

# INFLUÊNCIA DO PRÉ-AQUECIMENTO NA SOLDABILIDADE DE SUPERLIGAS À BASE DE NÍQUEL

Wellington Mattos Pires <sup>1\*</sup>  
Mariana Anastácia de Oliveira <sup>2</sup>  
Adeir Marinho Junior <sup>2</sup>

## Resumo

Superligas à base de níquel são conhecidas por aliarem elevada resistência mecânica e capacidade de operar continuamente em elevadas temperaturas sendo vastamente utilizadas em turbinas de motores aeronáuticos, nos quais os componentes são sujeitos à erosão, trincas, fadiga térmica, entre outros, sendo necessário repará-los. Entretanto, estas superligas são suscetíveis a trincas de envelhecimento, causadas pelo acúmulo de tensão residual na soldagem somada à inevitável precipitação da fase gama linha ( $\gamma'$ ) durante o Tratamento Térmico pós-soldagem. Propõe-se reduzir as tensões residuais por meio da diminuição da taxa de resfriamento na soldagem, sendo a variação do pré-aquecimento o método utilizado para tal. Três amostras fabricadas em Rene 80 foram soldadas com temperaturas de pré-aquecimento distintas. Em seguida foram tratadas termicamente pelo mesmo ciclo. Imagens por Microscopia Ótica (MO) foram geradas e ensaios de microdureza antes e depois do Tratamento Térmico foram realizados. Apenas a amostra soldada sem pré-aquecimento apresentou descontinuidades, comprovando a eficácia da utilização do pré-aquecimento na prevenção de trincas de envelhecimento.

**Palavras-chave:** Superligas; Trincas de envelhecimento; Pré-aquecimento.

## INFLUENCE OF PREHEATING IN THE WELDABILITY OF NICKEL BASE SUPERALLOYS

## Abstract

Nickel base superalloys are known to combine high mechanical strength and ability to operate continuously at high temperatures being widely used in aeronautical engine turbines, in which the components are subject to erosion, cracking, thermal fatigue, among others, being necessary to repair. However, these superalloys are susceptible to strain-age cracks, caused by the accumulation of residual stress in the welding, together with the inevitable precipitation of gamma prime ( $\gamma'$ ) during the post-weld heat treatment. It is proposed to reduce the residual stresses by reducing the cooling rate at welding, with the preheating variation being the method used for this. Three samples made of Rene 80 were welded with different preheating temperatures. They were then thermally treated by the same cycles. Images by Optical Microscopy (OM) were generated and microhardness tests before and after the heat treatment were performed. Only the welded sample without preheating presented discontinuities, proving the effectiveness of the use of preheating in the prevention of strain-age cracks.

**Keywords:** Superalloys; Strain-age cracks; Preheating.

## I INTRODUÇÃO

É possível observar em uma aeronave a presença da mais alta tecnologia. Mais especificamente nas turbinas, onde encontramos diversas superligas, dentre as quais se destacam as ligas à base de níquel. Estas, embora projetadas

para operarem em ambientes extremos, sofrem com a erosão causada por gás em alta temperatura e outros tipos de mecanismos físicos e químicos, o que gera desgaste, trincas, entre outros danos. Devido ao alto custo de alguns

<sup>1</sup>Centro de Engenharia e Computação – CEC, Universidade Católica de Petrópolis – UCP, Petrópolis, RJ, Brasil.

<sup>2</sup>Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – PEMM, Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-graduação e Pesquisa em Engenharia – COPPE, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

\*Autor correspondente: Wellington.mattos\_pires@outlook.com



2176-1523 © 2020. Pires et al. Publicado pela ABM. Este é um artigo publicado em acesso aberto (Open Access) sob a licença Creative Commons Attribution, que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que o trabalho original seja corretamente citado.

desses componentes torna-se necessário repará-los em vez de substituí-los. A soldagem é um dos métodos de maior aplicação neste caso, sendo a TIG (*Tungsten Inert Gas*) o processo mais utilizado.

