

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

ARTHUR RUOLA COIADO

**Análise de Falha de Garras Fundidas fabricadas em Superliga de Níquel
CMSX-4**

São Paulo
2023

ARTHUR RUOLA COIADO

**Análise de Falha de Garras Fundidas fabricadas em Superliga de Níquel
CMSX-4**

Trabalho de Formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

Área de concentração: Engenharia Metalúrgica

Orientador: Prof. Dr. Cesar Roberto de Farias Azevedo

Coorientador: Prof. Marcelo Ferreira Moreira

São Paulo
2023



Cesar Roberto de Farias Azevedo

to Marcelo, Luiza, me ▾

7:16 PM (30 minutes ago)



Portuguese ▾ > English ▾ [Translate message](#)

[Turn off for: Portuguese](#) ✕

Boa noite,

Segue a versão final do TCC do Coiado com as ultimas correções aprovadas.

Favor encaminhar para o Landgraf.

Atenciosamente

Cesar

Prof Cesar R F Azevedo

Editor-in-Chief | [Engineering Failure Analysis](#) | [ELSEVIER](#) | [CiteScore=6.3](#) | [JIF=4](#)

Escola Politécnica | Universidade de São Paulo | Brasil

[Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais](#) | [Scopus ID](#) | [CV Lattes](#)

Esse email e quaisquer arquivos transmitidos com ele são confidenciais e destinados exclusivamente para uso pelo individuo ou pela entidade a quem estão endereçados. Se você recebeu este email por engano, notifique o administrador do sistema. | *This email and any files transmitted with it are confidential and intended solely for the use of the individual or entity to whom they are addressed. Please notify the system manager if you have received this email in error.*

Dedico este trabalho à minha família,
que sempre esteve comigo ao longo desta jornada.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Cesar, pela oportunidade de desenvolver este trabalho, assim como seus ensinamentos e conselhos que alcançaram além da sala de aula durante a graduação.

Ao Prof. Marcelo Moreira Ferreira pelo auxílio exímio durante a realização dos procedimentos necessários e orientação em laboratório, assim como as conversas descontraídas durante o horário de almoço.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas por ceder seu espaço e equipamento para a realização das imagens e ensaios presentes neste trabalho, em especial ao técnico Bruno Andrade, que com muita paciência e dedicação soube guiar a cadência dos processos.

Ao Eng. André Oliveira, em especial, pela simulação e análise realizadas na peça, que possibilitaram a conclusão do trabalho de maneira mais assertiva.

À Eng^a. Luiza Fantin pela amizade construída durante as visitas ao IPT.

“We can only see a short distance ahead,
but we can see plenty there that needs to be done.”

Alan Turing

RESUMO

A análise de falhas em engenharia é um procedimento utilizado para entender o motivo pelo qual uma avaria ocorreu durante o uso de um equipamento. O processo é uma investigação que visa conhecer a origem da falha e identificar seu principal motivo a fim de propor soluções de mitigação. Falhas em componentes metálicos tem por procedimento padrão entender do macro para o micro a estrutura do metal e como a falha evoluiu, reunindo informações que contam com seu processo de fabricação e tratamentos térmicos, composição da liga, ambiente e condições de temperatura e carregamento ao qual o componente foi submetido durante utilização e geometria da peça. O trabalho investigou como uma peça de superliga de níquel CMSX-4, material utilizado em condições extremas de temperatura e carga, falhou durante ensaio de fluência. O componente era uma garra que suportava corpo de prova de mesma liga, mas que tinham como principais diferenças a morfologia granular e o tratamento térmico. Foram utilizadas técnicas metalográficas para entender a estrutura do material, assim como análise por método de elementos finitos para entender as condições de carregamento a que a peça estava submetida. Os resultados mostram que a falta de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, a geometria microestrutural colunar e a geometria da peça foram fatores chave para sua falha.

Palavras-chave: [análise de falha. superliga de níquel.]

ABSTRACT

Failure analysis in engineering is a procedure used to understand why a failure occurred during the use of equipment. The process is an investigation aimed at knowing the origin of the failure and identifying its main reason for proposing mitigation solutions. Failures in metallic components have as a common procedure understanding, from macro to micro, the structure of the metal and how the failure evolved, gathering information that includes its manufacturing process and heat treatments, alloy composition, environment, temperature and loading conditions to which the component was subjected during use and geometry of the part. The work investigated how a sample grip made of cast nickel superalloy CMSX-4 failed during creep testing. The component was a claw that supported a test body of the same alloy but whose main differences were granular morphology and heat treatment. Metallographic techniques were used to investigate the microstructure near the failure nucleation site and finite element analysis to understand the loading conditions to which the part was subjected. The failure's root causes were the lack of proper heat treatment of the cast part and the poor gripper design.

Keywords: [failure analysis. nickel superalloy.]

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Fig. 1 - Fig. 1 - Célula unitária das fases γ e γ' presentes em uma superliga à base de Ni. À esquerda (a), célula unitária de fase austenítica (γ) com estrutura cristalina CFC. À direita (b), célula unitária de fase intermetálica γ' , com estrutura cristalina L12 oriunda de estrutura CFC. Imagem adaptada de [2].

Fig. 2 - Microestrutura de superliga CMSX-4 deformada a 1150°C e 100 MPa por 10 horas. Imagem adaptada de [5].

Fig. 3 - Esquema de produção de peça monocristalina. Em destaque, se observa o seletor de grão e a indicação de movimento da base refrigerada. Imagem adaptada de [3].

Fig. 4 - Seção transversal de superliga CMSX-4. Parte clara mostra a estrutura eutética interdendrítica. Imagem adaptada de [5].

Fig. 5 - Diagrama pseudobinário baseado em estabilizador de γ (Ni, Co, Cr, Re, W) e γ' (Al, Ti, Ta). Figura adaptada de [7].

Fig. 6 - Diagrama de fases na condição de Scheil. \bar{X}_S representa a composição média da fase sólida no decaimento de temperatura. Figura adaptada de [9].

Fig. 7 - Esquema de dendrita zonada, com formação de eutéticos na região interdendrítica. Figura adaptada de [9].

Fig. 8 - Corte em seção transversal de amostra de superliga DD6. É possível observar a presença de porosidade interdendrítica e inclusão. A linha tracejada identifica a direção de crescimento dendrítico. Imagem adaptada de [11].

Fig. 9 - Esquema de localização de porosidade em esqueleto dendrítico na solidificação direcional de superliga de níquel. S - fase sólida. L - fase líquida. V_C - Volume Interdendrítico. λ_I - Dendrita primária. λ_{II} - Dendrita Secundária. V_P - Volume do Poro. Imagem adaptada de [12].

Fig. 10 - Ciclo de análise e tomada de decisão para análise de falhas. Figura adaptada de [13].

Fig. 11 - Esquema de montagem de corpo de prova dentro de equipamento de ensaio de fluência. Imagem cedida pelo Eng. Marcelo Ferreira.

Fig. 12 - Imagem ampliada da garra produzida à base de superliga de níquel presa à haste do equipamento. Imagem cedida pelo Eng. Marcelo Ferreira.

Fig. 13 - Geometria e dimensões do corpo de prova ensaiado. Esquema cedido pelo Eng. Marcelo Ferreira.

Fig. 14 - Geometria e dimensões da garra de suporte. Esquema cedido pelo Eng. Marcelo Ferreira.

Fig. 15 - Amostras 1 (a) e 4 (b) seccionadas para análise micrográfica.

Fig. 16 - Grau avançado da trinca na amostra 2. Visão da região de encaixe do corpo de prova.

Fig. 17 - Amostra 3. Em (a), visão interna da garra bipartida. Em (b), aumento da região de trinca, com detalhe da região pós fraturada.

Fig. 18 - Amostras 5 (a), 6 (b) e 7 (c). Região interna com trincamento em destaque.

Fig. 19 - Amostra 8. Visão da região interna (a) e da região de encaixe de corpo do corpo de prova (b).

Fig. 20 - Esquema de plano de corte das amostras 1 e 4, com fragmento embutido em resina polimérica.

Fig. 21 - Modelamento dos elementos utilizados para simulação de elementos finitos. Adaptado de [15].

Fig. 22 - Amostra 6 após ataque em solução 300 ml de ácido clorídrico (HCl) + 100 ml de peróxido de hidrogênio (H₂O₂) por 15 minutos. É possível observar que o material é policristalino e a direção dos grãos é vertical.

Fig. 23 - Amostra 6 após ataque em solução 300 ml de ácido clorídrico (HCl) + 100 ml de peróxido de hidrogênio (H₂O₂) por 15 minutos. É possível observar a presença de trinca na região central.

Fig. 24 - Amostras 7 (a) e 8 (b) após ataque em solução 300 ml de ácido clorídrico (HCl) + 100 ml de peróxido de hidrogênio (H₂O₂) por 15 minutos.

Fig. 25 - Sequência em aumento da estrutura fundida da amostra 1. Em (a) destaque de estrutura dendrítica, aumento 50x. Em (b) destaque para região interdendrítica e eutético γ/γ' , aumento 100x. Em (c) destaque para as porosidades interdendríticas, aumento 500x. Imagens obtidas por microscopia óptica.

Fig. 26 - Esquema com aumento de início (a) e final (b) de trinca da amostra 1. Imagem obtida por microscopia óptica. Aumento de 50x.

Fig. 27 - Região de trinca da amostra 4. É possível observar a propagação de trinca secundária e seu estado de oxidação. Imagem obtida por microscopia óptica. Aumento de 50x.

Fig. 28 - Região de microestrutura que mostra início de formação de fenômeno de rafting. A linha tracejada indica alinhamento da estrutura austenítica matricial. Imagem obtida por MEV pelo Eng. Marcelo Moreira e pelo Téc. Bruno Andrade. Aumento 10.000x.

