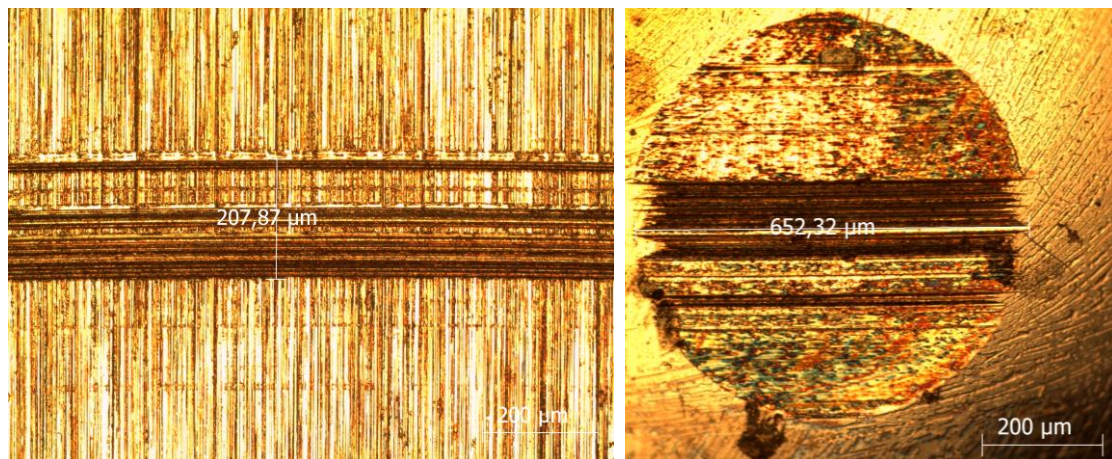


Figura 46 - Disco sujeito a um ciclo térmico (A+T+R+TC(1/4)+R). Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita.

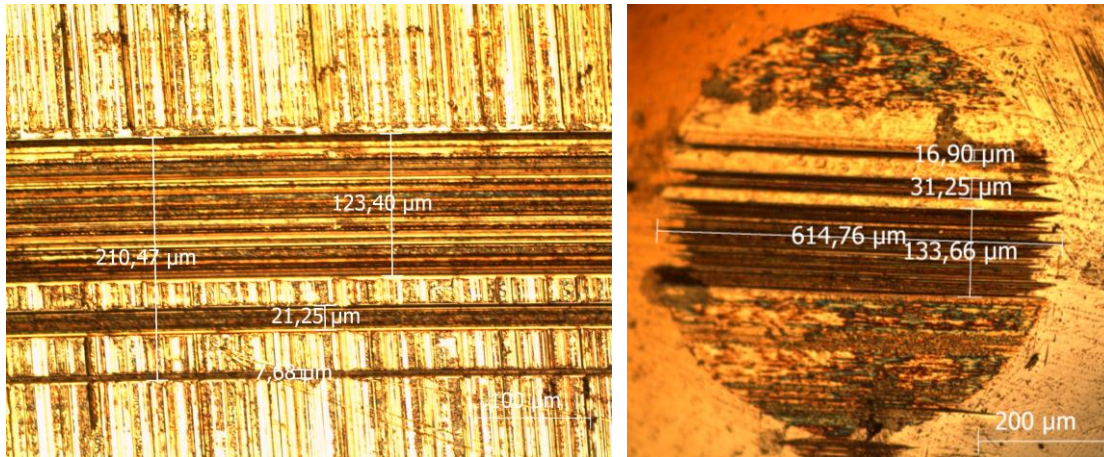


Figura 47 - Disco sujeito a um ciclo térmico (A+T+R+TC(4)+R). Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita

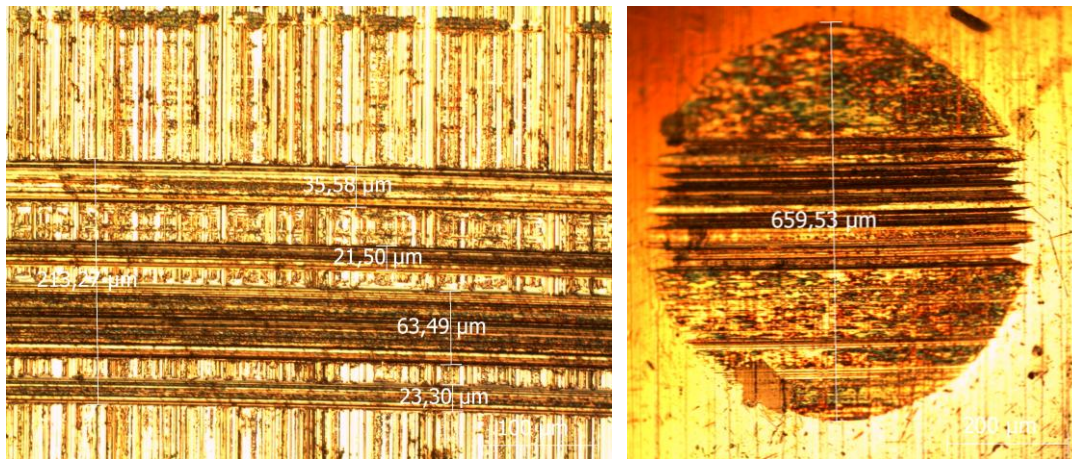


Figura 48 - Disco sujeito a um ciclo térmico (A+T+R+TC(36)+R). Pista de desgaste no disco à esquerda e desgaste no pino à direita

ANEXO C - PERFIS DE ROGUSIDADE

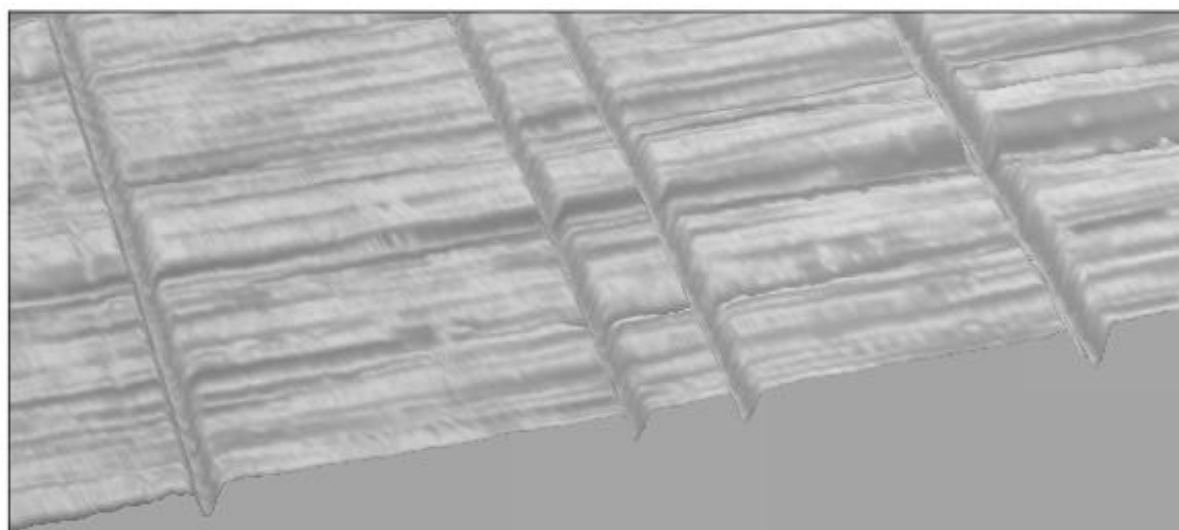
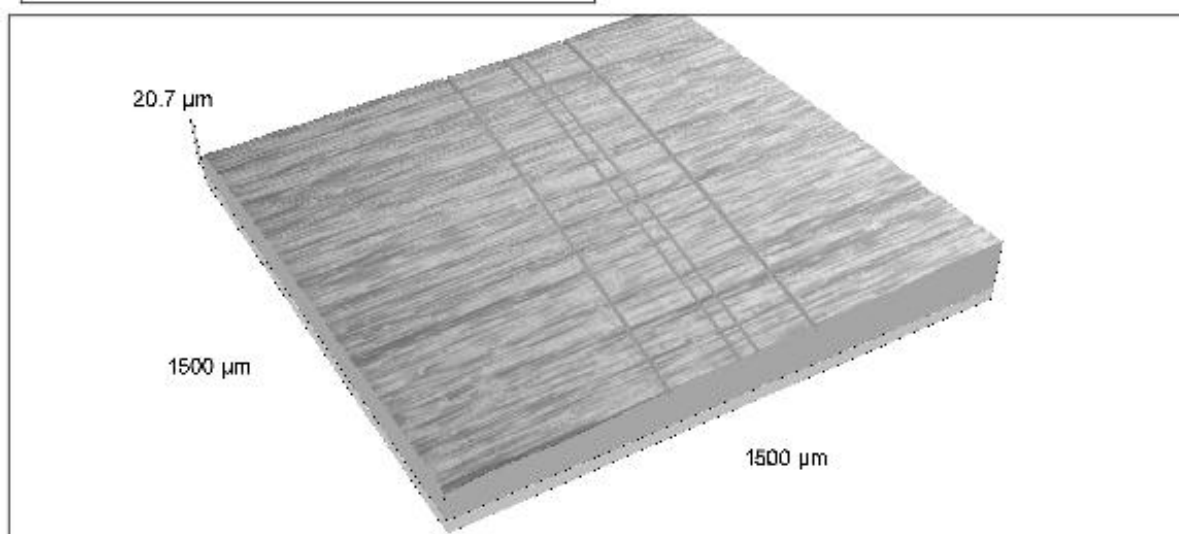
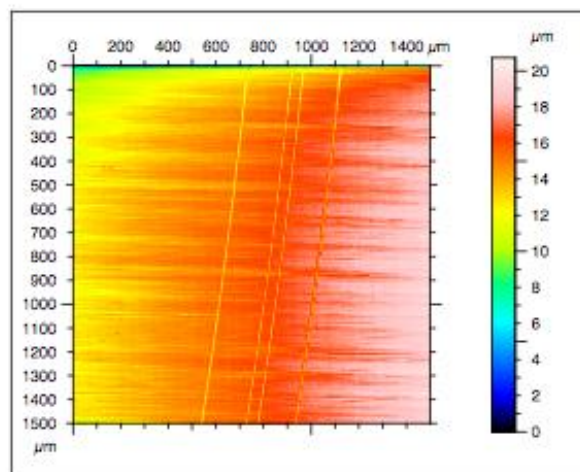


Figura 49 - Topografia registrada do disco base 1 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

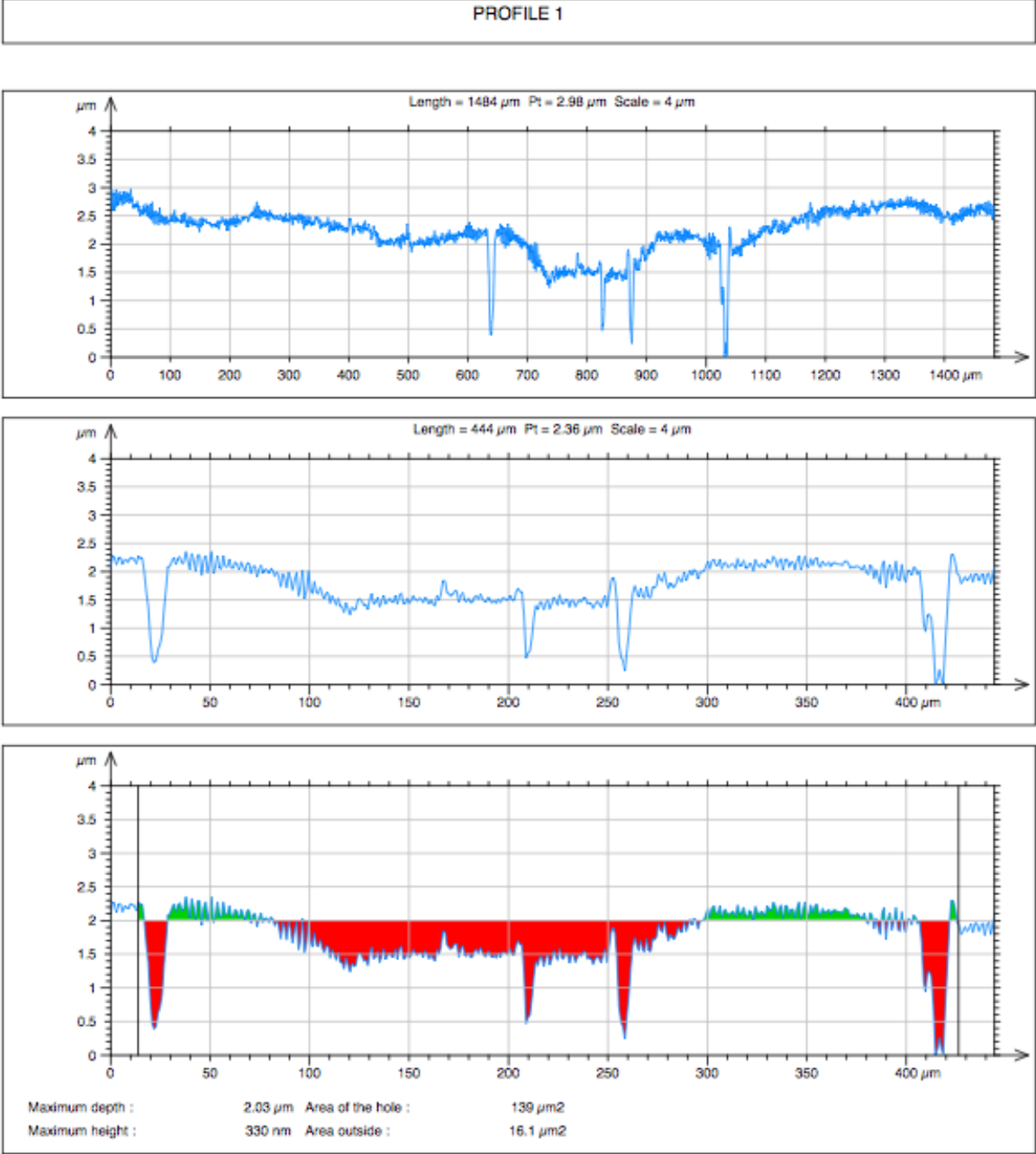


Figura 50 - Perfil 1 do disco base1 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

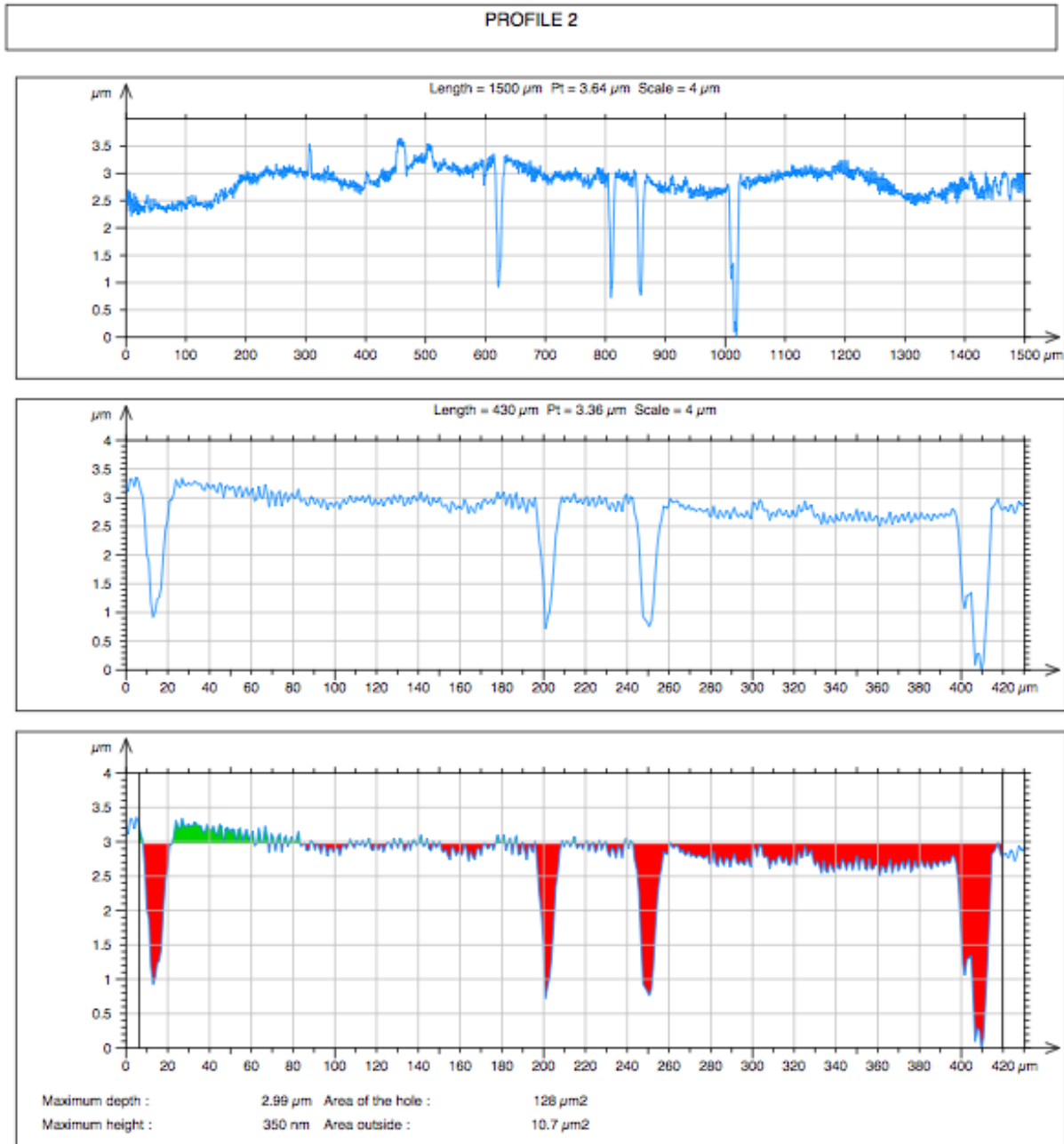


Figura 51 - Perfil 2 do disco base 1 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