No entanto, superligas à base de níquel enfrentam problemas de soldabilidade diretamente relacionados à formação de precipitados de gama linha ( $\gamma'$ ) [1,2]. Para uma liga Rene 80, por exemplo, os principais constituintes na formação de  $\gamma'$  são alumínio (Al) e titânio (Ti) sendo Al presente em um percentual ligeiramente inferior ao Ti (3,0 Al, 4,7 Ti). Quanto maior o percentual de Al e Ti mais rápida é a resposta à formação de  $\gamma'$  [1-4] tornando estas ligas, consequentemente, sujeitas a trincas de envelhecimento (*Strain-age cracking*) [1]. Este termo vem do fato de que a trinca ocorre em soldas de alta resistência durante o aquecimento para a solubilização após a soldagem, pois a região soldada é aquecida através da faixa envelhecimento [1,2].

Durante a soldagem, a temperatura alcançada na Zona Termicamente Afetada (ZTA) causa a dissolução de  $\gamma'$ , e após o resfriamento existe alta tensão residual contida na microestrutura [1]. À medida que a liga é aquecida até a temperatura de solubilização, a faixa de temperatura de precipitação de  $\gamma'$  é ultrapassada. Durante este tempo formam-se precipitados  $\gamma'$  finos e coerentes que esgotam a matriz circundante. Isso resulta em uma diminuição do parâmetro de rede da matriz e causa a formação das tensões residuais de Envelhecimento. Como consequência da precipitação de  $\gamma'$  a ductilidade da liga será menor. Neste momento a microestrutura ainda não será aliviada das tensões residuais de soldagem [1]. Assim, a combinação da baixa ductilidade, juntamente com as tensões residuais, devido à soldagem e ao Envelhecimento, resulta na formação de trincas de envelhecimento [2].

O pré-aquecimento reduz os gradientes térmicos devido à soldagem, como também reduz a taxa de resfriamento, produzindo assim uma estrutura mais dúctil, o que alivia as tensões residuais [1,5]. Em aços de difícil soldabilidade as temperaturas de pré-aquecimento podem variar de 50°C a 540°C, sendo mais comumente aplicada na faixa de 150°C a 200°C. Entretanto, para superligas, essas temperaturas são mais elevadas, sendo superiores à temperatura de Envelhecimento e inferiores à de solubilização a fim de evitar a precipitação de  $\gamma'$ .

Para superligas à base de níquel, o pré-aquecimento é tipicamente realizado entre 500°C e 1010°C [6]. Para Rene 80, especificamente, os ciclos de Solubilização e Envelhecimento recomendados são 1220°C/2h e 845°C/16h respectivamente [7-9], ou seja, as temperaturas de pré-aquecimento devem ser extremamente altas, entre 880°C e 1110°C.

Avaliou-se neste trabalho a influência do pré-aquecimento na soldabilidade de superligas à base de níquel por meio de análises em 3 amostras (AM1, AM2 e AM3) fabricadas em Rene 80, as quais foram soldadas em atmosfera inerte com metal de adição de composição química aproximada ao metal base, utilizando-se temperaturas de pré-aquecimento diferentes. Posteriormente as amostras passaram por ciclos iguais de Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento. Em seguida foram feitas análises em Microscópio Ótico (MO) da região soldada (MS), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e metal base (MB). Também foi executado o ensaio de microdureza antes e depois do Tratamento Térmico.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho as amostras foram seccionadas a partir de uma liga Rene 80, obtida de uma turbina de baixa pressão de um motor aeronáutico. O consumível utilizado para a soldagem é constituído de varetas do tipo AMS 5800. As respectivas composições químicas do MB e das varetas estão discriminadas na Tabela 1.

A preparação para a soldagem foi realizada por meio da usinagem de “defeitos” com dimensões idênticas em 3 áreas distintas na peça, conforme ilustra a Figura 1.

Para a soldagem foram utilizados a unidade de aquecimento por indução eletromagnética IA 308-2652 – GH ELECTROTHERMA e o equipamento de soldagem TIG-Miller Maxstar 152. No equipamento de aquecimento por indução uma bobina de cobre envolve a área a ser soldada gerando aquecimento localizado. A Figura 2 apresenta esta configuração.

Utilizou-se corrente contínua e polaridade direta para a soldagem das 3 áreas. Os demais parâmetros de soldagem estão listados na Tabela 2.

Posteriormente, as amostras passaram por ciclos idênticos de Tratamento Térmico conforme ilustra a Figura 3. O menor tempo de Envelhecimento (5h) utilizado nesta pesquisa em relação ao sugerido pelas literaturas (16h) [8] deve-se à produtividade exigida pelas indústrias. Entretanto, tal modificação não gerou efeitos indesejados.