Fig. 29 - Esquema representativo da tração sofrida pela garra na região de falha. Amostra 6. Imagem adaptada de [15].

Fig. 30 - Resultado da simulação de AEF, evidenciando a faixa de tensões que atuam na garra na região de falha. Imagem adaptada de [15].

Fig. 31 - Micrografia de superliga que passou por tratamento térmico de solubilização. É possível observar a solubilização dos eutéticos e a diferença de gradiente químico entre as fases dendrítica e interdendrítica de fundição. Imagem adaptada de [4].

Fig. 32 - Comparação das curvas de fluência para MAR-M200 testado a 1255 K e 206 MPa em fundição convencional, solidificadas direcionalmente e monocristalinas. Imagem adaptada de [20].

Fig. 33 - Variação das propriedades de ruptura por fluência da superliga CMSX-4 a 850°C, medida em corpos de prova com um único contorno de grão de orientação θ . É possível observar a redução no desempenho causada pela presença de contornos de grão. Imagem adaptada de [20].

Fig. 34 - Comparação de local de trinca e região de tensão obtida da simulação da análise por elementos finitos. É possível observar que na amostra 2 (a) a abertura da trinca coincide com a região de tensão máxima da simulação (b).

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da Liga CMSX-4

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	13
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1.	SUPERLIGAS DE NÍQUEL	14
2.2.	A SUPERLIGA CMSX-4	15
2.3.	POROSIDADE INTERDENDRÍTICA	19
2.4.	PROCESSO DE ANÁLISE DE FALHAS	21
3.	OBJETIVOS	24
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	25
4.1.	MACROGRAFIA	30
4.2.	MICROGRAFIA	30
4.3.	ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS	31
5.	RESULTADOS	33
5.1.	ANÁLISE MACROESTRUTURAL	33
5.2.	ANÁLISE MICROGRÁFICA	34
5.2.1.	REGIÃO ÍNTEGRA	34
5.2.2.	REGIÃO DE FALHA	35
5.3.	RESULTADOS DA SIMULAÇÃO	36
6.	DISCUSSÃO	38
7.	CONCLUSÃO	41
8.	REFERÊNCIAS	42

1. INTRODUÇÃO

Superligas são materiais amplamente utilizados em engenharia para aplicações de carregamento em temperaturas elevadas, sendo empregadas na produção de componentes de turbinas a gás e rotores de turbocompressores. No contexto desse trabalho, é apresentada a superliga CMSX-4, que foi implementada na produção de garra utilizada para suportar corpo de prova, de mesmo material, durante ensaio de fluência.

O ensaio de fluência consiste em estudar o comportamento de um material metálico sob condições de temperatura e carga constantes. Sendo as superligas então largamente utilizadas para aplicações em ambientes extremos devido a sua alta resistência à fluência, condições operacionais ou processos de produção inadequados podem levar à sua falha durante seu período de vida útil.

O trabalho tem por objetivo estudar a falha em oito garras, que apresentaram trincamento na mesma região, buscando as possíveis causas e mecanismos de avaria. A importância de se deduzir o mecanismo de falha é essencial para entender quais etapas do processo de produção de um componente podem ser cruciais influenciadores de seu desempenho, uma vez que a literatura recomenda o tratamento térmico da estrutura bruta de fundição de superligas, etapa que não foi realizada para peça estudada neste trabalho. Para o IPT, evitar a perda de material em ensaios futuros, dado que são testes de longa duração e os corpos de prova monocristalinos são de difícil obtenção.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. SUPERLIGAS DE NÍQUEL

As superligas são materiais utilizados em temperaturas acima de 540°C, sendo passíveis de aplicação de carga em temperaturas que correspondem a 80% de seu ponto de fusão (Temperatura Homóloga - T_h), fração que supera qualquer outra classe de material de engenharia [1].

Suas propriedades de maior relevância são: resistência em elevadas temperaturas, resistência a ataques do meio contendo nitratos, carbonatos e sulfatos, resistência à oxidação, resistência à fluência, resistência à ruptura e à corrosão térmica, tenacidade, estabilidade metalúrgica e características de expansão térmica baixas [1].

Por terem desempenho em altas temperaturas, as superligas foram, inicialmente, desenvolvidas para uso na indústria aeronáutica, sendo seu desenvolvimento regido pelas demandas da indústria de turbinas nos últimos 80 anos. Atualmente, também são utilizadas em fornos para tratamento térmico e usinas de geração de energia fóssil e nuclear, tanto como parte de turbinas quanto como tubulações que operam em ambientes extremos [1].

A resistência a altas temperaturas das superligas está ligada à estabilidade de matrizes cúbicas de face centrada (CFC), aliada ao endurecimento por precipitação e solução sólida. A matriz austenítica (γ) contém uma variedade de fases secundárias, sendo a mais importante para este trabalho a fase γ' , de composição $Ni_3(Al, Ti)$, com arranjo atômico do tipo $L1_2$, oriundo da estrutura CFC e coerente com a matriz austenítica [1]. A célula unitária das fases γ e γ' podem ser observadas na Fig. 1.

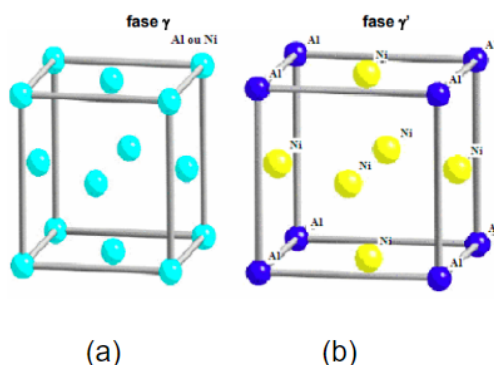


Fig. 1 - Célula unitária das fases γ e γ' presentes em uma superliga à base de Ni. À esquerda (a), célula unitária de fase austenítica (γ) com estrutura cristalina CFC. À direita (b), célula unitária de fase intermetálica γ' , com estrutura cristalina L12 oriunda de estrutura CFC. Imagem adaptada de [2].

Uma superliga de níquel sob tensão em altas temperaturas está sujeita a alteração morfológica de fase γ' , ao sofrer deformação plástica, formando placas de fase intermetálica a partir de precipitados cuboideis. Esse fenômeno é chamado de regime de *rafting* e tem influência importante nas propriedades mecânicas do material. A Fig. 2 ilustra tal ocorrência em micrografia feita após o material ser tensionado em 100 MPa por 10 horas em temperatura de 1150°C.

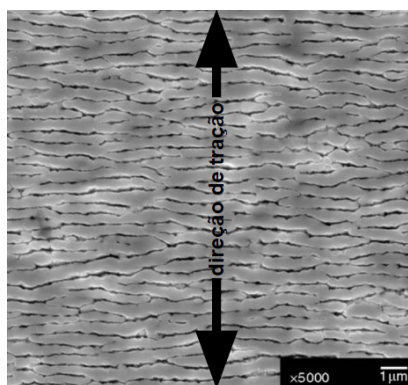


Fig. 2 - Microestrutura de superliga CMSX-4 deformada a 1150°C e 100 MPa por 10 horas. Imagem adaptada de [5].

2.2. A SUPERLIGA CMSX-4

A denominação SX em ligas de níquel advém de Single Crystal, na qual a peça é monocristalina, e pode ser produzida pela técnica Bridgman. Este método específico de fundição de precisão consiste na remoção de base cerâmica refrigerada em velocidade constante, como pode ser visto na Fig. 3, o que permite a troca de calor do molde e do material fundido, possibilitando a nucleação e o

crescimento direcional de diversos grãos a partir do fundo do molde de maneira ascendente. O crescimento dos grãos é barrado por um seletor de grãos, de maneira que apenas um grão cresça e o produto final seja monocristalino [3].

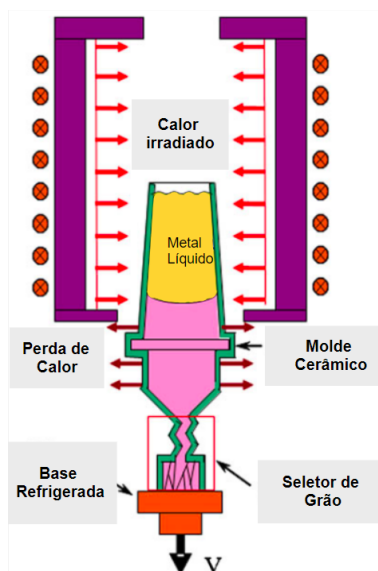


Fig. 3 - Esquema de produção de peça monocristalina. Em destaque, se observa o seletor de grão e a indicação de movimento da base refrigerada. Imagem adaptada de [3].

A estrutura desse monocristal é formada por longos braços de dendritas primárias paralelos longitudinais, com braços secundários perpendiculares à direção de crescimento. Esses braços são formados por matriz de fase γ e precipitado intermetálico γ' . Um terceiro constituinte é inerente à produção de superligas devido a segregação durante a solidificação. O eutético γ/γ' , denominado desde o início de produção da superliga CMSX-4, está associado à solidificação em condições fora do equilíbrio termodinâmico, formando a mistura das duas fases sólidas predominantes γ/γ' e presente na porção interdendrítica do material [4]. A Fig. 4 mostra os braços dendríticos, em escuro, e a região interdendrítica, com presença de eutético γ/γ' , na região clara.