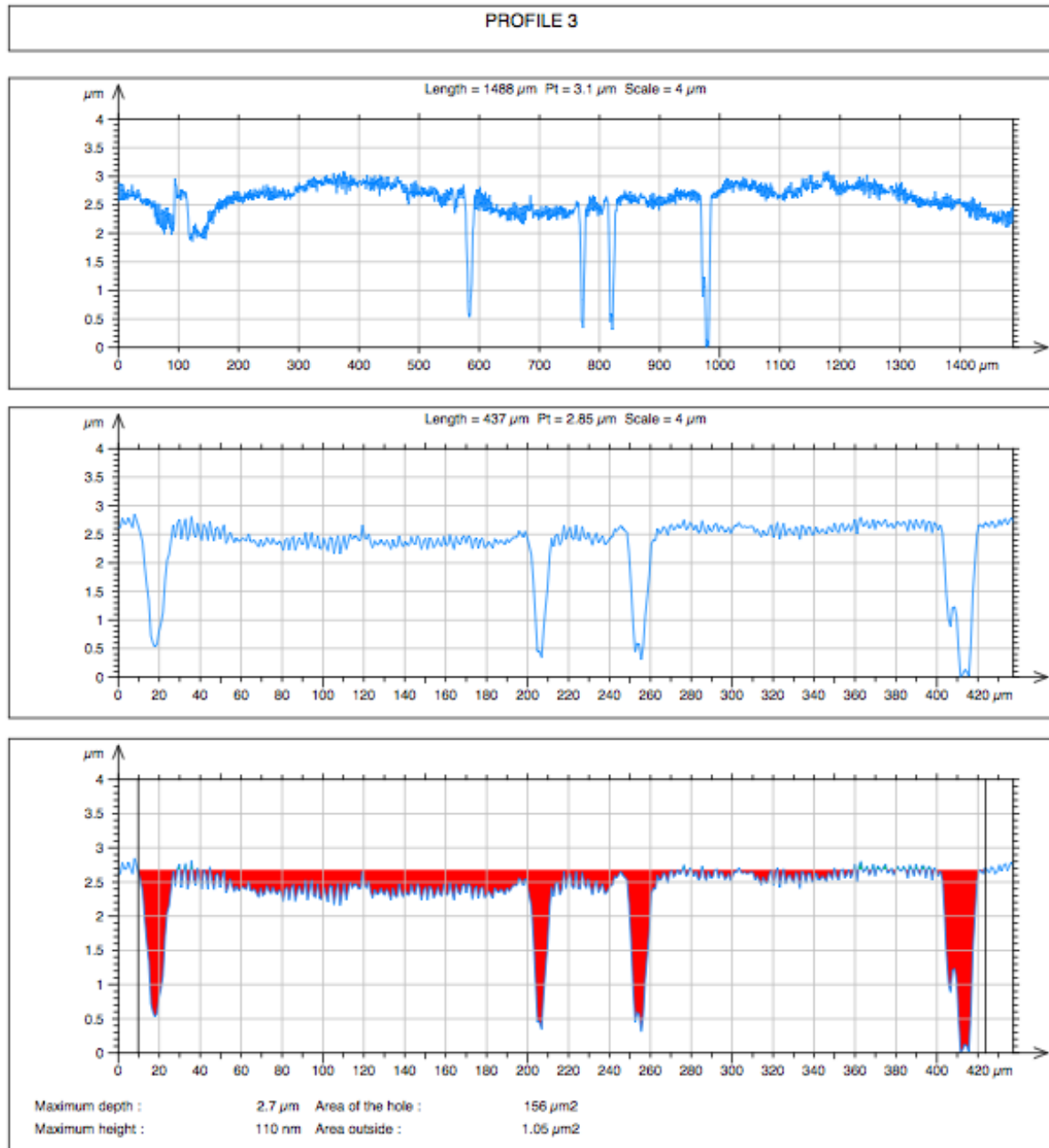


Figura 52 - Perfil 3 do disco base1 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

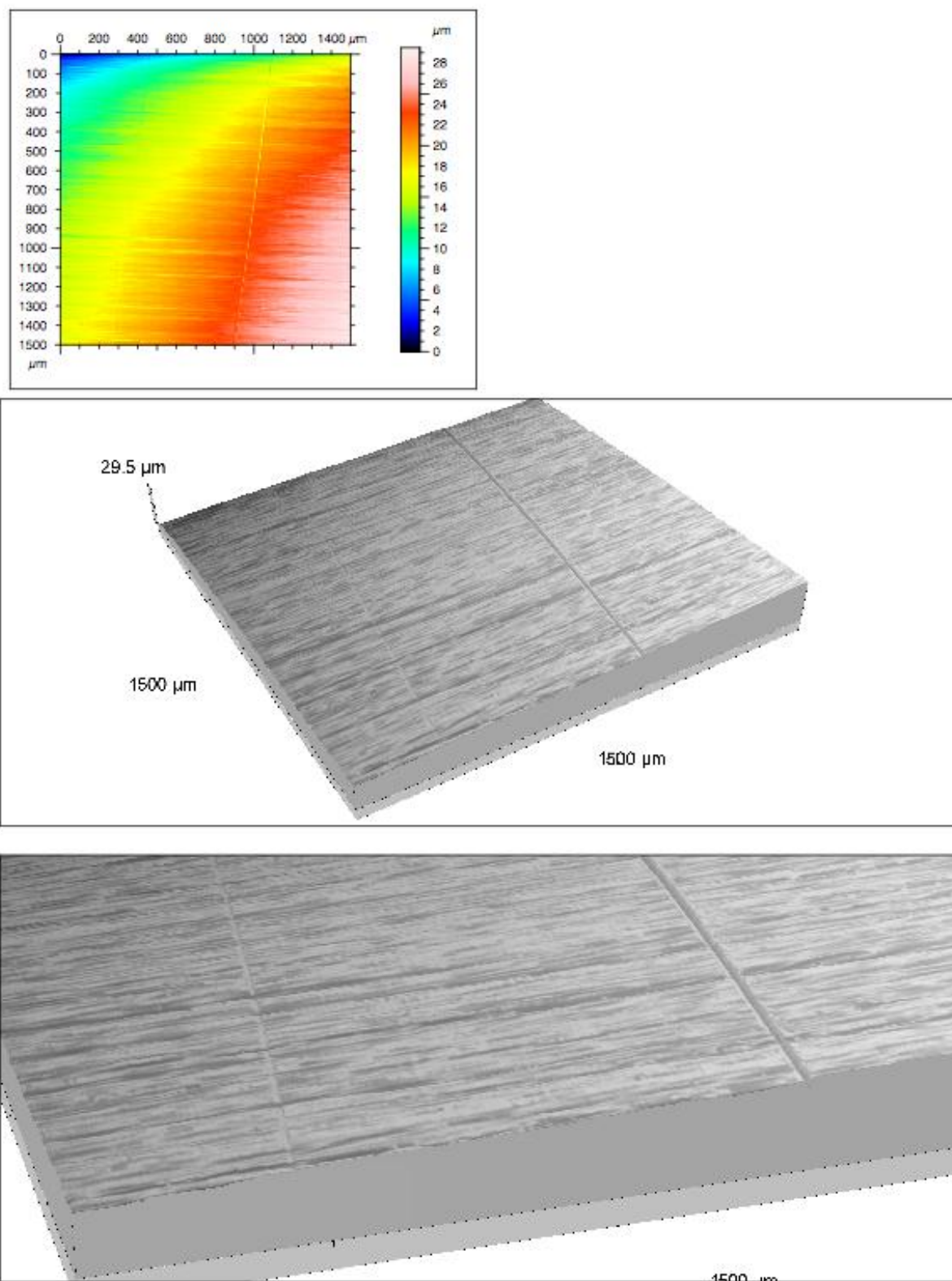


Figura 53 - Topografia registada do disco base 2 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

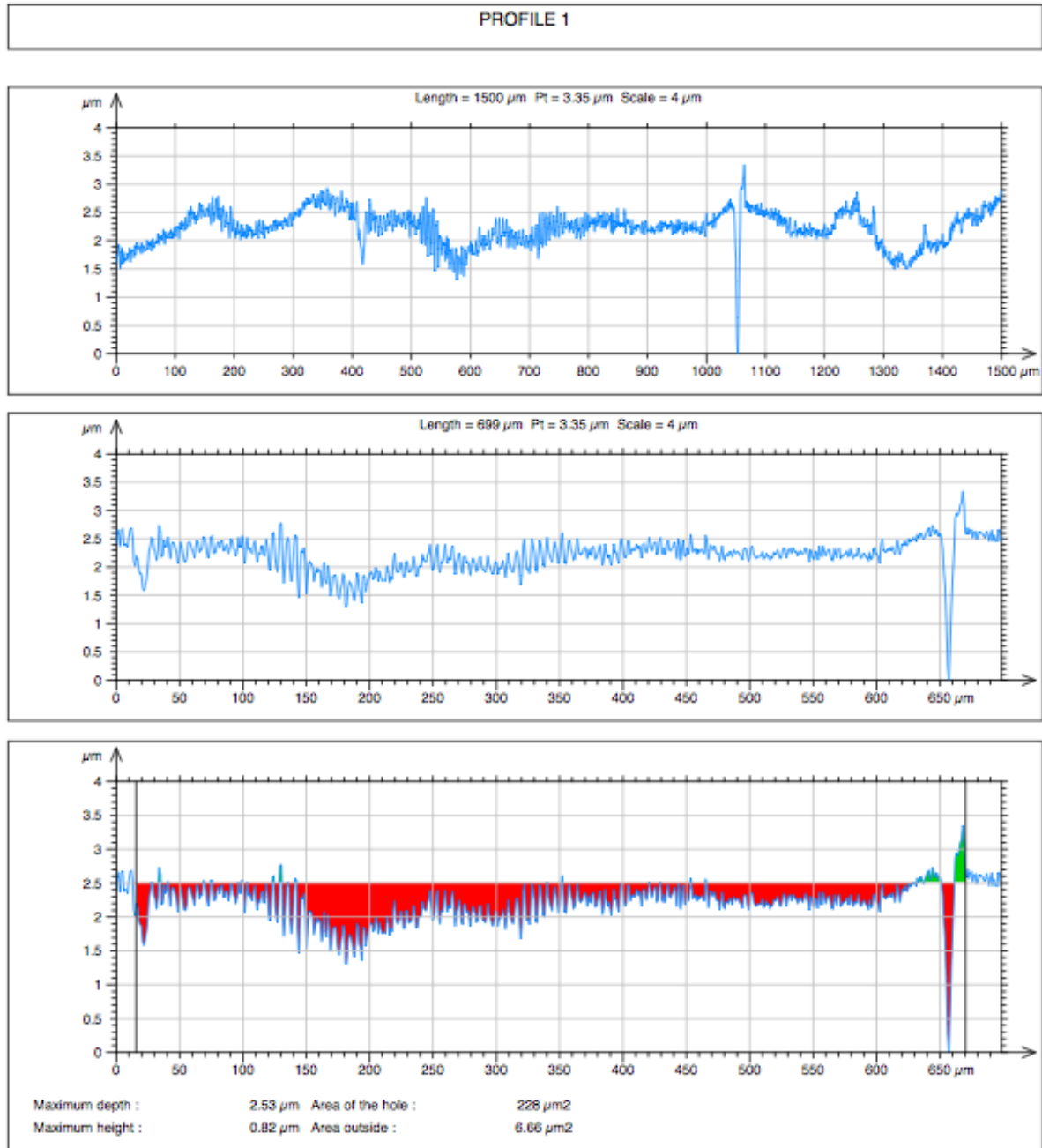


Figura 54 - Perfil 1 do disco base2 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

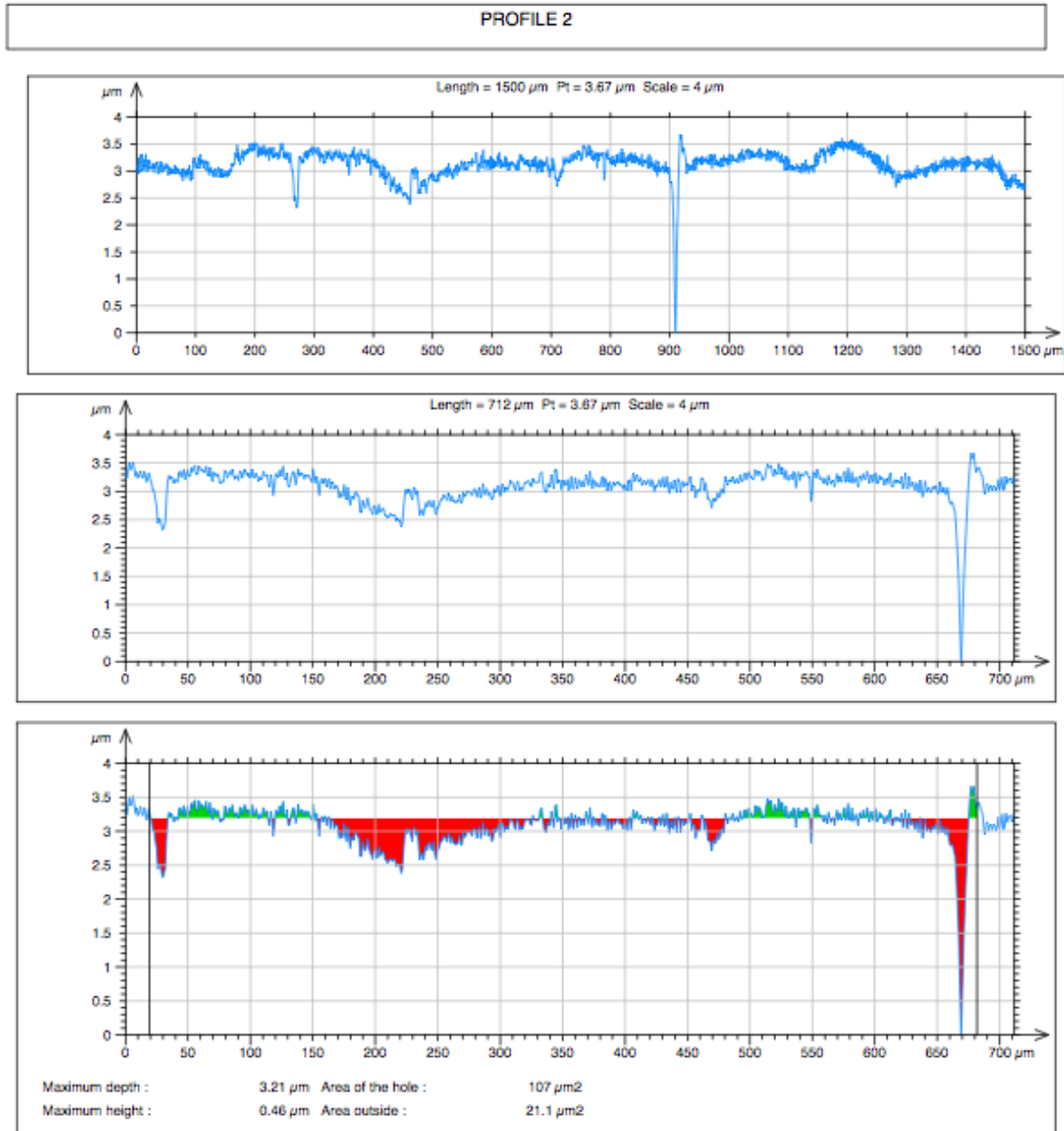


Figura 55 - Perfil 2 do disco base2 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