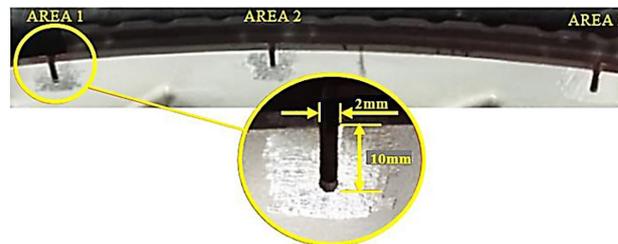


Figura 1. Preparação para soldagem.

Tabela 1. Composição química do MB (Rene 80) e do consumível (AMS 5800)

Elemento	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	C	Zr	B	Ni
% em massa – Rene 80	9,0	14,0	4,0	4,0	3,0	4,7	0,160	0,010	0,015	Base
% e massa – AMS 5800	10,0	12,0	18,0– 20,0	-	1,4-1,8	3,0-3,3	0,0-0,12	-	0,003-0,01	Base

Sua utilização é substanciada pela aplicação corriqueira no segmento aeronáutico.

As três áreas soldadas (AR1, AR2 e AR3) deram origem a três amostras (AM1, AM2 e AM3). Estas amostras foram preparadas com técnicas de polimento e lixamento convencionais e embutimento para caracterização em MO. O reagente utilizado para atacar e revelar a microestrutura foi água régia (10ml HNO3, 30 ml HCL e 30 ml H2O). Em seguida as regiões de MB, ZTA e MS foram analisadas. Na Figura 4 é possível identificar a localização das regiões caracterizadas em MO com aumento de 10X

Após a soldagem foi observado morfologia predominantemente dendrítica no MS. Sabe-se, empiricamente, que o espaçamento interdendrítico (EI) é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento [5]. Os EI foram obtidos através do software livre ImageJ. Aplicou-se uma série de filtros para melhoria de contraste (Figura 5).

Para o dimensionamento foi utilizada a ferramenta PlotProfile (Figura 6). As medições foram realizadas em 4 áreas diferentes onde a estrutura dendrítica se apresentava mais visível. Com essas informações foi possível fazer uma análise estatística dos dados por meio do software Microsoft Excel.

Além disso, o perfil de microdureza foi traçado ao longo das regiões de MB, ZTA e MS com o intuito de comparar o efeito dos ciclos térmicos executados. O reagente utilizado para atacar a microestrutura foi ácido fosfórico 10% (H3PO4). Os ensaios foram realizados em microdureza Rockwell C com carga de 0,3kgf. Foram feitas 4 indentações espaçadas de aproximadamente 50µm de acordo com a Figura 7

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1 Aporte térmico e Taxa de Resfriamento

A fim de amenizar as tensões residuais de soldagem propõe-se reduzir o aporte térmico e/ou a taxa de resfriamento. As Equações 1, 2, 3 e 4 [5, 10] que governam tais parâmetros são dadas abaixo. O significado de cada símbolo empregado nas equações estão sumarizados na Tabela 3.

$$Vt = 2 * \pi * k * \rho_c \left( \frac{e}{\eta [E * I / v]} \right)^2 * (T_c - T_0)^3 \quad (1)$$

$$H = \frac{q}{L} = \frac{q_l}{L_l} = \frac{P}{v} \quad \text{ou} \quad H = \frac{P}{v} = \frac{E * I}{v} \quad (2)$$

$$H_l = \eta * H \quad (3)$$

$$Vt = 2 * \pi * k * \rho_c \left( \frac{e}{\eta [E * I / v]} \right)^2 * (T_c - T_0)^3 \quad (4)$$

A figura 8 (construída ao empregar a Equação 4 com as constantes indicadas na Tabela 4) apresenta a variação de Vt em função de HI para diferentes T<sub>0</sub>. Os diferentes

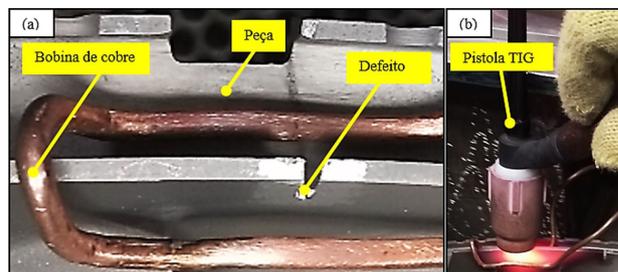


Figura 2. Configuração espacial para a soldagem, (a) localização da bobina de cobre em relação ao defeito e (b) posicionamento da pistola de soldagem TIG.