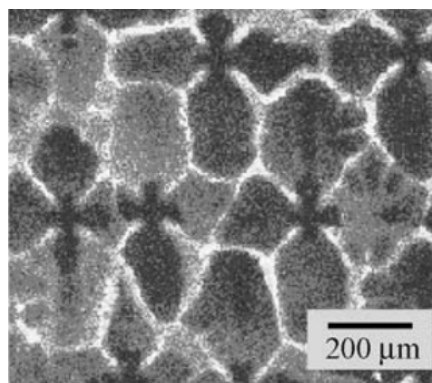


Fig. 4 - Seção transversal de superliga CMSX-4. Parte clara mostra a estrutura eutética interdendrítica. Imagem adaptada de [5].

A liga CMSX-4 faz parte da 2ª geração de ligas desenvolvidas pela Canon-Muskegon Corporation e contém adição de Re como elemento de liga, além dos elementos já utilizados na 1ª geração (Ta, Cr, Co, W, Mo), que compreendia a liga CMSX-2, suas composições podem ser observadas na Tabela 1. A função do rênio é distorcer o reticulado da matriz, levando ao endurecimento por solução sólida, o que contribui para a resistência à fluência do material [5, 6].

Tabela 1 - Composição química das Superligas CMSX-2 e CMSX-4

	Composição (% em massa)									
	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Re	Hf	Ni
CMSX-2	8,0	5,0	0,6	8,0	5,6	1,0	6,0	-	-	bal.
CMSX-4	6,5	9,6	0,6	6,4	5,6	1,0	6,5	3,0	0,1	bal.

Fonte: [5]

A sequência de solidificação da superliga CMSX-4 foi modelada por Raghavan et al. [7] com auxílio do *software* Thermo-Calc. Um diagrama pseudobinário foi construído baseado em dois grupos: estabilizadores de fase γ (Ni, Co, Cr, Re, W) e estabilizadores de fase γ' (Al, Ti, Ta).

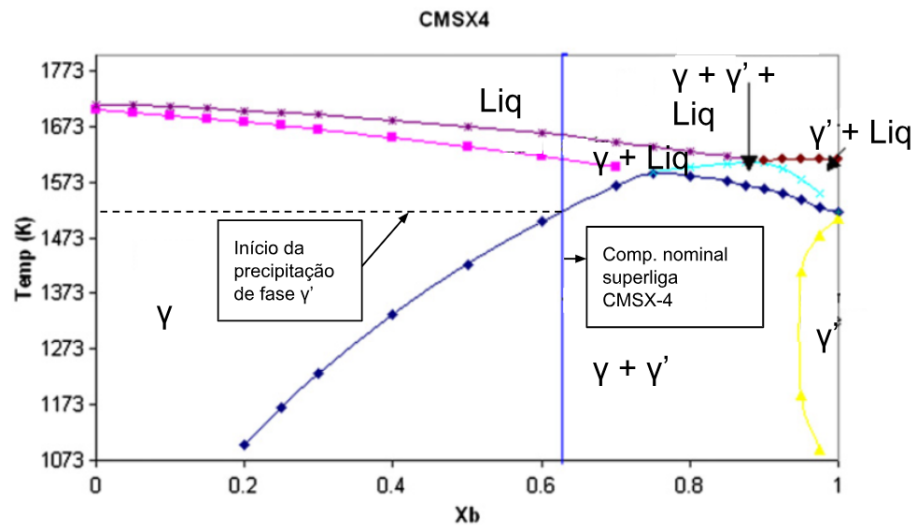


Fig. 5 - Diagrama pseudobinário baseado em estabilizador de γ (Ni, Co, Cr, Re, W) e γ' (Al, Ti, Ta). Figura adaptada de [7].

A composição da liga foi marcada, no diagrama da Fig. 5, logo acima de 0,6, respeitando a Tabela 1 para os elementos presentes na composição da liga CMSX-4, sendo X_b a fração de Ni. Dessa maneira é possível observar que, a temperaturas decrescentes, ocorre a presença de quatro campos, sendo eles: Líquido \rightarrow Líquido + $\gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$. Esse modelo prevê a solidificação dos braços de dendrita de fase γ e precipitação de fase γ' a partir de 1523 K, mas não prevê a formação de fase interdendrítica eutética [7].

Porter & Easterling [8] explicam que esse tipo de ocorrência de fase eutética ocorre na condição de Scheil, a qual impõe difusão total no estado líquido e inexistência de difusão no estado sólido.

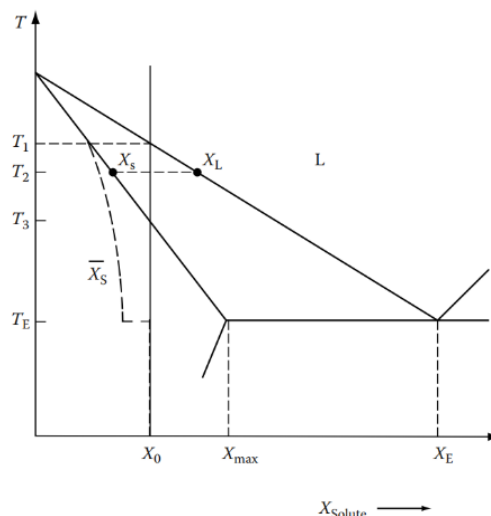


Fig. 6 - Diagrama de fases na condição de Scheil. \bar{X}_s representa a composição média da fase sólida no decaimento de temperatura. Figura adaptada de [9].

Em uma liga de composição X_0 , atingida a temperatura Liquidus T_1 , ocorre a nucleação do primeiro sólido, rejeitando soluto para a fase líquida, que fica rica em soluto. Conforme a temperatura diminui, camadas dendríticas com maior concentração de soluto são formadas, permanecendo zonadas, uma vez que não há difusão no estado sólido. A curva tracejada na Fig. 6 informa a composição média da fase sólida durante o resfriamento, em que a composição inicial X_0 é atingida no patamar de T_E . Concomitantemente, o líquido com maior concentração de soluto atinge a composição eutética X_E , possibilitando a reação eutética. Nas condições de equilíbrio a liga estaria em estado sólido em T_3 , mas a condição de Scheil faz com que a essa temperatura seja T_E [8]. A Fig. 7 demonstra a solidificação dendrítica da superliga.

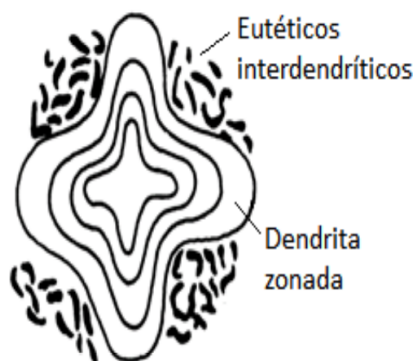


Fig. 7 - Esquema de dendrita zonada, com formação de eutéticos na região interdendrítica. Figura adaptada de [9].

2.3. POROSIDADE INTERDENDRÍTICA

A região interdendrítica de uma liga metálica se forma durante o processo de solidificação, com o crescimento de braços dendríticos em direções opostas, quando o metal em estado líquido passa para o estado sólido durante a nucleação, em que átomos passam a se organizar de maneira ordenada formando os grãos cristalinos. Conforme o crescimento dendrítico se alastra, menos a fase líquida está presente e mais as dendritas se aproximam. A região entre esses componentes é conhecida como região interdendrítica [10].

Esse processo é a base de produção de componentes fundidos e, se não for executado conforme as medidas corretas apresentadas na literatura ou sob supervisão adequada, pode apresentar defeitos como imperfeições ou descontinuidades. Tais defeitos vêm como: porosidade, microrrechupes, cavidades, segregação, *cold shut* e inclusões, que podem ser prejudiciais para o desempenho ou aparência do produto ou sistema, avariando sua função dentro do projeto [11, 12]. A Fig. 8 representa a formação de dois desses defeitos, porosidade e inclusão, em liga DD6.

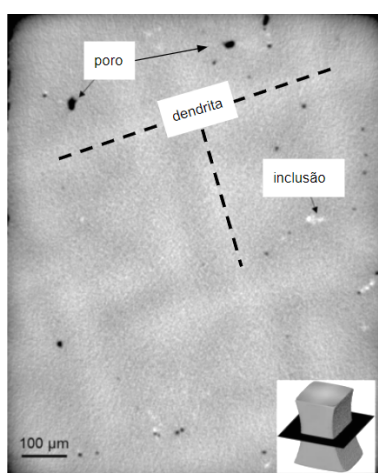


Fig. 8 - Corte em seção transversal de amostra de superliga DD6. É possível observar a presença de porosidade interdendrítica e inclusão. A linha tracejada identifica a direção de crescimento dendrítico. Imagem adaptada de [11].

A porosidade interdendrítica pode ocorrer devido a alguns fatores como a não eliminação completa de gases dissolvidos durante o processo, devido à taxa de resfriamento, por reações químicas de decomposição de compostos presentes no molde, que pode liberar gases como hidrogênio, e design de alimentação de metal líquido para preenchimento do molde. Elas são indesejáveis, já que atuam como pontos concentradores de tensão, comprometendo as propriedades mecânicas e a integridade estrutural da peça, o que aumenta a probabilidade de nucleação de trincas ou fraturas e a propagação de trincas [11, 12].

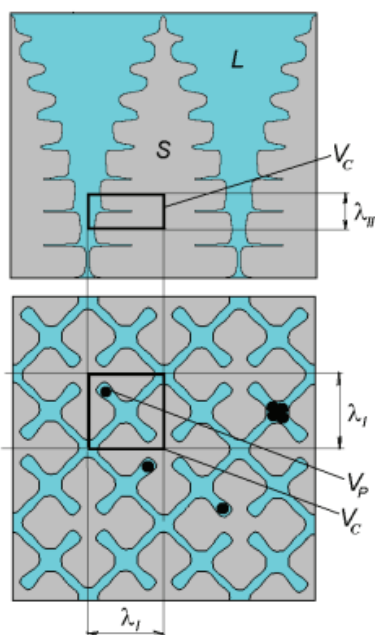


Fig. 9 - Esquema de localização de porosidade em esqueleto dendrítico na solidificação direcional de superliga de níquel. S - fase sólida. L - fase líquida. V_c - Volume Interdendrítico. λ_I - Dendrita primária. λ_{II} - Dendrita Secundária. V_p - Volume do Poro. Imagem adaptada de [12].