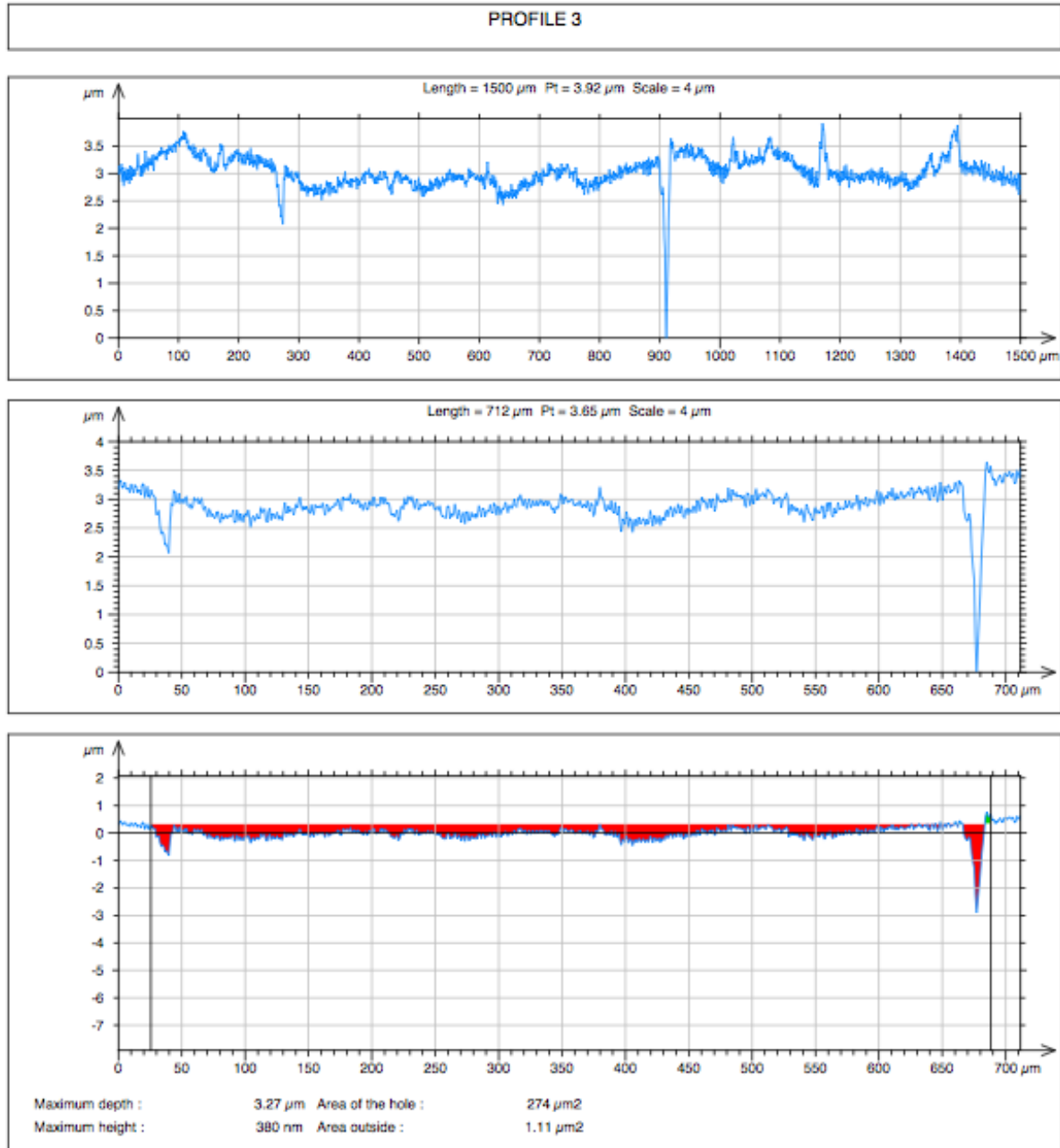


Figura 56 - Perfil 3 do disco base2 sujeito ao ciclo térmico (A+T+R)

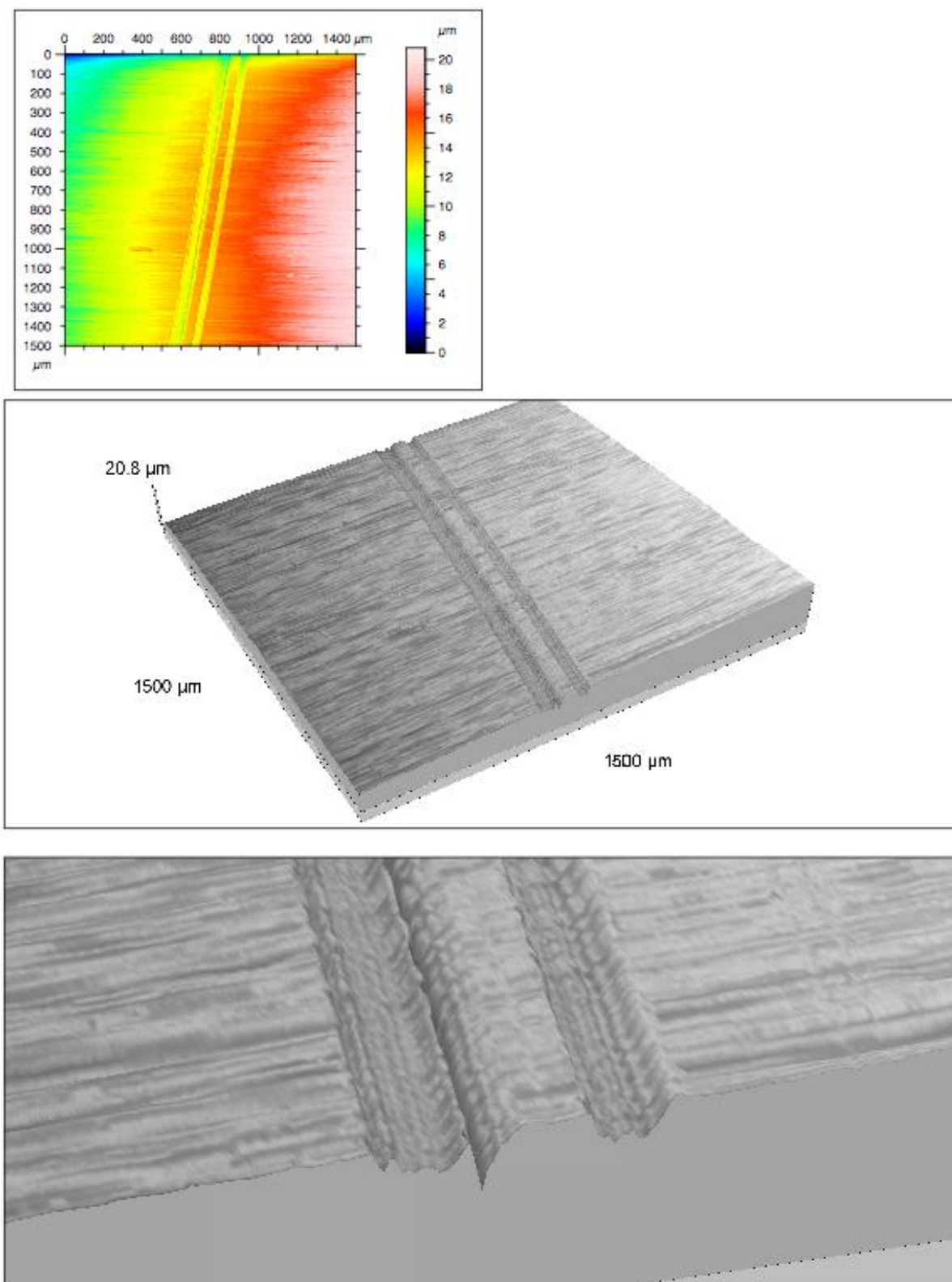


Figura 57 - Topografia registrada do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(1/4)+R)

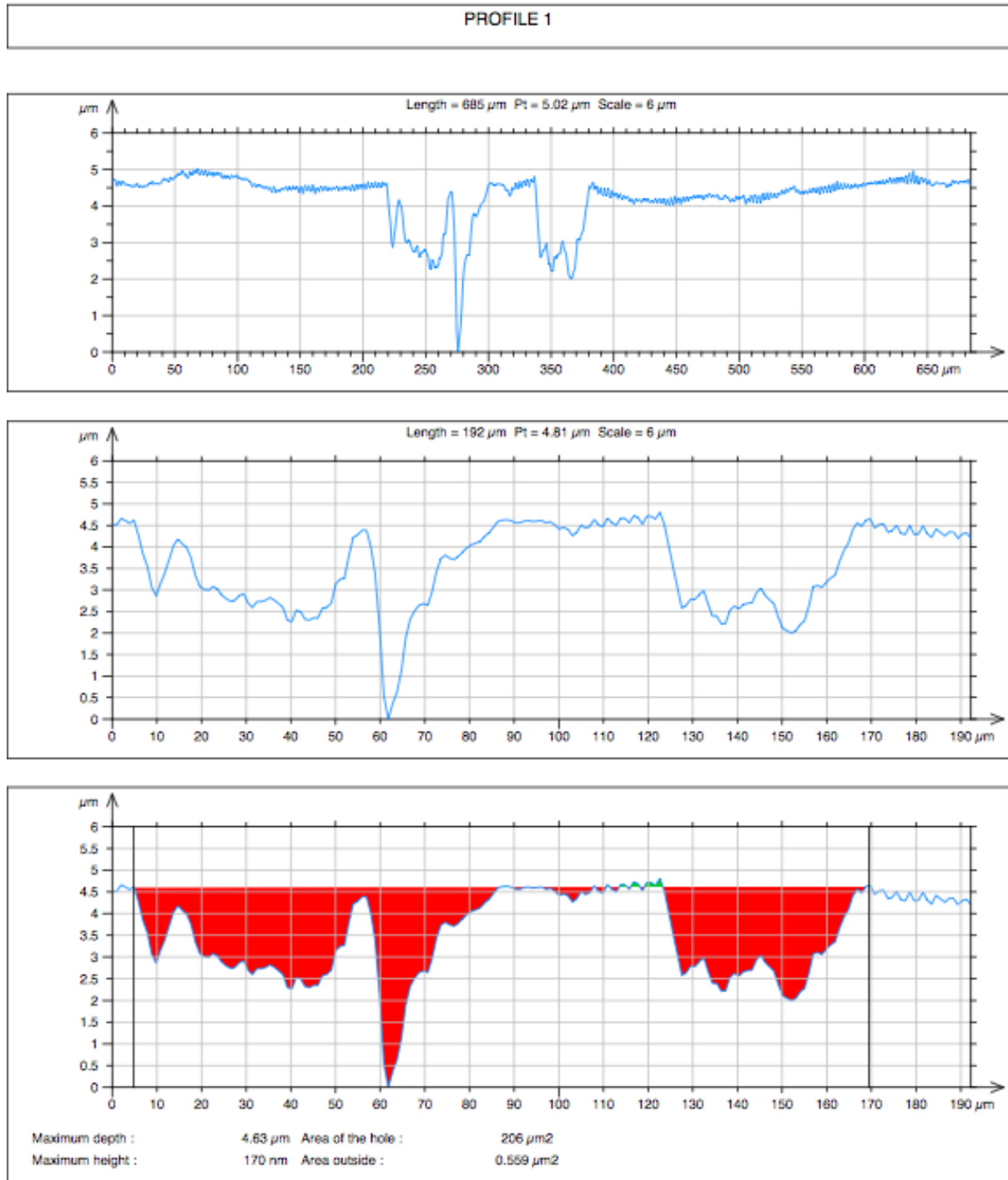


Figura 58 - Perfil 1 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(1/4)+R)

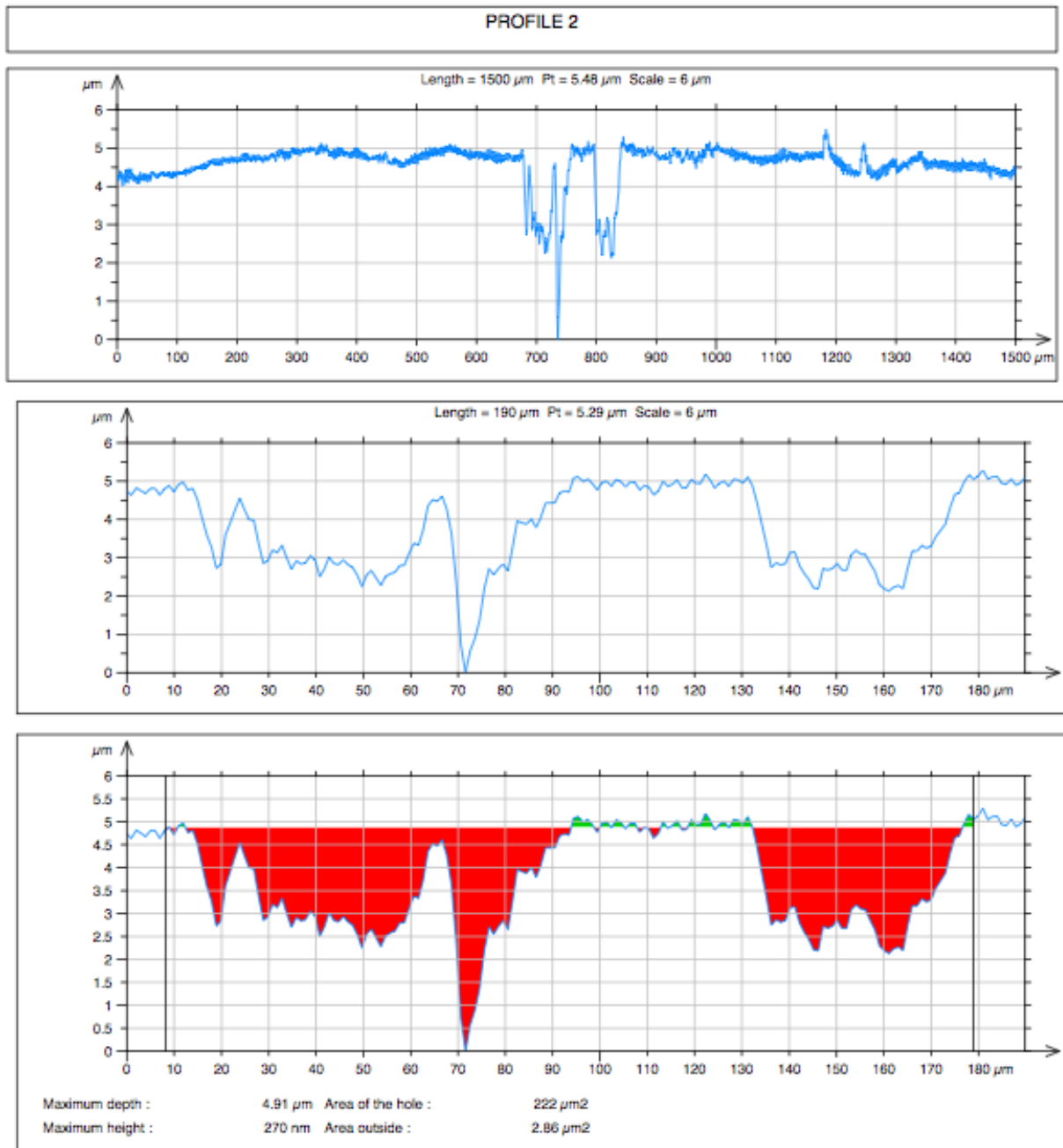


Figura 59 - Perfil 2 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(1/4)+R)