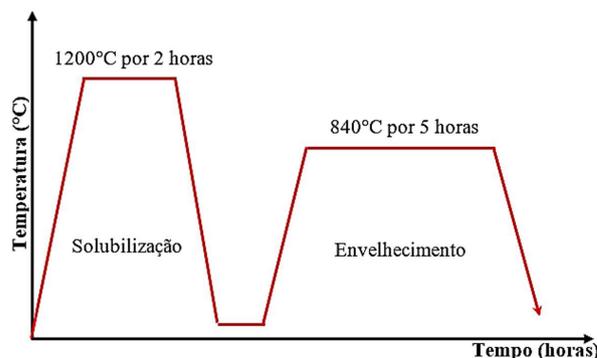


Figura 3. Ciclo de Tratamento Térmico realizado.

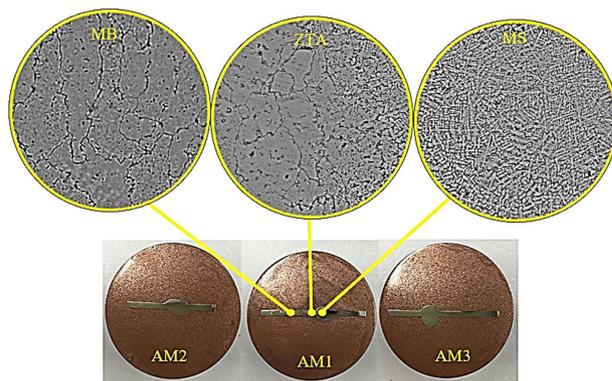


Figura 4. Localização das áreas caracterizadas em MO com aumento de 10X após a soldagem.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem

Áreas	Temperatura de pré-aquecimento (°C)	Metal de adição	v (mm/s)	E (V)	I (A)	η (%)	HI (J/mm)
AR1	950	AMS 5800	0,4	10	15	60	225
AR2	880	AMS 5800	0,4	10	15	60	225
AR3	25 (sem pré-aquecimento)	AMS 5800	0,3	10	30	60	600

valores de  $T_0$  foram utilizados, enquanto a Corrente ( $I$ ) foi variada a fim de observar as influências de  $H_I$  e  $T_0$  na redução de  $V_t$ .

Nota-se que quanto maior o  $H_I$ , menor será a  $V_t$ . Entretanto maiores valores de aporte térmico podem acarretar em efeitos secundários indesejáveis. Além disso