2.4. PROCESSO DE ANÁLISE DE FALHAS

A análise de falhas é um processo crítico na determinação da causa raiz de problemas. A metodologia é complexa e utiliza uma variedade de observações, inspeções e técnicas de laboratório. Um dos fatores-chave para performar corretamente uma análise é manter a mente aberta enquanto se examina e se investiga o vestígio para a formação de uma hipótese não enviesada. A colaboração com outras disciplinas é necessária em certas circunstâncias, a fim de integrar a análise da evidência com um entendimento quantitativo dos causadores e o cenário de projeto, manufatura e histórico de serviço do objeto ou sistema avariado. Assim como a análise de falha é uma disciplina comprovada na identificação da raiz física de falhas, as técnicas de análise de causa raiz (do inglês: *root-cause analysis* - RCA) são efetivas na exploração de outros fatores que contribuíram para a falha, que pode contar com fatores humanos. Se realizadas adequadamente, a análise de falhas e RCA são fatores críticos para o processo de solução de problemas e procedimentos-chave para correção e prevenção de irregularidades, alcançando altos níveis de qualidade e confiança, e melhorando a satisfação do consumidor [8].

A literatura apresenta uma série de métodos de resolução de problemas em análise de falhas, sendo que todos eles se baseiam no método científico, que se resume em: Definir a adversidade; Propor hipótese; Obter dados e informações; Testar a hipótese; Elaborar conclusões [13].

Um modelo conciso de resolução de problemas, como apresentado na Fig. 10, adotado por vários autores pode ser adaptado para o ciclo abaixo, que mostra como o processo reinicia, quando um novo problema é identificado ou trazido à tona devido à confirmação da hipótese de outros [13].

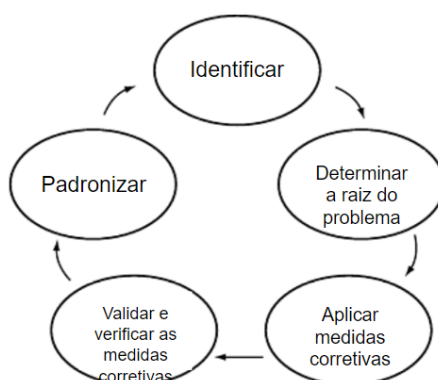


Fig. 10 - Ciclo de análise e tomada de decisão para análise de falhas. Figura adaptada de [13].

Identificar: Descrever a situação atual. Definir a deficiência em termos de sintomas ou indicadores. Determinar o impacto da deficiência no componente, produto, sistema e consumidor. Estabelecer um objetivo. Coletar dados para mensurar a deficiência.

Determinar causa raiz: Analisar o problema para identificar a causa.

Desenvolver medidas corretivas: Listar possíveis soluções para mitigar e prevenir a recorrência do problema. Gerar alternativas. Desenvolver um plano de implementação.

Validar e verificar medidas corretivas: Testar as medidas corretivas em estudo piloto. Mensurar a efetividade das mudanças. Validar melhorias. Verificar se o problema foi resolvido e melhorar a satisfação do consumidor.

Padronizar: Incorporar as medidas corretivas na documentação padrão do sistema da organização ou indústria para prevenir a recorrência em produtos similares. Monitorar as mudanças para garantir a efetividade [13].

De maneira geral, o método acima pode ser aplicado para identificação e solução de avarias em sistemas que, por razões adversas, falharam. Voltando para o

aspecto mais específico da análise de falha de componente mecânico ou metalúrgico, as etapas de investigação mais específicas compreendem uma coleta de informações sobre o histórico do material, seu processo de fabricação, possíveis tratamentos térmicos, testemunhos e registros, assim como suas condições de operação [13].

O passo seguinte a se adotar é a análise visual, que compreende uma visão geral sobre a localização e tipo de falha, presença de contaminantes químicos, evidências fractográficas, como marcas de praia ou marcas de sargento e, então, a coleta de amostras que devem seguir procedimentos corretos de corte - se a etapa for necessária. Após a preparação correta das amostras, o ataque químico e polimento são executados para a análise macro e microestrutural do metal, onde informações sobre a microestrutura e tratamentos térmicos, inspeção de superfícies, como exames fractográficos que visam identificar o mecanismo de falha, identificação de inclusões e defeitos de fabricação, como porosidades, levam a tomadas de decisão sobre a identificação e classificação da falha [13].

3. OBJETIVOS

- Estudar o mecanismo de falha e causa raiz de oito garras de superliga de níquel (CMSX-4), que foram produzidas por processo de fundição e não passaram por tratamento térmico. Os componentes eram utilizados para suportar corpo de prova monocristalino de mesmo material, termicamente tratados, em ensaio de fluência a temperatura de 982°C e carregamento de 250 MPa.

- Fornecer subsídios ao pesquisador do IPT para que novas falhas sejam evitadas durante os ensaios de fluência.

- Propor soluções investigando os processos que garra e corpo de prova foram submetidos ou não durante seu processo de produção, assim como a geometria do componente estudado.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

As garras fornecidas para a análise de falha eram utilizadas em máquinas Toshin Kogyo para ensaio de fluência. Essas garras foram produzidas em superliga CMSX-4 e sua função era servir de suporte para corpo de prova cilíndrico de mesmo material, com cabeças que encaixam nessas garras. A Fig. 11 exemplifica como ocorre o encaixe do componente na máquina por meio de rosqueamento e sua montagem com corpo de prova.

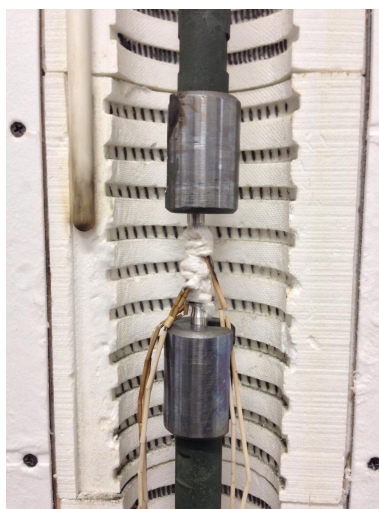


Fig. 11 - Esquema de montagem de corpo de prova dentro de forno para ensaio de fluência. Imagem cedida pelo Eng. Marcelo Ferreira.

Os componentes de níquel utilizados foram fabricados nos laboratórios do Instituto pelo processo de fundição de precisão ou cera perdida. A rosca interna, e o rebaixo foram usinados com a finalidade de fixar a garra na haste da máquina e a cabeça do corpo de prova. A Fig. 12 esquematiza essa fixação.



Fig. 12 - Imagem ampliada da garra produzida à base de superliga de níquel presa à haste do equipamento. Imagem cedida pelo Eng. Marcelo Ferreira.

Os corpos de prova foram inicialmente produzidos seguindo as especificações de dimensão da Fig. 13, e submetidos posteriormente aos tratamentos térmicos de homogeneização-solubilização e envelhecimento, que para a liga CMSX-4 consiste nas seguintes etapas:

Homogeneização-solubilização:

1277°C (4h) → 1288°C (2h) → 1296°C (3h) → 1304 °C (3h) → 1313°C (2h) → 1316°C (2h) → 1318°C (2h) → 1321°C (2h) → Resfriamento em gás inerte sob pressão.

Envelhecimento:

1140°C (6h) → resfriamento ao ar (Temp. ambiente) → 871°C (20 h) → Resfriamento ao ar (Temp. ambiente)

Devido ao fato do tratamento ser muito longo, ocorreu oxidação da superfície, mesmo em atmosfera de argônio, o que levou à remoção de material até que a região central tivesse um diâmetro de 4,9mm.

As garras que suportam os corpos de prova também foram produzidas pelo processo de fundição de precisão, seguindo as especificações de medida da Fig. 14, porém, não passaram pelo mesmo tratamento térmico.

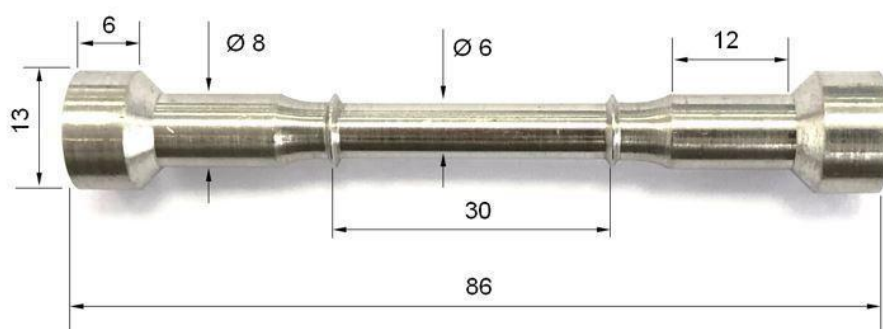


Fig. 13 - Geometria e dimensões do corpo de prova ensaiado. Esquema cedido pelo Eng. Marcelo Ferreira.