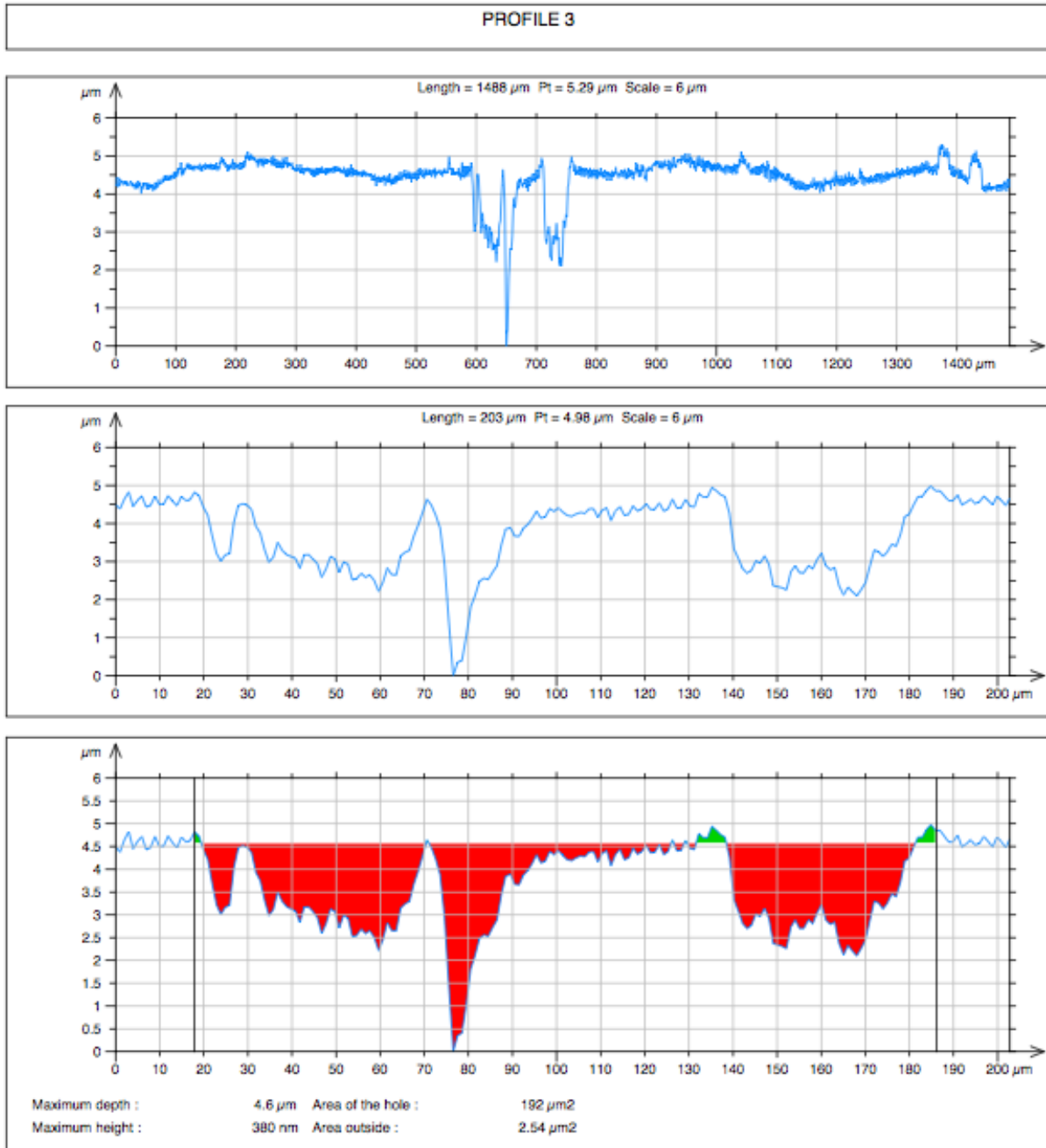


Figura 60 - Perfil 3 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(1/4)+R)

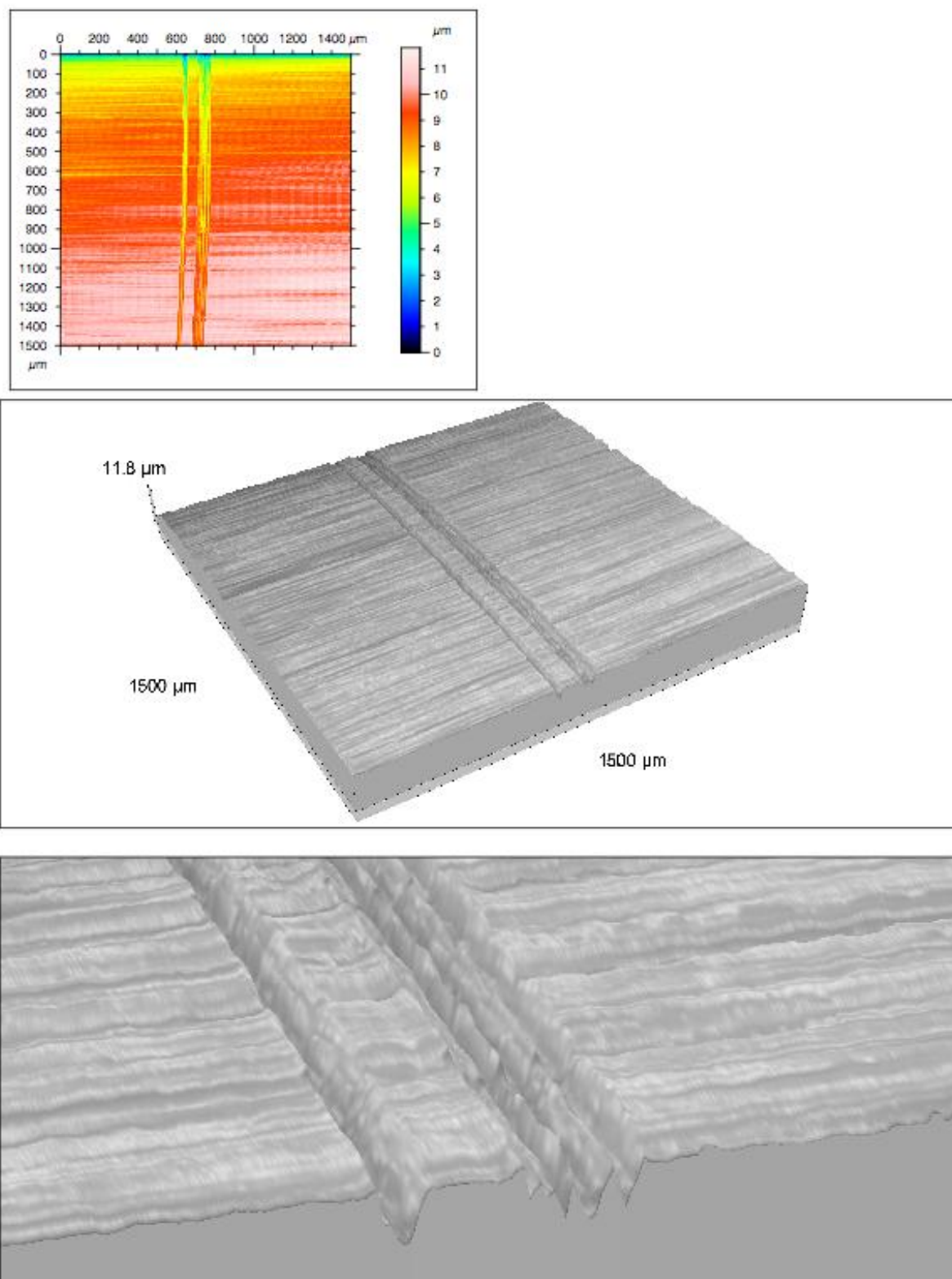


Figura 61 - Topografia registrada do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(4)+R)

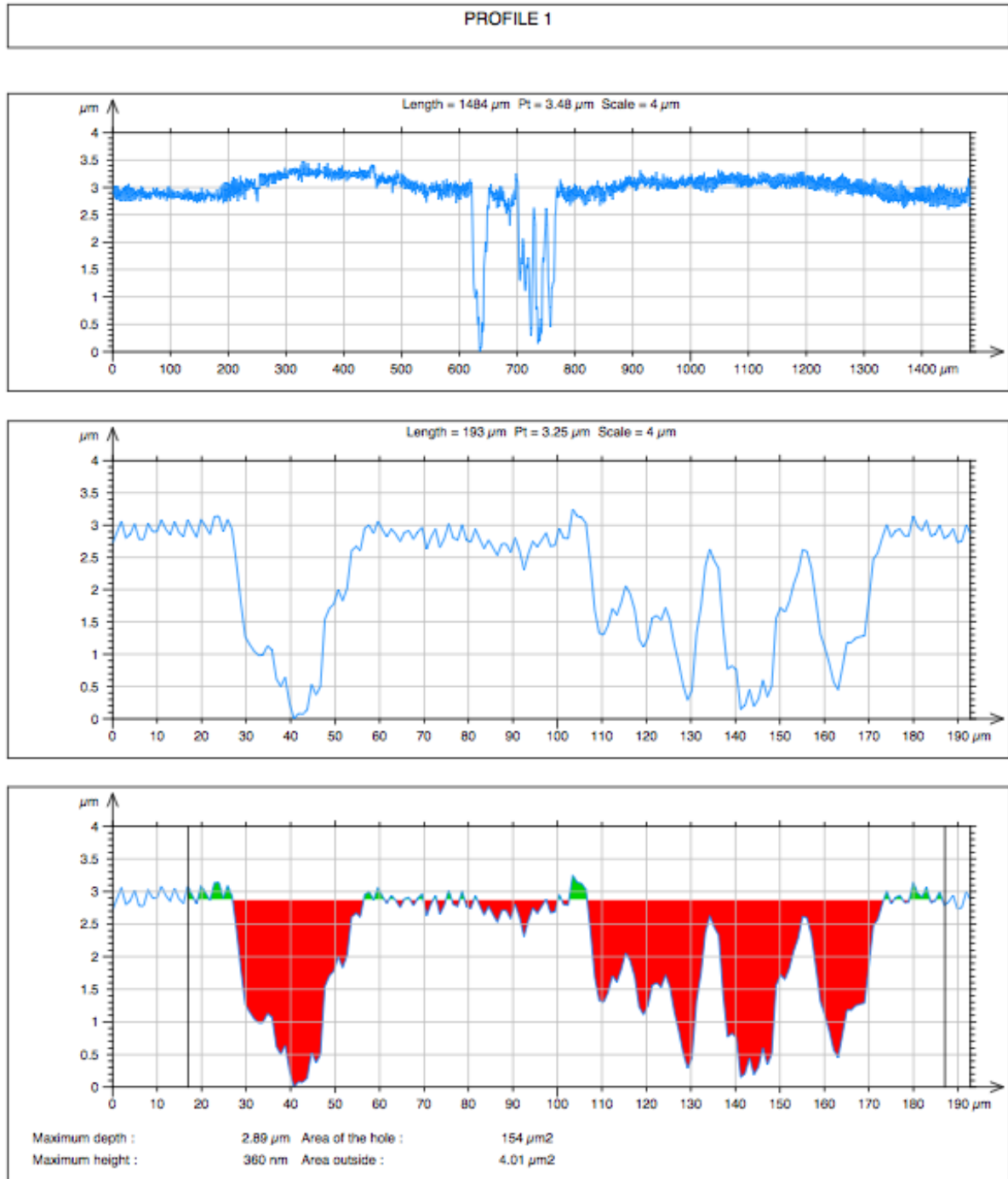


Figura 62 - Perfil 1 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(4)+R)

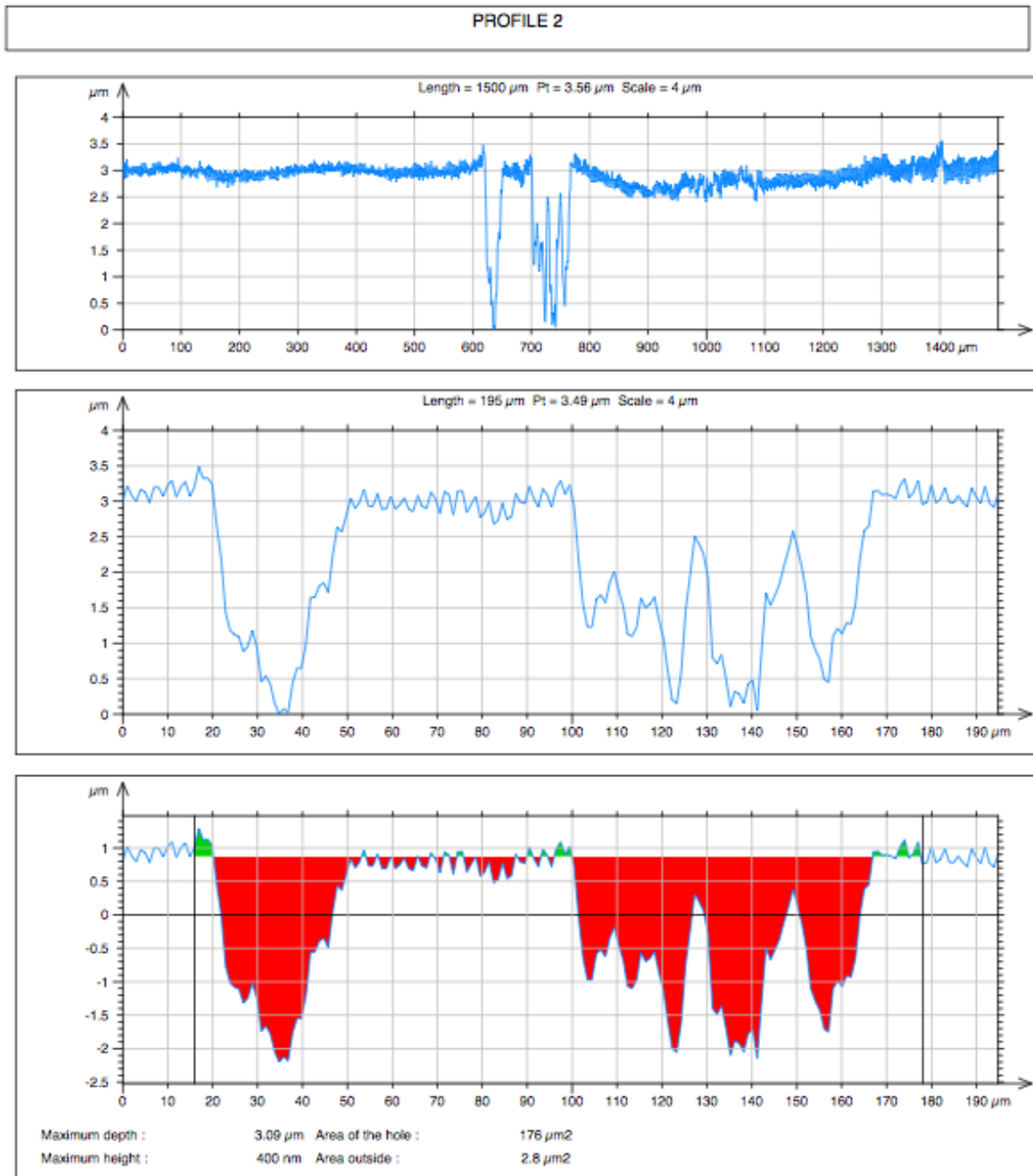


Figura 63 - Perfil 2 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(4)+R)