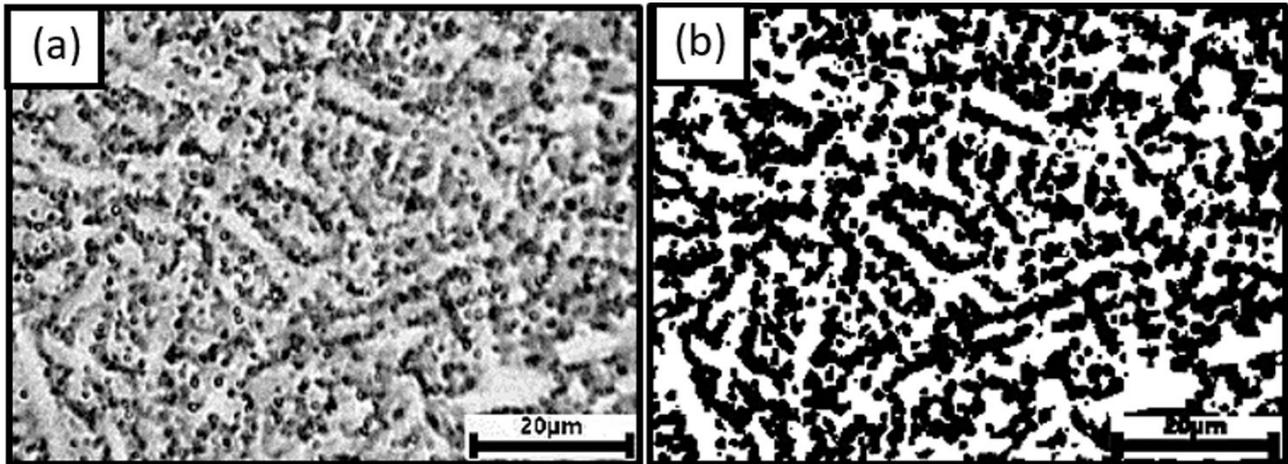


Figura 5. Exemplo de MO do MS, (a) antes de aplicação de filtros no ImageJ e (b) depois.

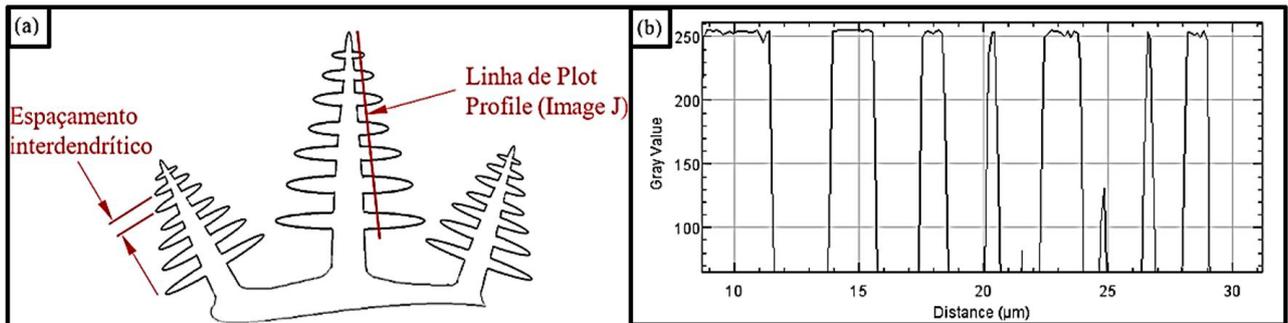


Figura 6. (a) Esquema de formação da estrutura dendrítica com destaque para o EI (b) Perfil de escala de cinza ao longo das linhas guias do PlotProfile.

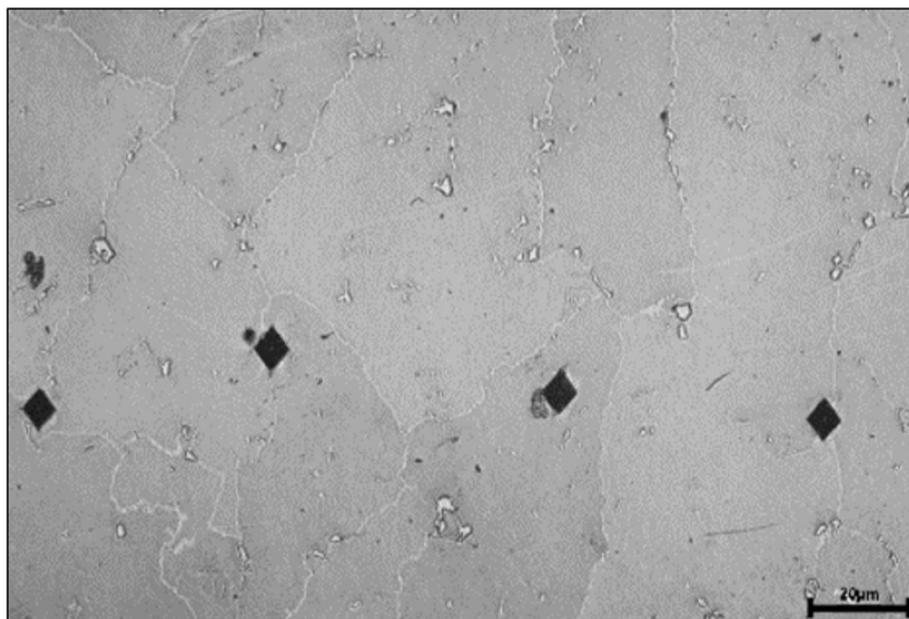


Figura 7. Posicionamento das indentações no MB.