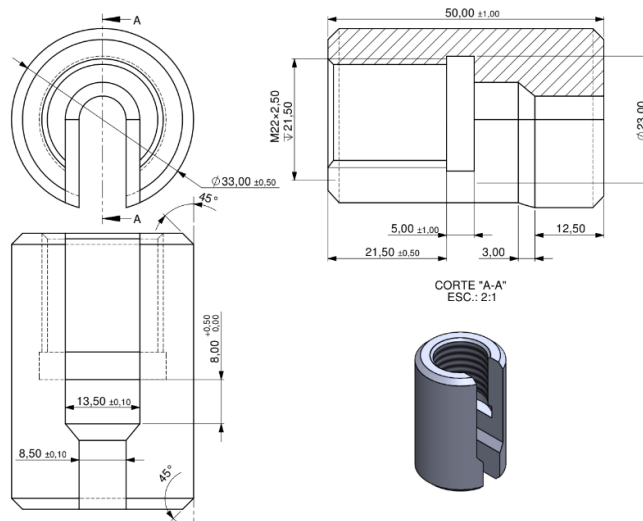


Fig. 14 - Geometria e dimensões da garra de suporte. Esquema cedido pelo Eng. Marcelo Ferreira.

Os ensaios de tempo de ruptura realizados seguiram a seguinte metodologia: o conjunto foi aquecido até a temperatura de 982°C, estabilizando a temperatura em $\pm 2^\circ\text{C}$. Após 24h, uma carga de 478 kgf foi aplicada nas hastes. Considerando o diâmetro central do corpo de prova de 4,9 mm, área de 18,7 mm², e a tensão central seria de 250 MPa.

As garras falharam e o corpo de prova se soltou da garra. No curso do ensaio isso ocorreu devido à propagação de trinca, com padrão transversal, da parte interna para a parte externa da peça. Todas as garras operaram por no máximo 300 horas, mas o tempo real não foi registrado.

Para o estudo deste trabalho, oito garras foram fornecidas, sendo que as amostras 1 e 4 foram pré-seccionadas (Fig. 15) e os fragmentos embutidos em resina polimérica de baquelite (Fig. 20).

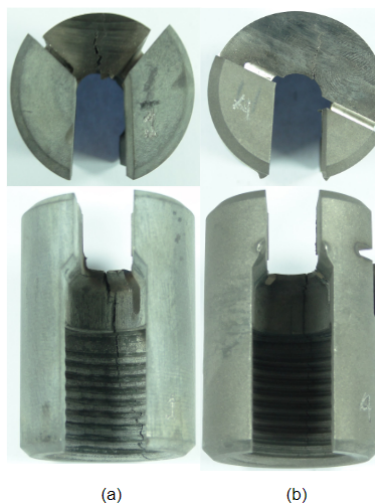


Fig. 15 - Amostras 1 (a) e 4 (b) seccionadas para análise micrográfica.

A amostra 2 apresentou avançado estado de propagação da trinca como pode ser observado na Fig. 16. A amostra 3 já havia sido induzidamente fraturada e a Fig.17, em aumento da região de falha, mostra o contraste da região da trinca (parte escura) e da região pós fraturada (em destaque - parte clara).



Fig. 16 - Grau avançado da trinca na amostra 2. Visão da região de encaixe do corpo de prova.

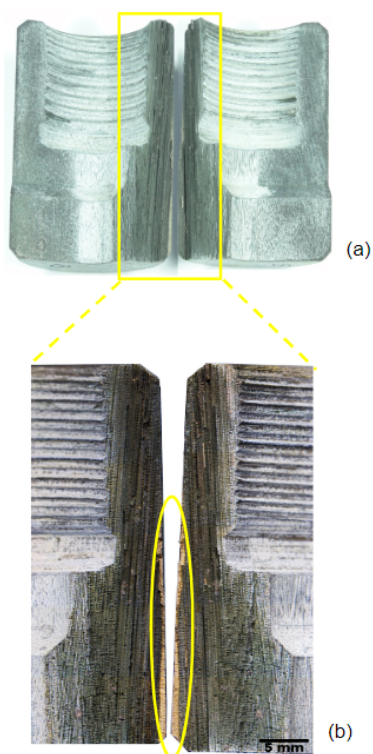


Fig. 17 - Amostra 3. Em (a), visão interna da garra bipartida. Em (b), aumento da região de trinca, com detalhe da região pós fraturada.

As amostras 5, 6 e 7 apresentam princípio de trinca na região interna da garra como mostrado na Fig. 18. A amostra 8 não apresentou trincamento (Fig. 19).

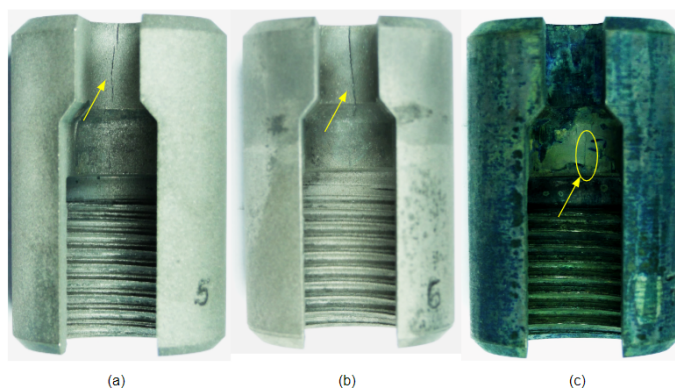


Fig. 18 - Amostras 5 (a), 6 (b) e 7 (c). Região interna com trincamento em destaque.

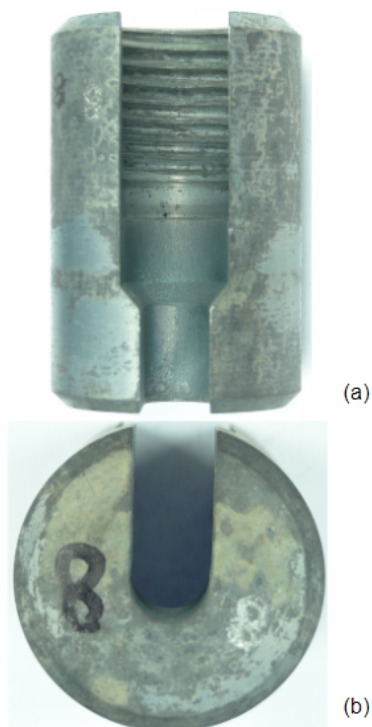


Fig. 19 - Amostra 8. Visão da região interna (a) e da região de encaixe de corpo do corpo de prova (b).

4.1. MACROGRAFIA

Para melhor entendimento da macroestrutura das garras, foram escolhidas as amostras 6, 7 e 8 para análise macrográfica, a fim de possibilitar a caracterização dos grãos alongados e da superfície de falha. Devido ao alto grau de oxidação, as amostras foram jateadas em gabinete de jateamento de areia, e então passaram por processo de lixamento com lixa rotativa na seção longitudinal e transversal, seguindo a sequência: #80, #240 e #400.

O ataque foi feito em mistura 300 ml de ácido clorídrico (HCl) + 100 ml de peróxido de hidrogênio (H₂O₂), imerso em béquer e sob proteção de capela por 15 minutos.

4.2. MICROGRAFIA

A análise micrográfica do material tem por objetivo a observação da microestrutura metálica e a investigação do percurso de propagação das das trincas presentes nas amostras preparadas.

As amostras de número 1 e 4 foram previamente cortadas a fim de se obter corpos de prova embutidos em resina polimérica para análises micrográficas contendo a região transversal da garra e a trinca, como ilustra a Fig. 20. Antes do ataque, os corpos embutidos foram desbastados em lixa rotativa, seguindo a seguinte sequência, da mais grossa para a mais fina: #80, #120, #240, #360, #400, #600 e #1200. Essas amostras sofreram ataque metalográfico em solução de Glicerégia (ácido hidrocloreídrico 45 ml, glicerol 30 ml, ácido nítrico 12 ml) entre 60-90 segundos.

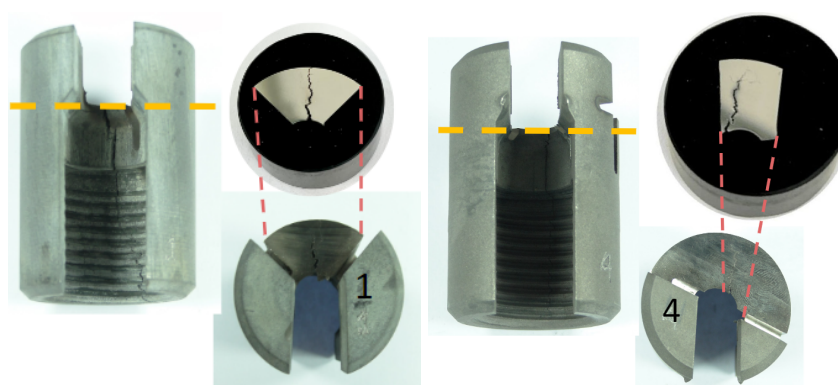


Fig. 20 - Esquema de plano de corte das amostras 1 e 4, com fragmento embutido em resina polimérica.

Ambos fragmentos foram utilizados para a observação da região de trinca em microscopia óptica e o fragmento da amostra 1 foi utilizado para observação de formação de fenômeno de rafting em Microscopia Eletrônica de Varredura, com microscópio FEI Quanta 400.

4.3. ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS

Para analisar a origem das tensões, recorreu-se à técnica de Análise por Elementos Finitos. A simulação foi feita pelo engenheiro André Oliveira, que utilizou as dimensões das especificações das Fig. 13 e 14 para construir o modelo. A geometria de construção levou em consideração apenas a parte inclinada do corpo de prova e superfície rígida, ou seja, não considera deformações ao longo do carregamento [15]. A garra teve sua geometria completa modelada, desconsiderando os chanfros e a região de rosca tratada como condição de

contorno de engaste. Os elementos utilizados para a simulação, assim como as condições de contorno, face de contato e montagem completa foram especificados na Fig. 21.