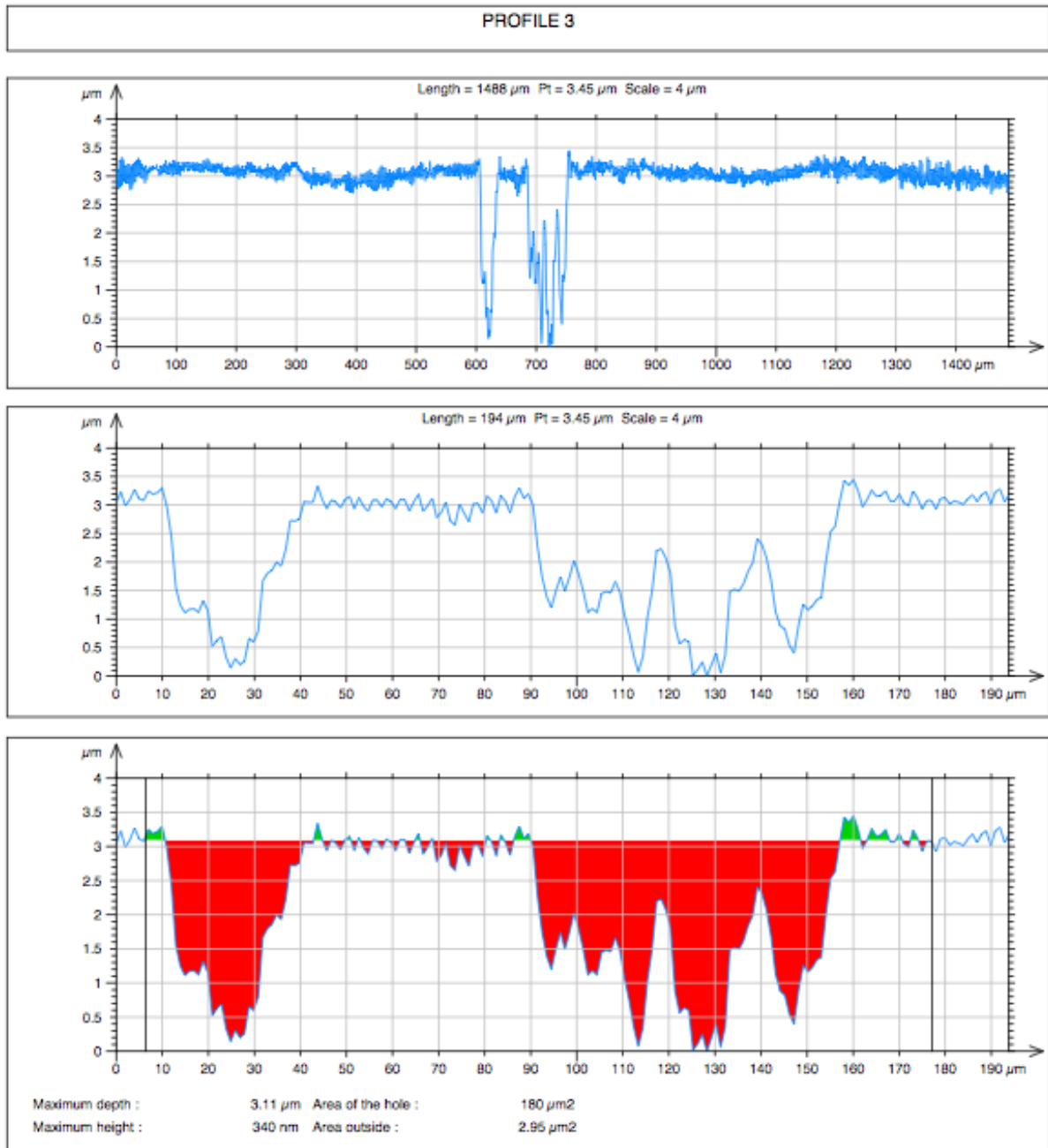


Figura 64 - Perfil 3 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(4)+R)

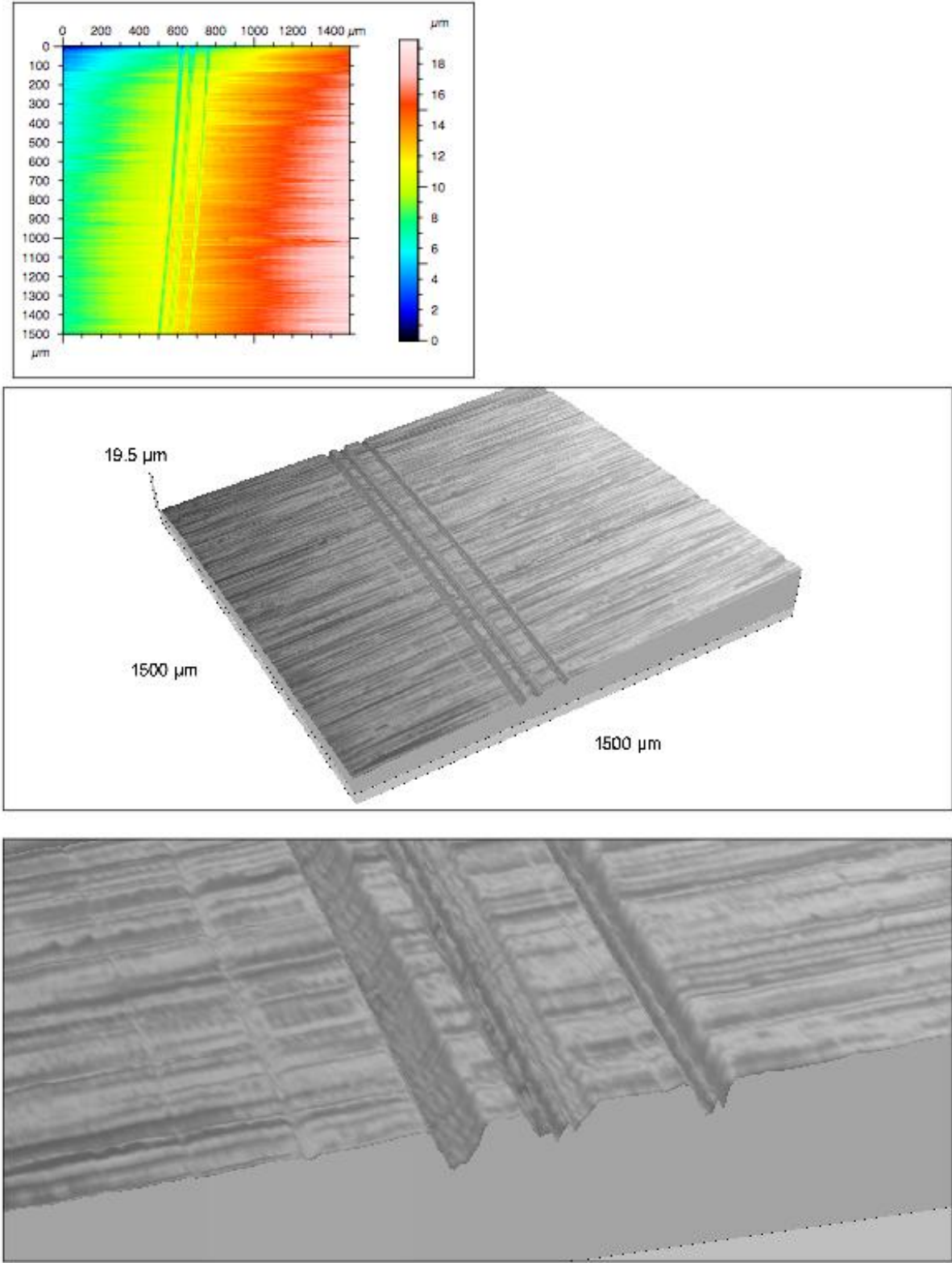


Figura 65 - Topografia registada do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(36)+R)

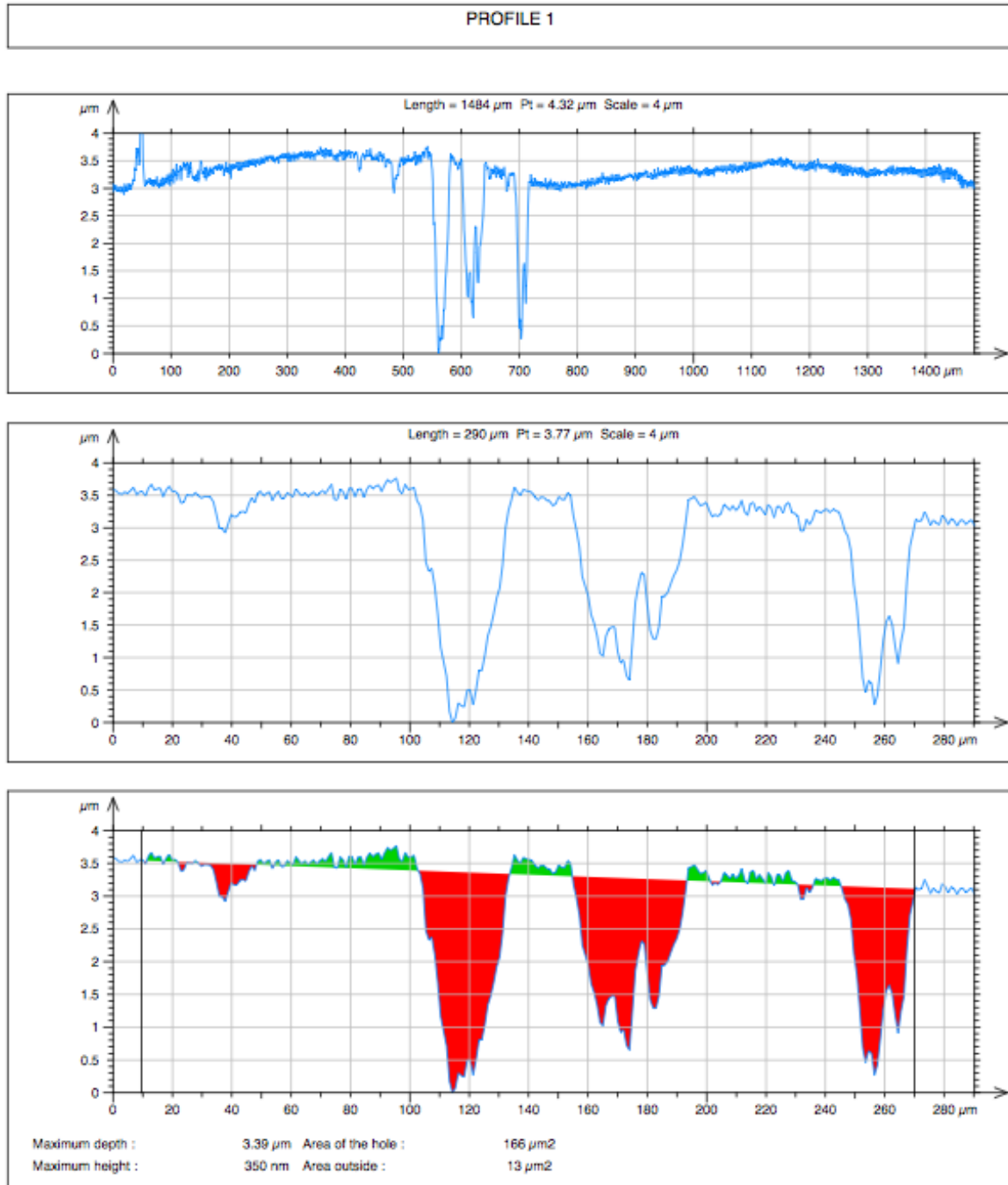


Figura 66 - Perfil 1 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(36)+R)

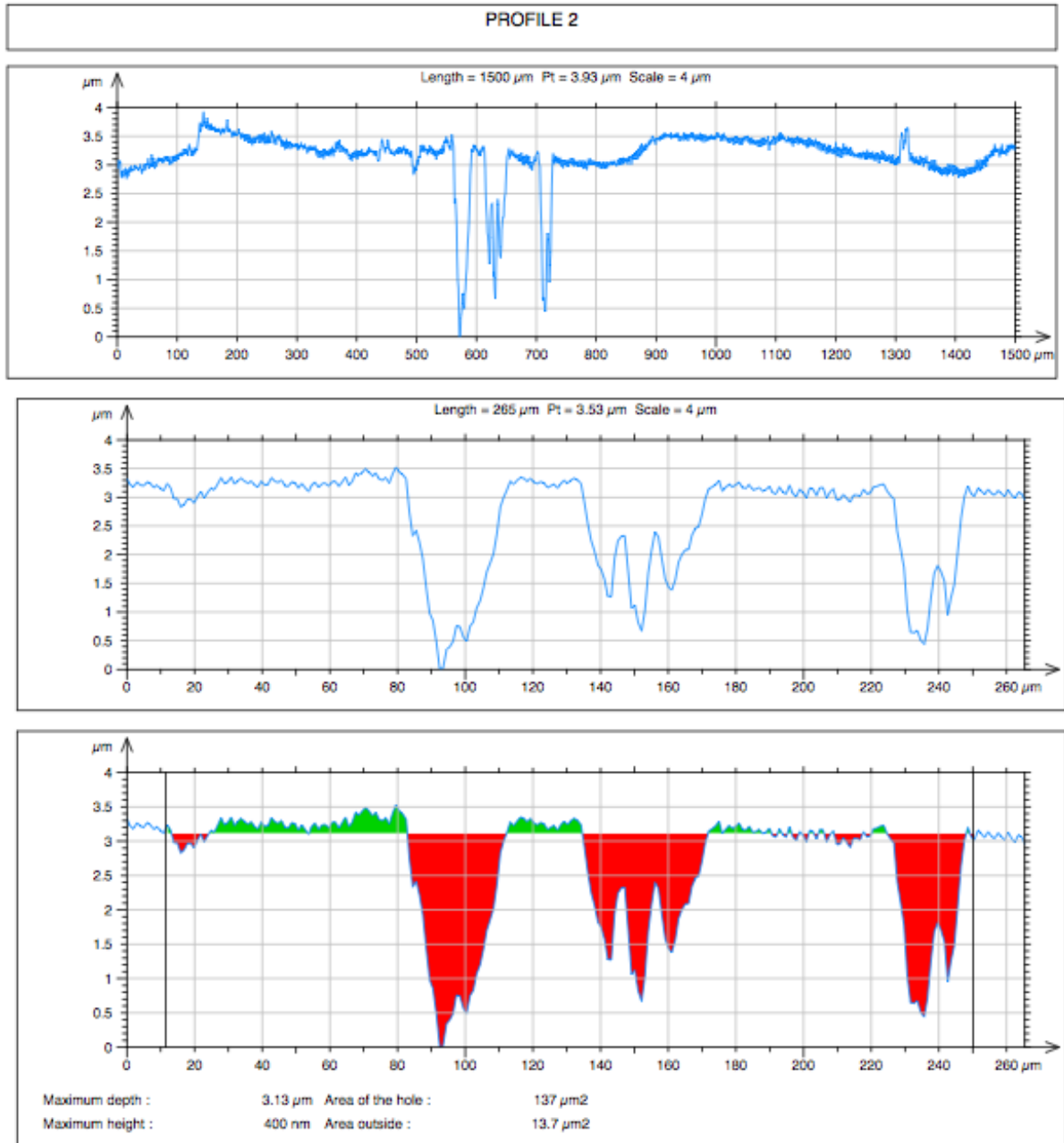


Figura 67 - Perfil 2 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(36)+R)