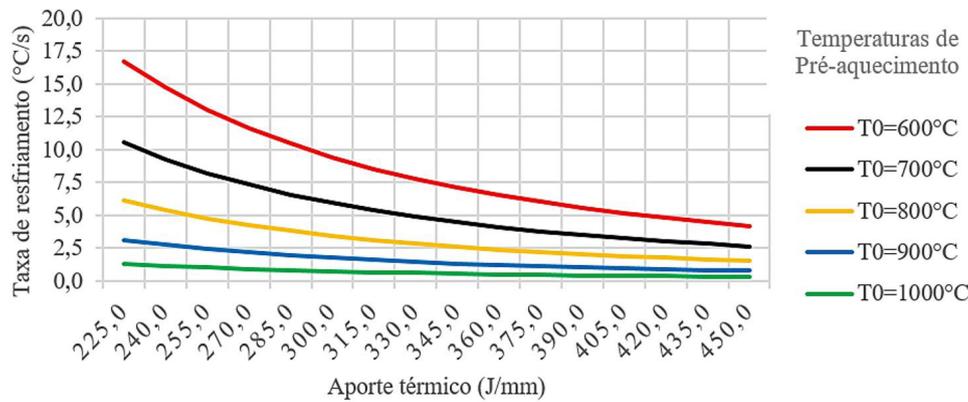


Figura 8. Variação de  $V_t$  [°C/s] em função de  $HI$  [J/mm] para diferentes  $T_0$  [°C].

Tabela 3. Lista de símbolos

Parâmetros, variáveis e constantes	Símbolo	Unidade
Taxa de Resfriamento	$V_t$	°C/s
Condutividade Térmica	$k$	J/mm.s.°C
Calor Específico	$\rho_c$	J/(mm <sup>3</sup> .°C)
Aporte térmico	$HI$ ou $H$	J/mm
Temperatura de interesse	$T_c$	°C
Temperatura de pré-aquecimento	$T_0$	°C
Calor gerado pela fonte	$q$	J
Comprimento da junta	$L$	mm
Tempo	$t$	s
Potência	$P$	W
Velocidade de soldagem	$v$	mm/s
Tensão do arco	$E$	V
Corrente de soldagem	$I$	A
Rendimento térmico	$\eta$	%

Tabela 4. Constantes utilizadas para a construção do gráfico da Figura 8

e (mm)	E (V)	V (mm/s)	$\eta$ (%)	$T_c$ (°)
1,5	10	0,4	60	1300

Tabela 5. Resultado da dos cálculos da Taxa de resfriamento

Amostras	e (mm)	HI (J/mm)	$T_c$ (°C)	$T_0$ (°C)	$V_t$ (°C/s)
AM1	1,5	225	1300	950	2,1
AM2	1,5	225	1300	880	3,6
AM3	1,5	600	1300	25	14,2

Tabela 6. Espaçamento interdendrítico médio

Amostras	$T_c$ (°C)	HI (J/mm)	$V_t$ (°C/s)	Espaçamento interdendrítico médio ( $\mu$ m)
AM1	950	225	2,1	1,30
AM2	880	225	3,6	1,07
AM3	25	600	14,2	1,10

maiores valores de aporte térmico requerem correntes maiores, implicando maior gasto financeiro. Em contrapartida, quanto maior a  $T_0$  menor será a  $V_t$ . Além disso  $T_0$  mais elevadas permitem a aplicação de  $HI$  mais baixos. Sendo

assim, é desejável fixar os valores de  $HI$  o menor possível e variar apenas  $T_0$  como ilustra a Figura 9.

Uma vez que a soldagem de cada amostra foi feita sob diferentes  $T_0$ , é possível, através da Equação 4, calcular  $V_t$ .

Para a soldagem na AR3 foi necessário maior aporte térmico pois a obtenção do arco e formação da poça de fusão se torna mais difícil sem pré-aquecer o material. Confirmou-se que maiores valores de pré-aquecimento ( $T_0$ ) reduzem significativamente a taxa de resfriamento ( $V_t$ ) e viabilizam a utilização de menor aporte térmico ( $HI$ ) (vide Tabela 5).