O Software utilizado foi o SIMULIA 3D Experience e foram empregados 14.391 elementos tetragonais do tipo TE10 que melhor se adaptam às curvas que o elemento exibiu na região da aplicação da carga. O comportamento foi considerado isotrópico e distorções geométricas de manufatura não foram consideradas, o que poderia levar a distribuições não homogêneas das tensões de contato. [15]

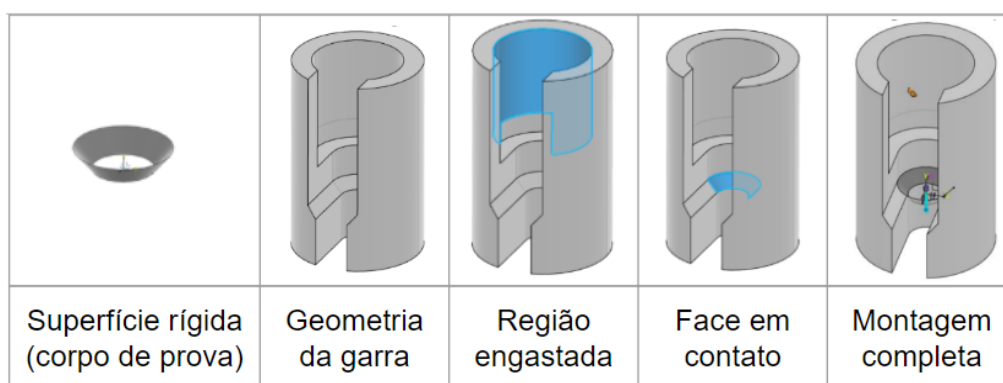


Fig. 21 - Modelamento dos elementos utilizados para simulação de elementos finitos. Adaptado de [15].

5. RESULTADOS

5.1. ANÁLISE MACROESTRUTURAL

O ataque macrográfico com solução especificada em 4.1 revelou uma estrutura de grãos alongados na direção vertical a que a peça é utilizada, durante os testes empregados no equipamento. O ataque revelou também que o material é policristalino, conforme ilustra a Fig. 22.



Fig. 22 - Amostra 6 após ataque em solução 300 ml de ácido clorídrico (HCl) + 100 ml de peróxido de hidrogênio (H₂O₂) por 15 minutos. É possível observar que o material é policristalino e a direção dos grãos é vertical.

A Fig. 23 ilustra a seção transversal da amostra 6 evidenciando um estado avançado da propagação da trinca na direção comum de falha apresentada anteriormente.



Fig. 23 - Amostra 6 após ataque em solução 300 ml de ácido clorídrico (HCl) + 100 ml de peróxido de hidrogênio (H₂O₂) por 15 minutos. É possível observar a presença de trinca na região central.

A Fig. 24 ilustra as seções transversais das amostras 7 e 8. A amostra 7 apresenta princípio de trinca, enquanto a amostra 8 não apresentou trinca aparente na análise macroscópica.

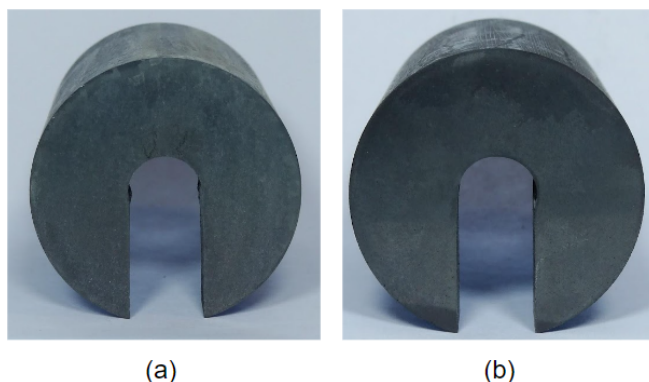


Fig. 24 - Amostras 7 (a) e 8 (b) após ataque em solução 300 ml de ácido clorídrico (HCl) + 100 ml de peróxido de hidrogênio (H₂O₂) por 15 minutos.

5.2. ANÁLISE MICROGRÁFICA

5.2.1. REGIÃO ÍNTEGRA

Na sequência de imagens abaixo (Fig. 25), é possível observar o aumento gradual de uma mesma região de observação na amostra 1, em campo claro, gerada por microscopia óptica. Nas imagens ficam evidenciados os elementos presentes na microestrutura do material como as dendritas, produto da estrutura bruta de fundição, a região interdendrítica com eutético γ/γ' e a presença de porosidades interdendríticas.

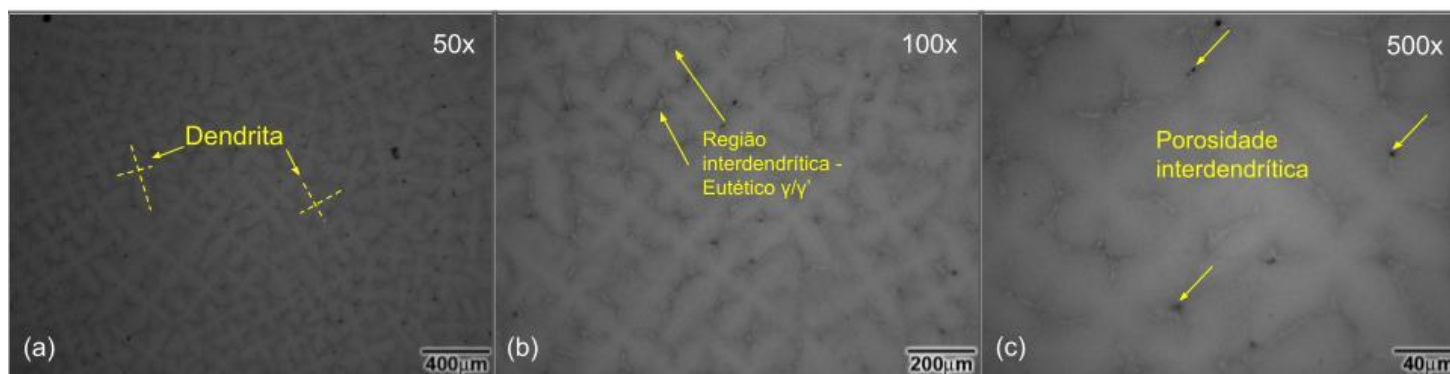


Fig. 25 - Sequência em aumento da microestrutura fundida da amostra 1. Em (a) destaque de estrutura dendrítica, aumento 50x. Em (b) destaque para região interdendrítica e eutético γ/γ' , aumento 100x. Em (c) destaque para as porosidades interdendríticas, aumento 500x. Imagens obtidas por microscopia óptica.

5.2.2. REGIÃO DE FALHA

Ao observar a região de falha do material, foi possível observar na Fig. 26 que a trinca se propagou-se pela região interdendrítica. O motivo dessa propagação pode estar relacionado à porosidade e à presença de componente eutético na peça.

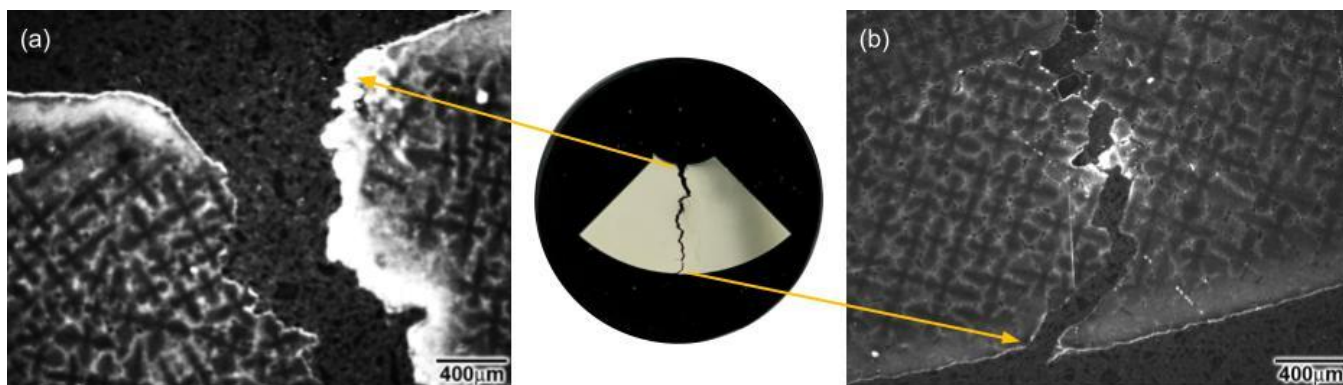


Fig. 26 - Esquema com aumento de início (a) e final (b) de trinca da amostra 1. Imagem obtida por microscopia óptica. Aumento de 50x.

Na amostra 4, foi possível observar com maior clareza a propagação de trinca pela região interdendrítica, além de revelar que a porosidade presente no material possibilitou a formação de uma rede de trincas secundárias, que se alastrou pelas regiões vizinhas.