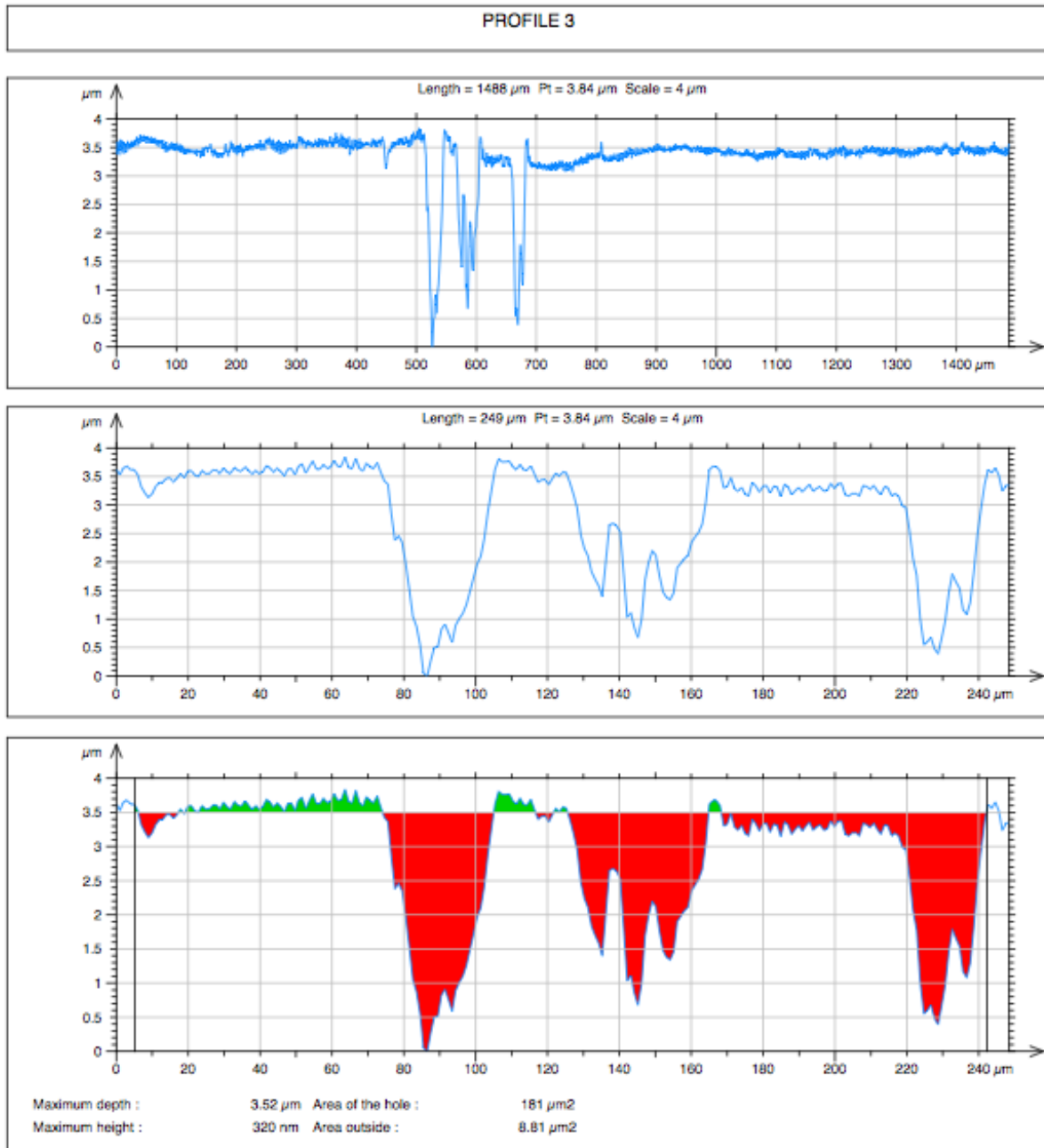


Figura 68 - Perfil 3 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+TC(36)+R)

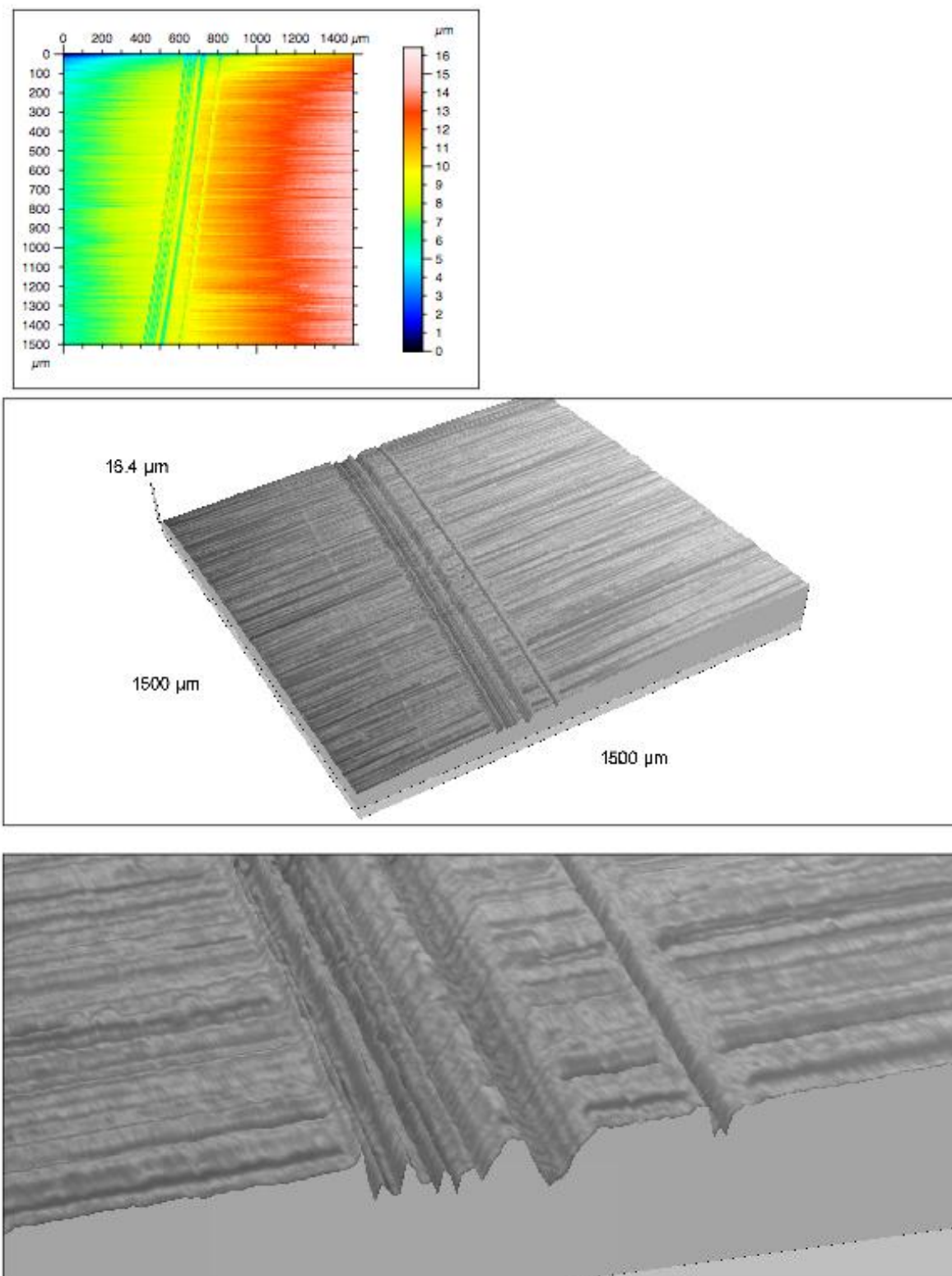


Figura 69 - Topografia registrada do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(1/4)+R)

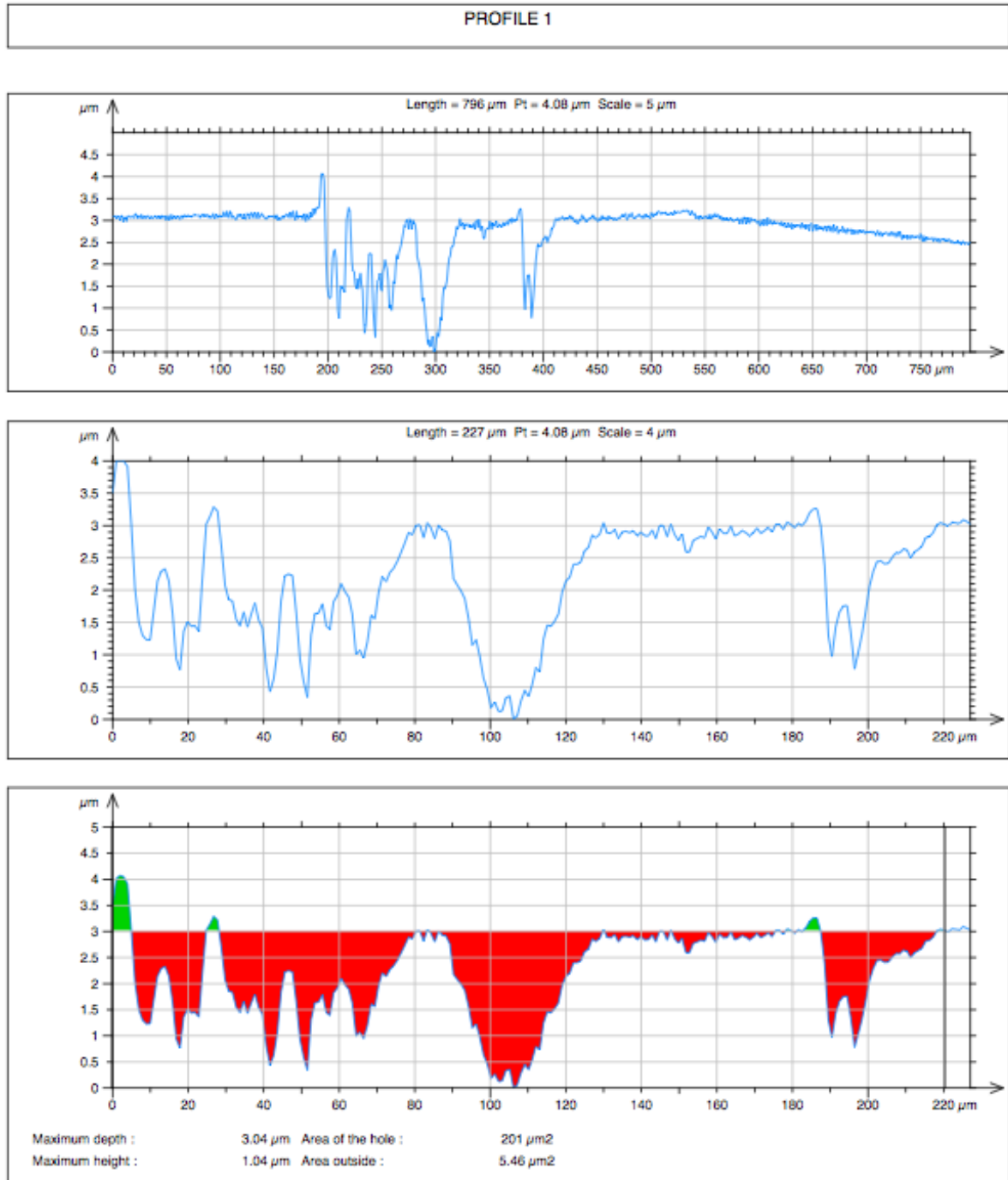


Figura 70 - Perfil 1 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(1/4)+R)

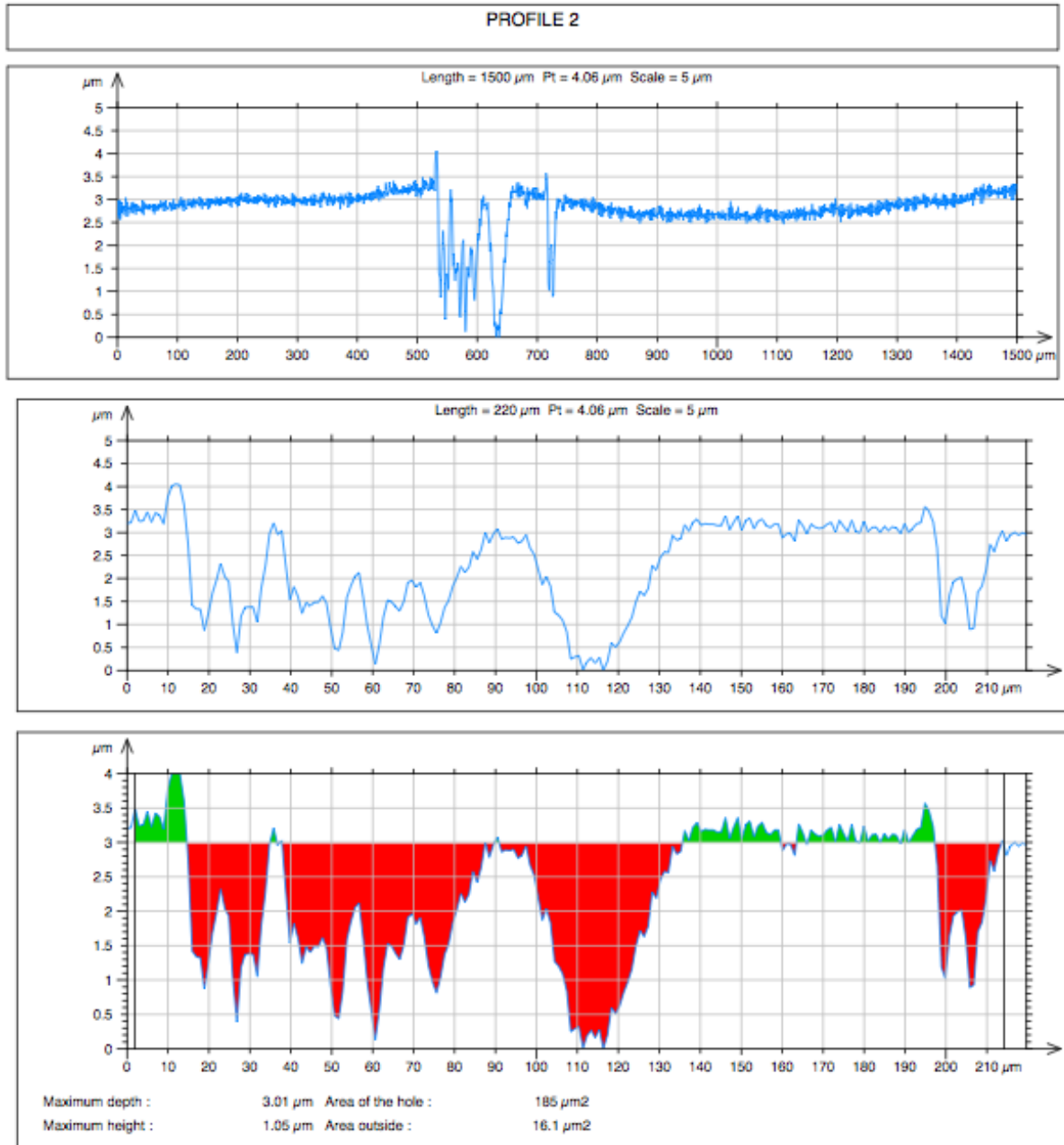


Figura 71 - Perfil 2 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(1/4)+R)

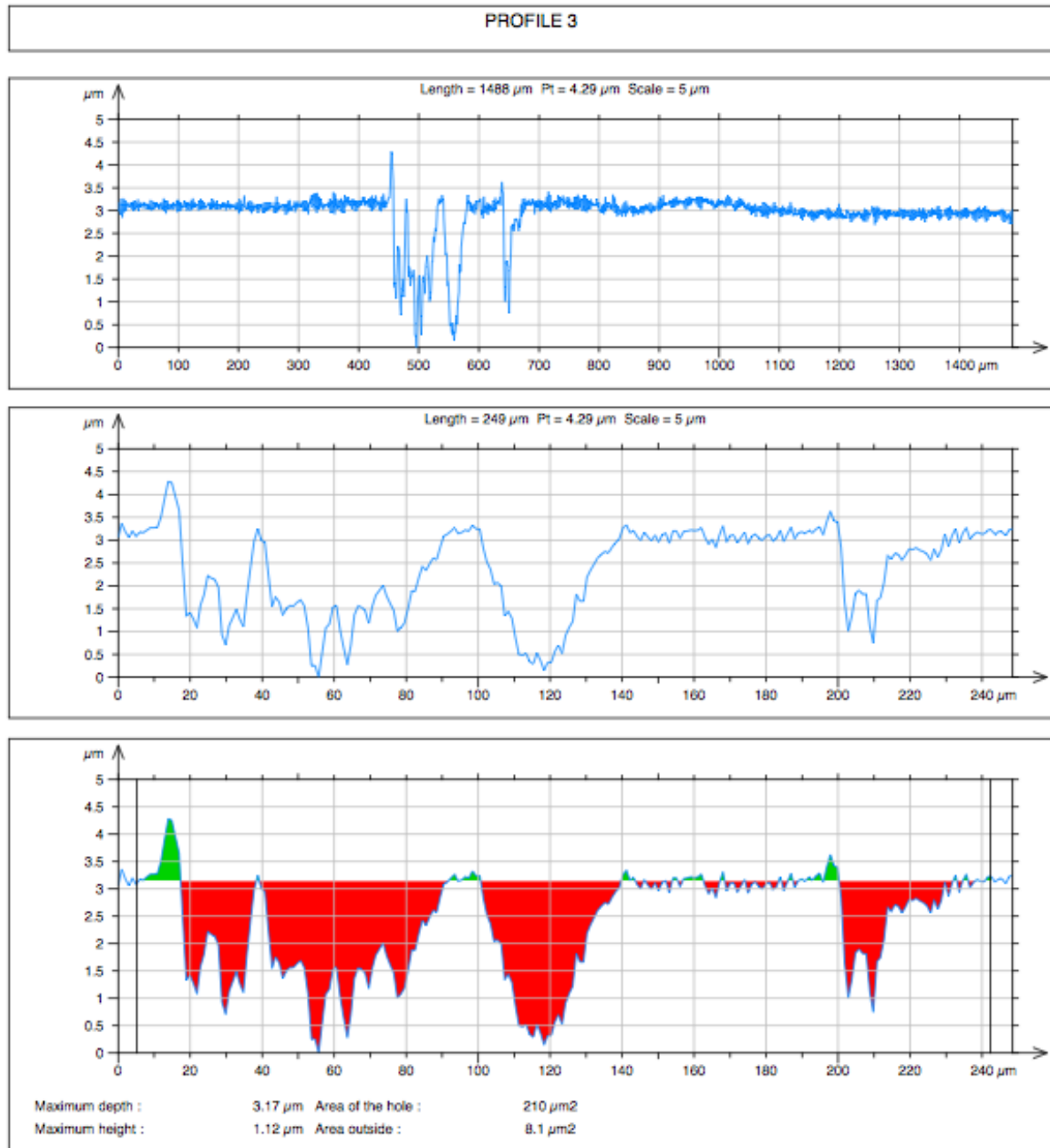


Figura 72 - Perfil 3 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(1/4)+R)