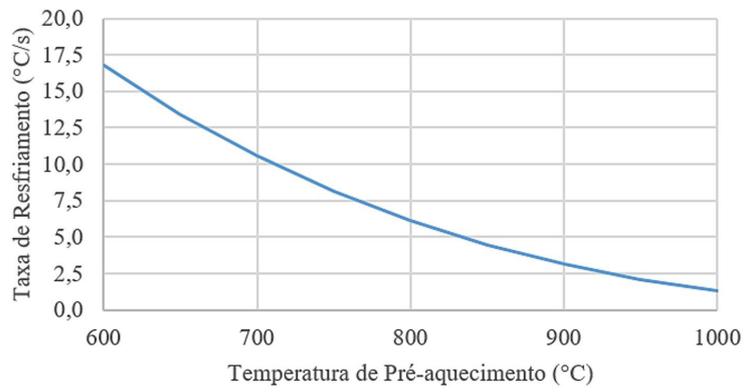
### 3.2 Espaçamento Interdendrítico

Foram geradas imagens do MS obtidas por MO. Estas passaram por ajuste de contraste (Figura 10) a fim facilitar a medição do espaçamento interdendrítico que foi medido conforme discriminado na seção 2. Os resultados podem ser vistos na Tabela 6.

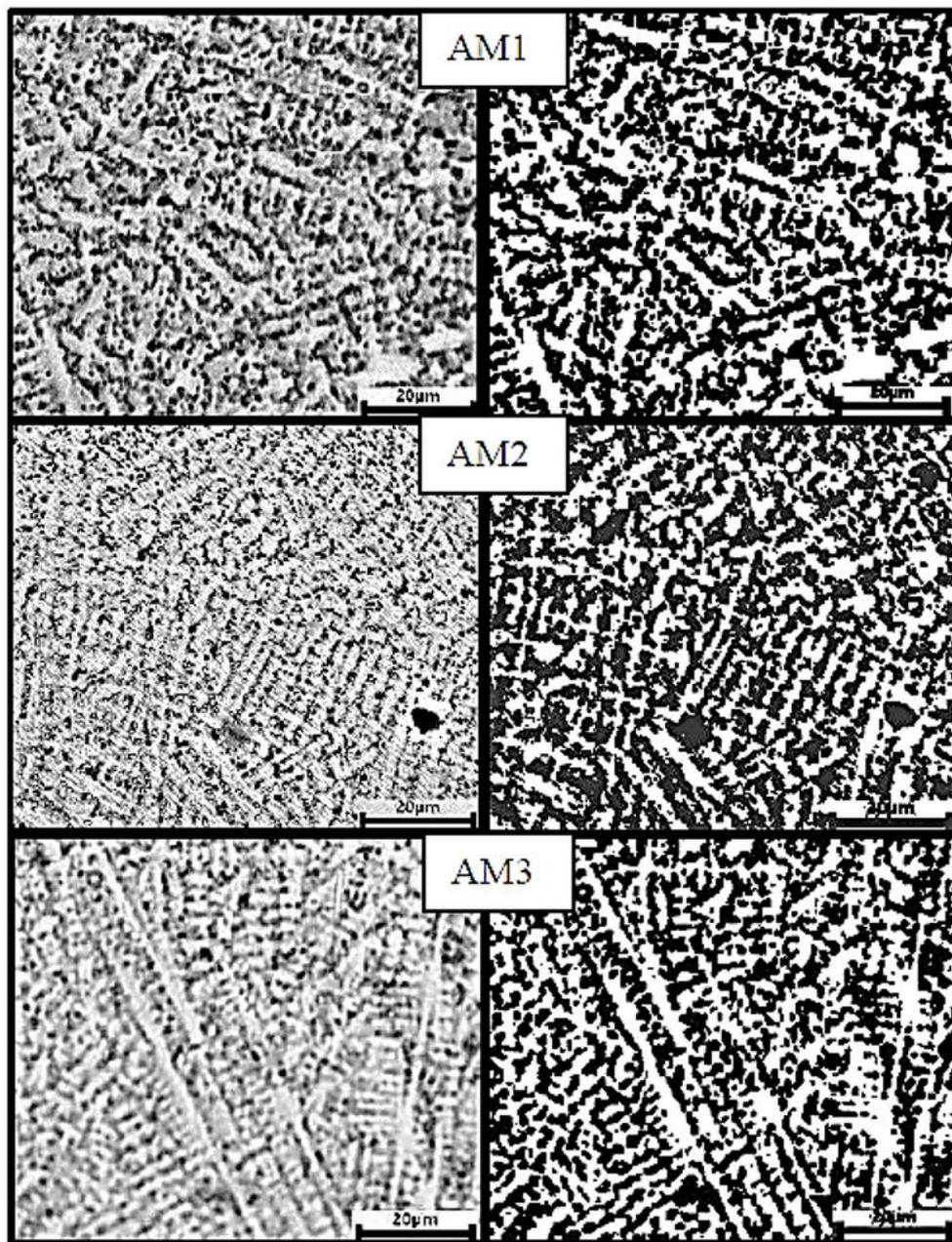
O histograma da Figura 11 apresenta os valores obtidos após a medição do EI em cada uma das amostras, obedecendo o intervalo dentro dos quais as medidas foram observadas em função da frequência com que as mesmas apareceram.