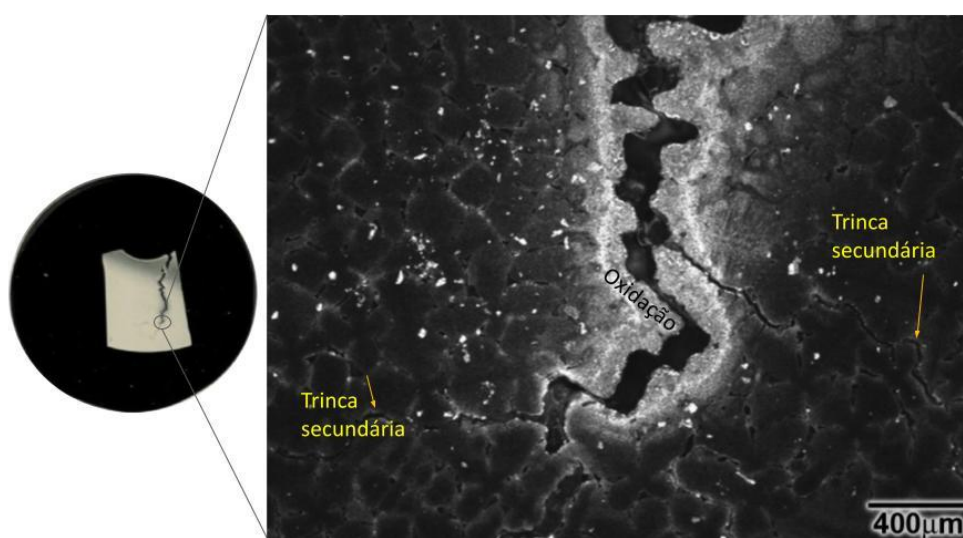


Fig. 27 - Região de trinca da amostra 4. É possível observar a propagação de trinca secundária e seu estado de oxidação. Imagem obtida por microscopia óptica. Aumento de 50x.

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para investigar, como ilustra a Fig. 28, a ocorrência de fenômeno de rafting na microestrutura da amostra 1 próximo à região de falha que suporta o corpo de prova.

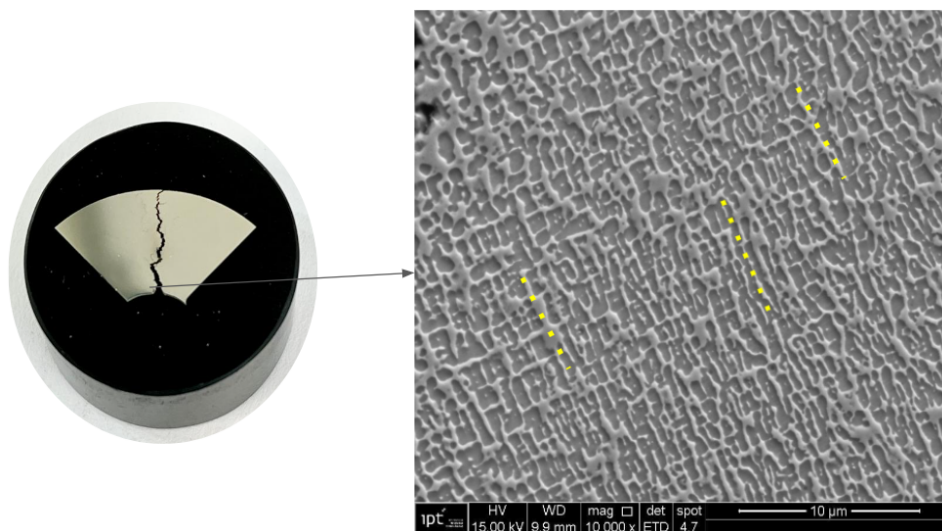


Fig. 28 - Região de microestrutura que mostra início de rafting. A linha tracejada indica alinhamento da estrutura austenítica matricial. Imagem obtida por MEV pelo Eng. Marcelo Moreira e pelo Téc. Bruno Andrade. Aumento 10.000x.

O aumento revelou início de segregação das fases γ/γ' , onde o princípio de alinhamento de fase austenítica matricial pode ser observado, como apresentado em referência tirada da literatura (Fig. 2).

5.3. RESULTADOS DA SIMULAÇÃO

Os resultados obtidos pela Análise por Elementos Finitos (AEF) revelaram que a peça estava sujeita a uma tensão circunferencial (σ_{hoop}), induzida pela região cônica do encaixe. Essa tensão foi responsável pela tração da parte interna para a parte externa e que promoveu a abertura na região das trincas, conforme ilustra a Fig. 29.

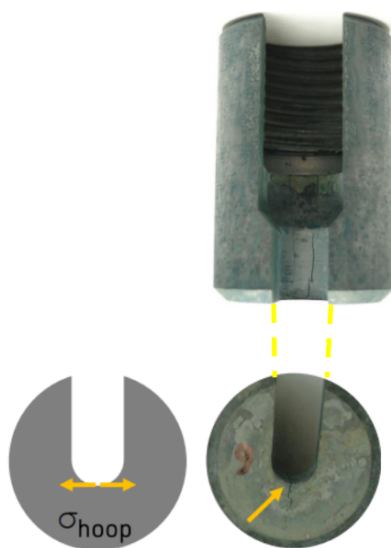


Fig. 29 - Esquema representativo da tração sofrida pela garra na região de falha. Amostra 6.
Imagem adaptada de [15].

Os valores obtidos para tensão trativa de carregamento resultantes nessa região estão na faixa de 61-103 MPa, conforme ilustra a Fig. 30.

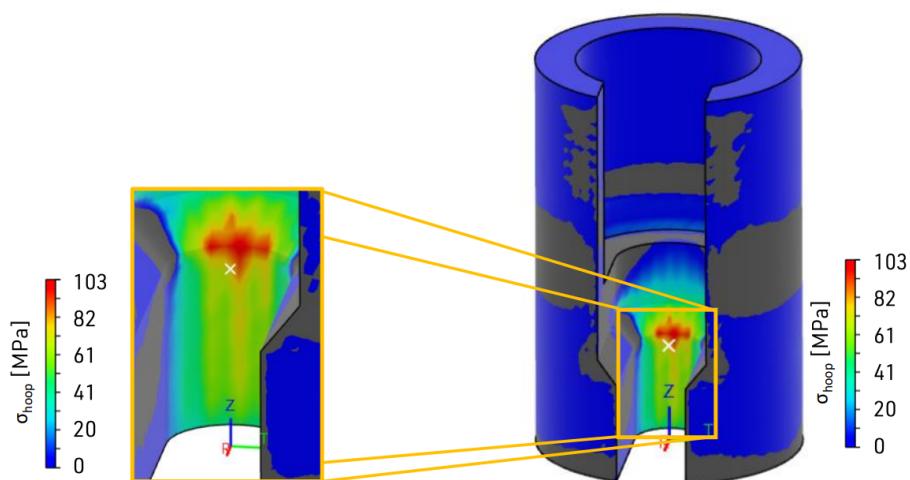


Fig. 30 - Resultado da simulação de AEF, evidenciando a faixa de tensões que atuam na garra na região de falha. Imagem adaptada de [15].

6. DISCUSSÃO

O exame macrográfico por ataque de solução 3(HCl):1(H₂O₂) revelou que a macroestrutura é policristalina e homogênea e não apresenta segregação ou defeitos de fundição como poros ou bolhas. Na seção longitudinal da peça, foi possível observar que a macroestrutura é colunar em relação ao seu emprego no ensaio e não apresentou macrotrincamento na região externa. No corte transversal, no entanto, foi possível observar a propagação da trinca de dentro para fora em direção radial, que no caso da amostra 6, se revelou em grau avançado, com ramificações e alastramento.

Ao analisar a micrografia da região íntegra do material, a observação da estrutura bruta de fundição da superliga sem tratamento térmico permitiu a visualização das dendritas e da região interdendrítica bem definidas. A percepção de fase interdendrítica na microestrutura do material revela a grande concentração de fase eutética, a qual é indesejada por reduzir a resistência à fluência devido à nucleação prematura de trincas a partir de elementos grosseiros de fase intermetálica [3]. Uma análise obtida por software ImageJ revelou que a quantidade de eutético na peça é de 11% e a composição média dessa liga, segundo a literatura, está entre 5-12% em fração volumétrica [7, 16].

Exemplos de tratamento de solubilização foram realizados por Fantin [4] na Fig. 31 para a superliga CMSX-4 e os resultados mostraram eficiência na dissolução da fase eutética.

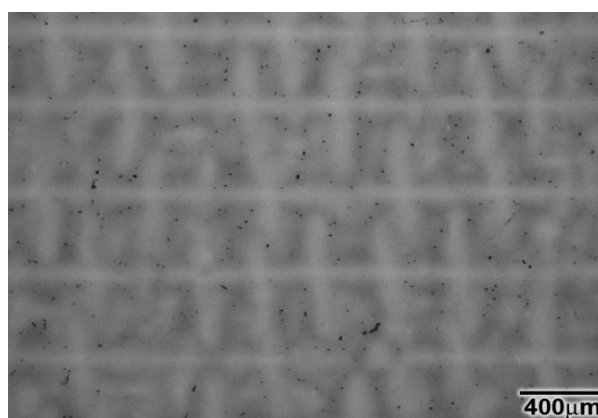


Fig. 31 - Micrografia de superliga que passou por tratamento térmico de solubilização. É possível observar a solubilização dos eutéticos e a diferença de gradiente químico entre as fases dendrítica e interdendrítica de fundição. Imagem adaptada de [4].

Outro fator agravante para o trincamento da peça foi a presença de porosidade interdendrítica, como mostra a Fig. 25, aumentando o fator de concentração de tensão. Como apresentado na análise macrográfica, as falhas iniciam de maneira consistente na superfície interna da peça devido à tensão trativa máxima presente na região.

A observação em MEV mostrou, adicionalmente, o fenômeno de rafting, e para ligas policristalinas, esse fator é diferente em termos de fluência, quando comparado a ligas monocristalinas. McLean [17] mostrou a influência do tipo de solidificação para a superliga MAR-M200 e sua evolução para esforços em regime de fluência (Fig. 32), e Reed [5] estudou como evolui a variação da resistência à fluência e o efeito da angulação entre os grãos para a superliga CMSX-4, evidenciando ligas policristalinas em menor resistência à fluência (Fig. 33).