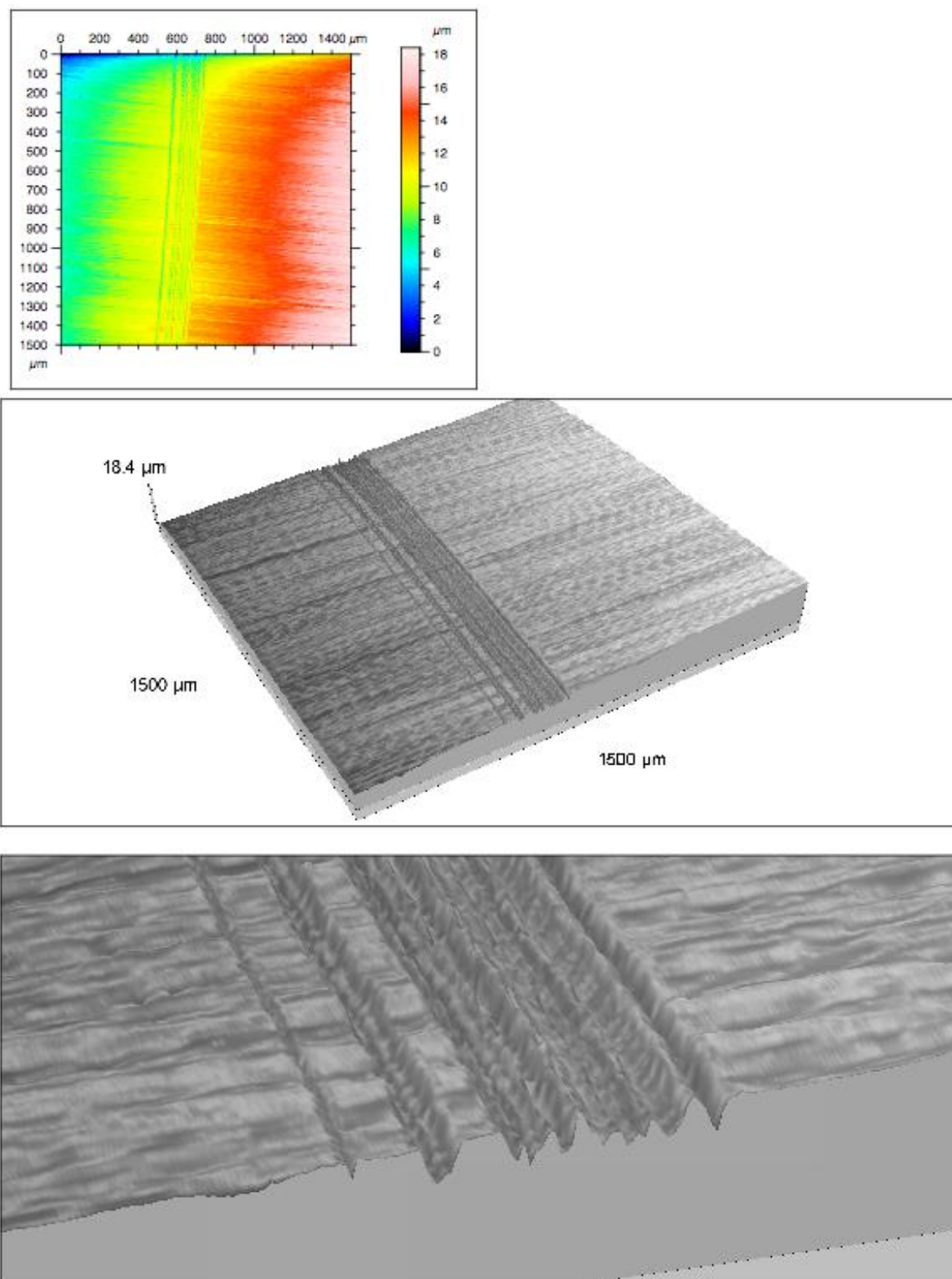


Figura 73 - Topografia registada do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(4)+R)

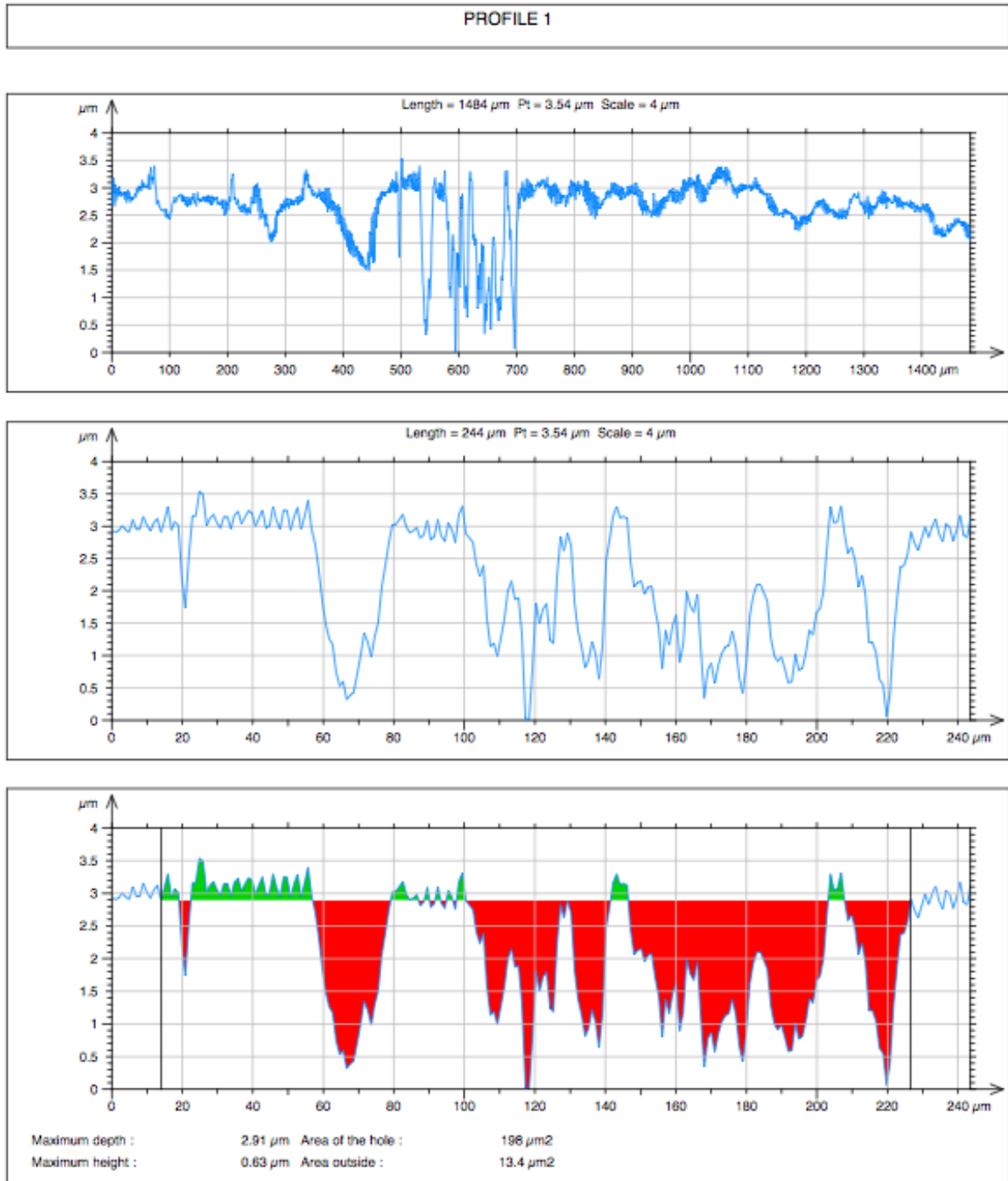


Figura 74 - Perfil 1 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(4)+R)

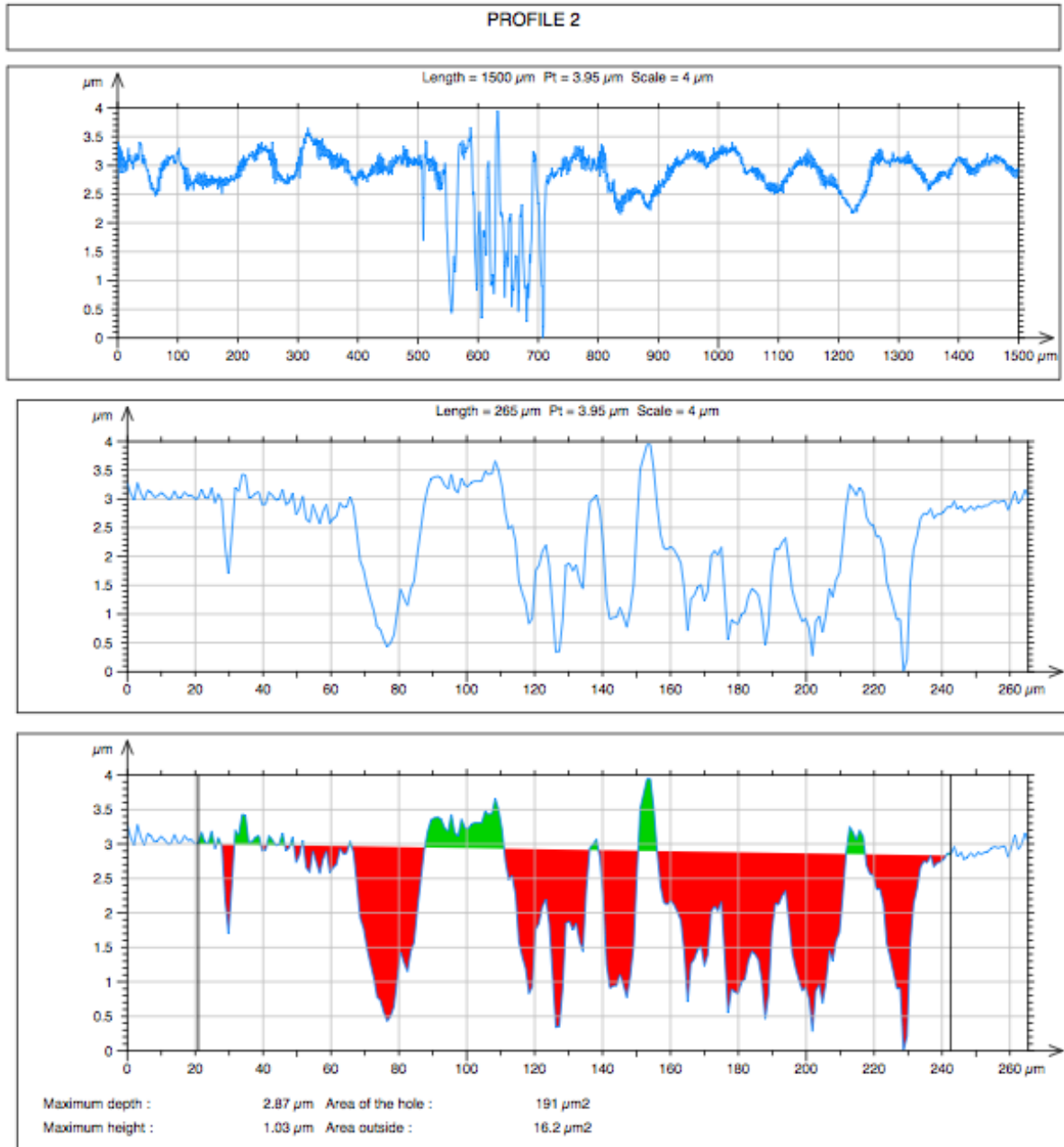


Figura 75 - Perfil 2 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(4)+R)

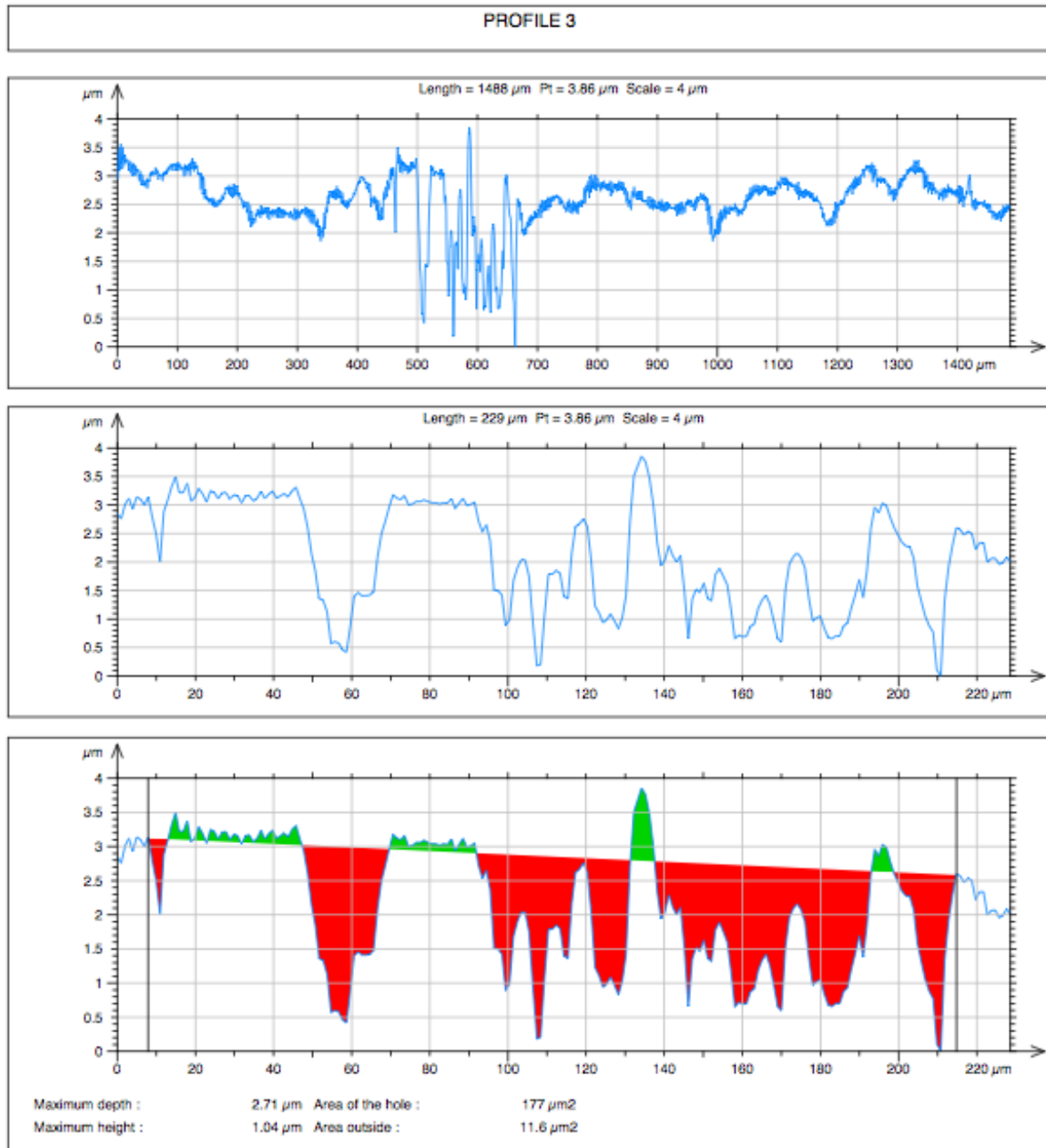


Figura 76 - Perfil 3 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(4)+R)

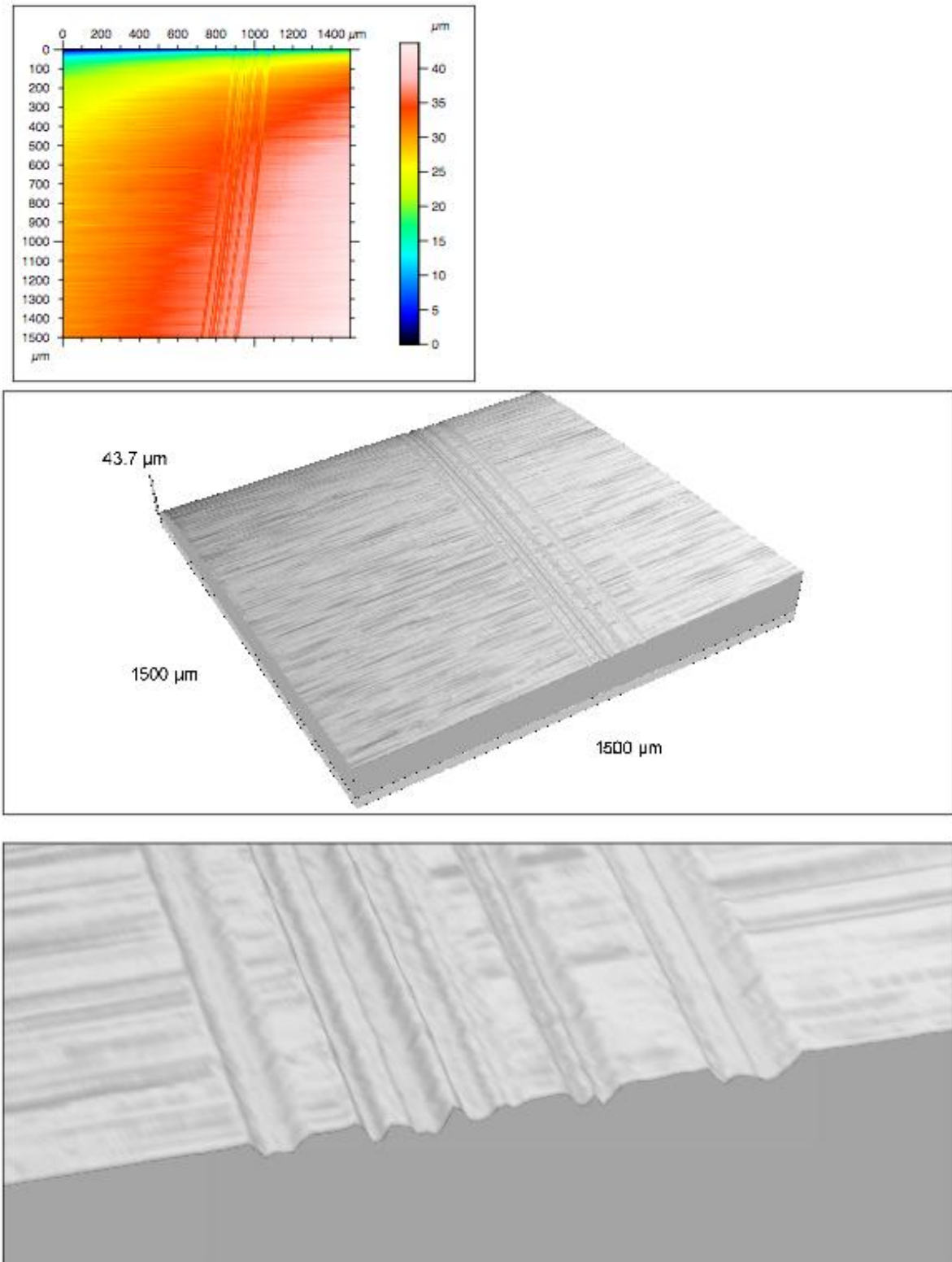


Figura 77 - Topografia registada do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(36)+R)

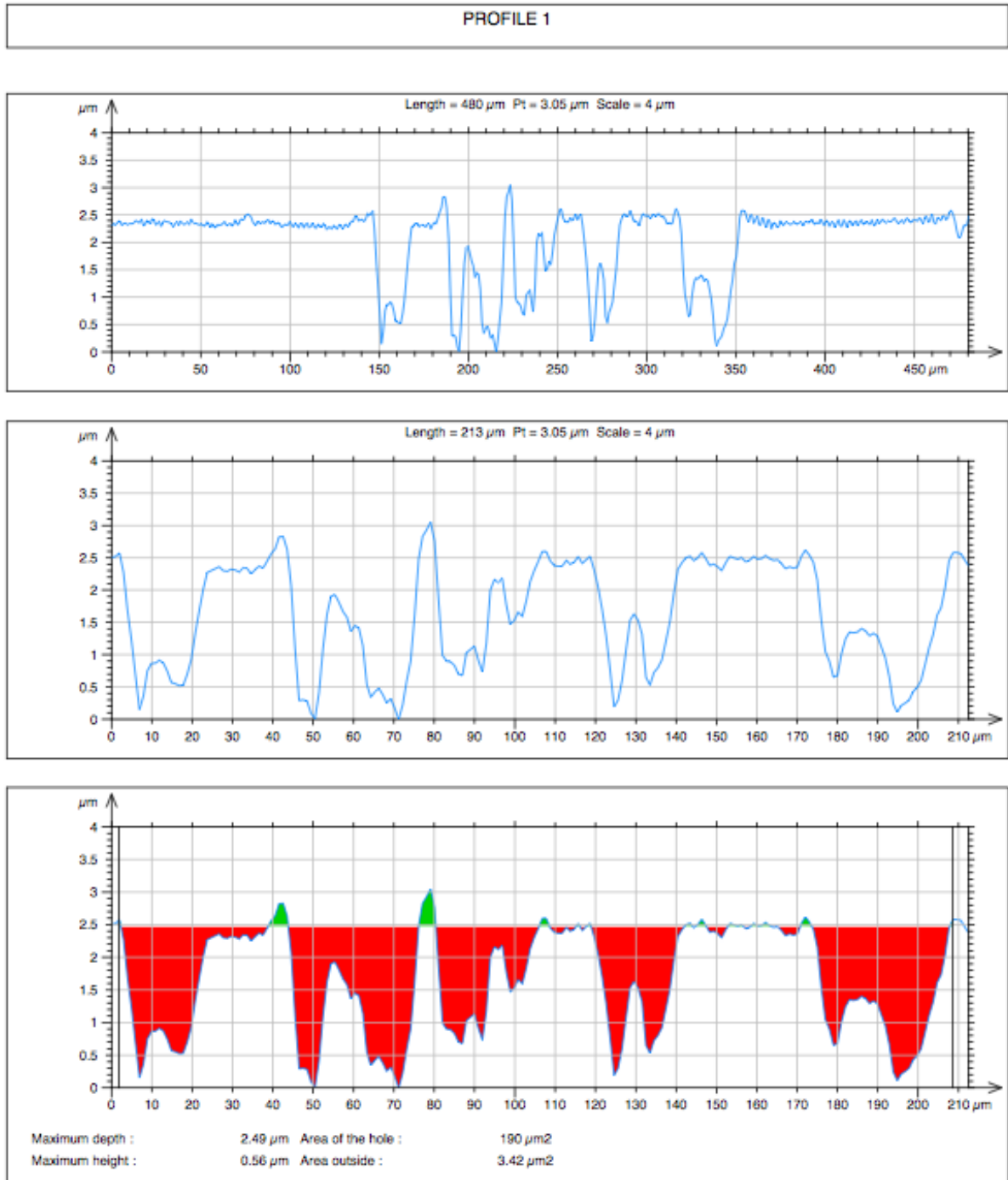


Figura 78 - Perfil 1 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(36)+R)

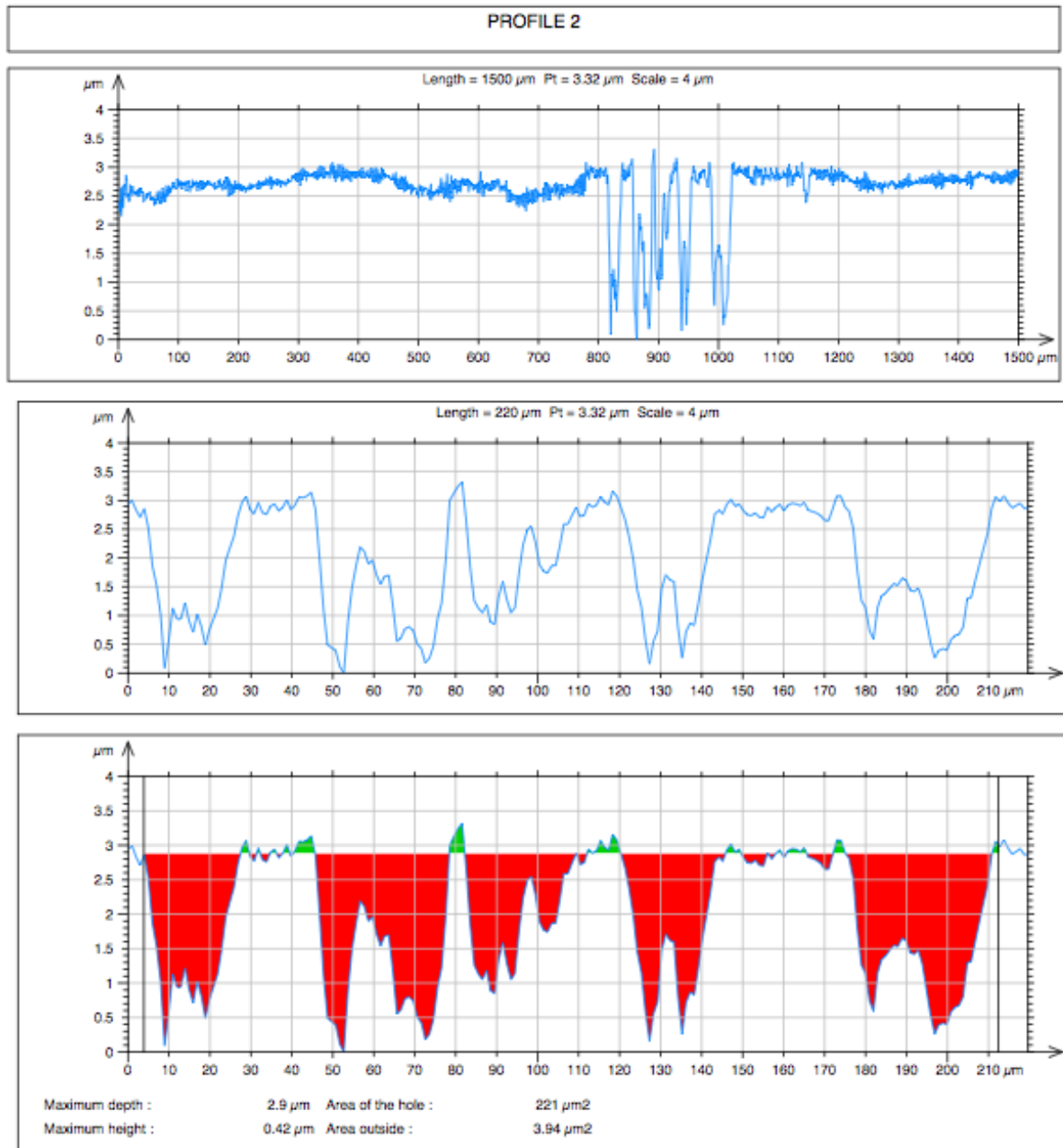


Figura 79 - Perfil 2 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(36)+R)

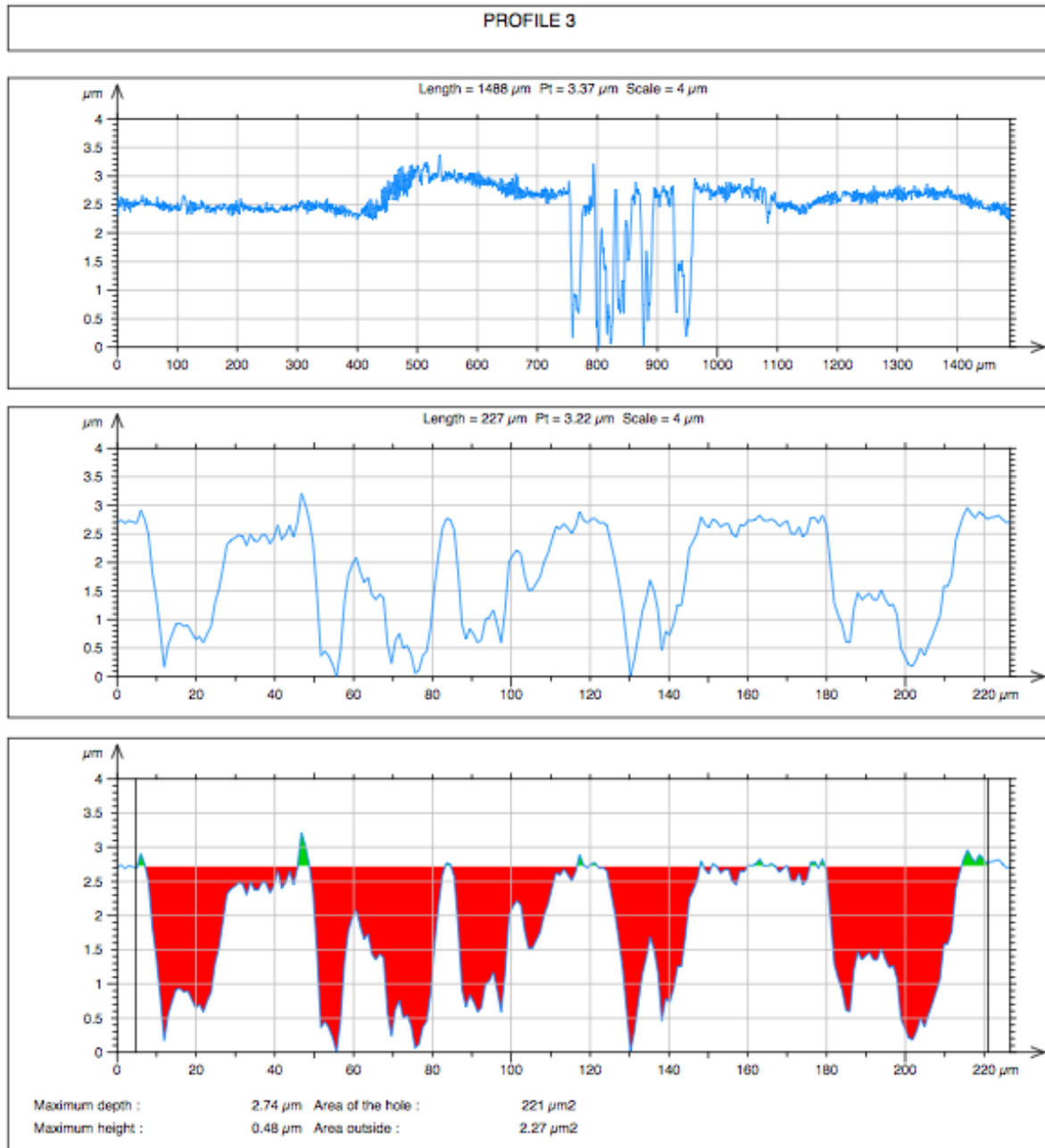


Figura 80 - Perfil 3 do disco sujeito ao ciclo térmico (A+T+R+TC(36)+R)