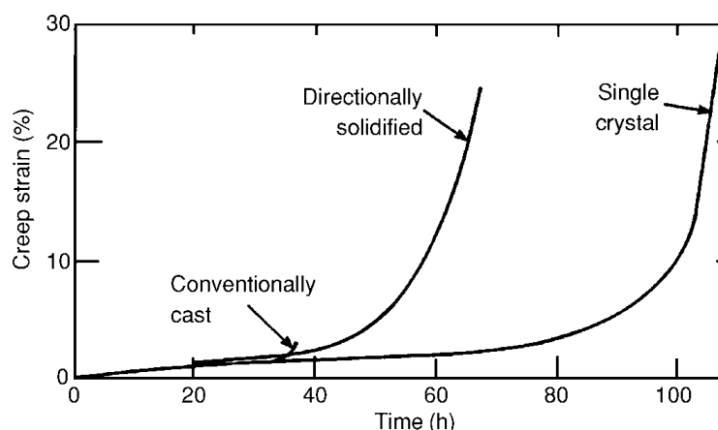


Fig. 32 - Comparação das curvas de fluência para MAR-M200 testado a 1255 K e 206 MPa em fundição convencional, solidificadas direcionalmente e monocristalinas. Imagem adaptada de [18].

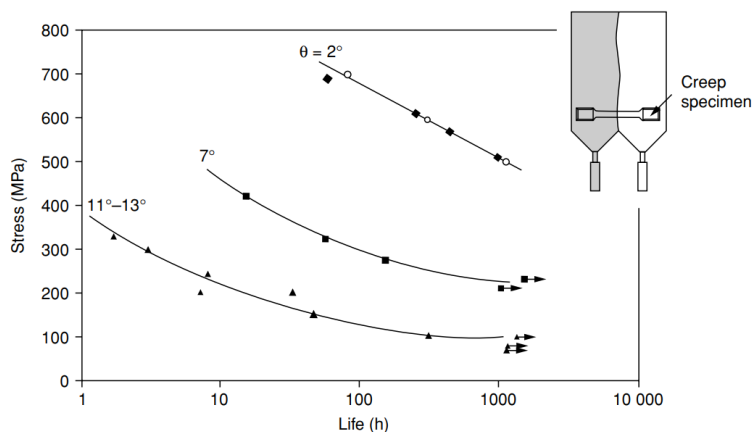


Fig. 33 - Variação das propriedades de ruptura por fluência da superliga CMSX-4 a 850°C, medida em corpos de prova com um único contorno de grão de orientação θ . É possível observar a redução no desempenho causada pela presença de contornos de grão. Imagem adaptada de [18].

A simulação por elementos finitos mostrou que a tração à qual a garra estava submetida foi gerada devido à abertura para encaixe do corpo de prova, ocasionando uma tensão circunferencial (σ_{hoop}) com sentido de abrir o elemento de dentro para fora. A Fig. 34 ilustra a região da trinca na amostra 2 coincidindo com a região de tensão máxima resultante na garra. Essa tensão estava na faixa de 61-103 MPa, e foi suficiente para que a garra trincasse por fluência com duração de ensaio menor que 300 horas. A superliga CMSX-4 suporta tempos superiores a 250 horas sob tensão de 250 MPa, quando produzida em solidificação monocristalina [18].

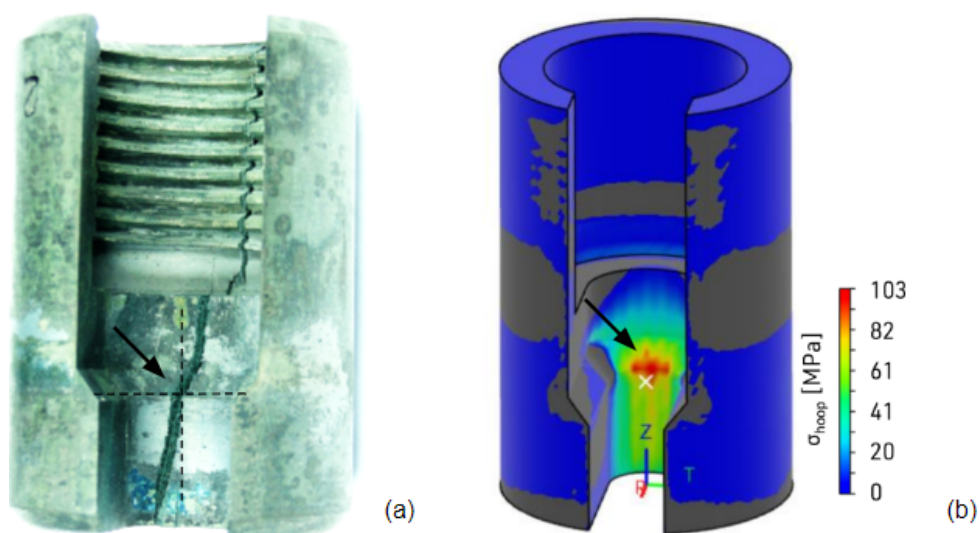


Fig. 34 - Comparação de local de trinca e região de tensão obtida da simulação da análise por elementos finitos. É possível observar que na amostra 2 (a) a abertura da trinca coincide com a região de tensão máxima da simulação (b).

Uma sugestão seria a fabricação pelo processo de fundição de precisão sem a abertura de encaixe para o corpo de prova, onde garra e corpo seriam conectados por rosqueamento, como era o formato original da máquina, porém em tamanho padronizado para as normas nacionais (M12 ou M14). Este processo adicionaria mais uma etapa no processo de produção das garras, uma vez que as roscas deveriam ser usinadas, porém evitaria a tensão circunferencial na parte interna da peça.

7. CONCLUSÃO

- A garra falhou por mecanismo de fluência, com propagação de trincas interdendríticas potencializada pela presença de porosidade (microrechupe) e eutético γ/γ' , em regiões da garra com alta concentração de tensão, iniciando pela região inclinada de contato do corpo de prova com a garra, que continha tensão máxima trativa como indicado pela análise de elementos finitos.
- A garra policristalina tinha propriedades de fluência inferior às propriedades do corpo de prova de mesmo material, porém de solidificação monocristalina.
- O tratamento térmico de solubilização para superligas de níquel pode ser fator crucial para seu desempenho, uma vez que o eutético γ/γ' é prejudicial para a resistência à fluência do material. Como apresentado por Fantin [4], o tratamento de solubilização homogeneiza o eutético.
- A geometria da garra favoreceu a ocorrência de tensão circunferencial na região das trincas. Mudar a geometria da peça pode ser uma opção para mitigar tal esforço.

8. REFERÊNCIAS

- [1] DAVIS, J. R.; Heat-Resistant Materials, Novelty: ASM International, 1997, 591 p.
- [2] KNOCK, N.O.; CHARACTERIZATION OF INCONEL 718: USING THE GLEEBLE AND VARESTRAINT TESTING METHODS TO DETERMINE THE WELDABILITY OF INCONEL 718. 2010.
- [3] DAI, H. J.; D'SOUZA, N.; DONG, H.B. Grain Selection in Spiral Selectors During Investment Casting of Single Crystal Turbine Blades: Part I. Experimental Investigation, 2011.
- [4] FANTIN, L.B.; Homogeneização de monocristal fundido de superliga à base de níquel (CMSX-4). Trabalho de Conclusão de Curso. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 61 p., 2019. Orientação: Prof. Cesar R. F. Azevedo
- [5] REED, R. C.; The Superalloys Fundamentals and Applications. CAMBRIDGE, 1ª ed., 2006.
- [6] WAHL, J.B.; HARRIS, K.; Improved 3rd Generation Single Crystal Superalloy CMSX-4® Plus (SLS) – a study of evolutionary alloy development. Cannon-Muskegon Corporation
- [7] RAGHAVAN, S. et al.; Construction of a pseudo-binary phase diagram for multicomponent Ni-base superalloys.
- [8] PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. Phase Transformations in Metals and Alloys. 2. ed. Berkshire: Springer-Science, 1992, 514 p.
- [9] SEO, S. M. et al.; A Comparative Study of the γ/γ' Eutectic Evolution During the Solidification of Ni-Base Superalloys.

- [10] PANGA, K.; YUAN, H.; Fatigue life assessment of a porous casting nickel-based superalloy based on fracture mechanics methodology.
- [11] XUA, Z.; BRITTON, B.; GUOB, Y.; Casting voids in nickel superalloy and the mechanical behaviour under room temperature tensile deformation.
- [12] MONASTYRSKIY, V.; Modeling of Porosity Formation in Ni-based Superalloys. 2010.
- [13] ASM Handbook. Failure Analysis and Prevention. Vol. 11. ASM International - The Materials Information Company. 2002.
- [14] COOK, R. D. et al.; Concepts and Applications of Finite Element Analysis. 3. ed. John Willwy and Sons, 1989.
- [15] OLIVEIRA, A.; Falha Garra - Fluência. Relatório Técnico, Empresa: Eigendaur. 2023.
- [16] PARASCHIV, A.; MATACHE, G.; PUSCASU, C.; The effect of heat treatment on the homogenization of CMSX-4 Single-Crystal Ni-based superalloy. Transportation Research Procedia, v.29, p. 303-311. 2018.
- [17] MCLEAN, M.; Nickel-based alloys: recent developments for the aero-gas turbine, in H. M. Flower, ed., High Performance Materials for Aerospace. London: Chapman & Hall. 1995. pp. 135–154.
- [18] HARRIS, K. et al. Development of the Rhenium Containing Superalloys CMSX4® and CM 186 LC® for Single Crystal Blade and Directionally Solidified Vane Applicatons in Advanced Turbine Engines. In: SUPERALLOYS 1992, 1992, Champion. Anais. Warrendale: TMS, 1992, p. 297-306.