Para calcular o valor médio de EI foi realizada a soma de cada bloco do histograma multiplicado pela respectiva frequência em que aparece, resultando nos valores abaixo.

Notou-se que o EI caiu da AM1 para a AM2. Isso comprova que aumentar a temperatura de pré-aquecimento de 880°C (AM2) para 950°C (AM1) foi eficaz na diminuição de  $V_t$ , fazendo com que o haja mais tempo para que as tensões residuais se acomodem. Embora, a amostra com a maior taxa de resfriamento (AM3) tenha revelado EI menor que o da AM1 (o que já era esperado) ela apresentou EI maior que o da AM2. Isto pode estar relacionado ao maior aporte térmico utilizado para a soldagem da AM3, pois tal parâmetro também interfere na forma com que os veios dendríticos crescem [1,5]. Portanto, menores taxas de resfriamento e aporte térmico mais elevado contribuem para o crescimento dos veios interdendríticos.



**Figura 9.** Variação de  $V_t$  em função de  $T_o$  para HI fixado em 225 J/mm.



**Figura 10.** MS das amostras para um aumento de 10X. À esquerda imagens sem ajuste de contraste e à direita imagens com ajuste de contraste.

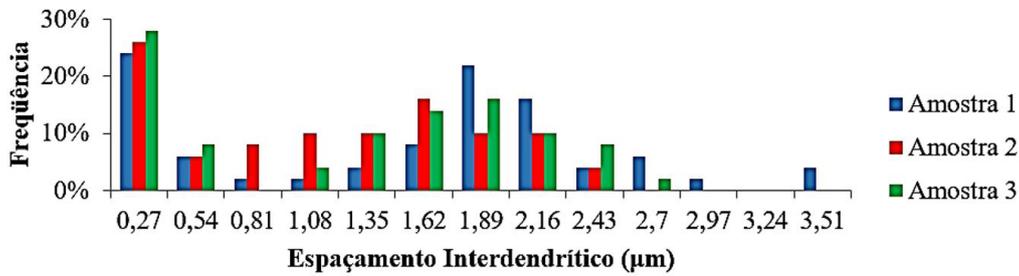


Figura 11. Espaçamentos interdendríticos medidos.

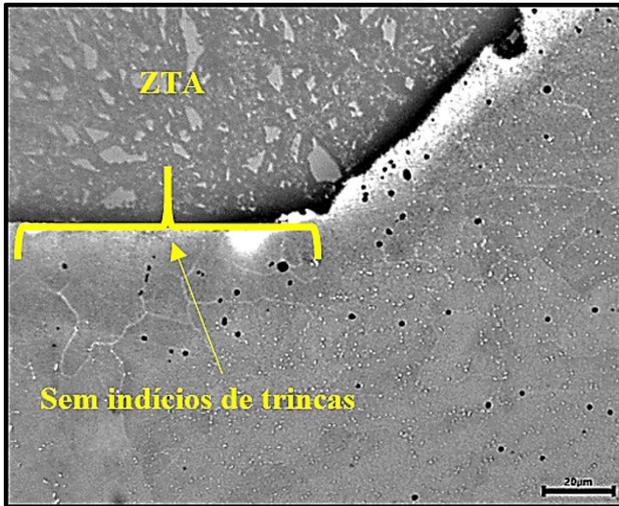


Figura 12. Microscopia ótica da AM1 para um aumento de 10X após o Tratamento Térmico.

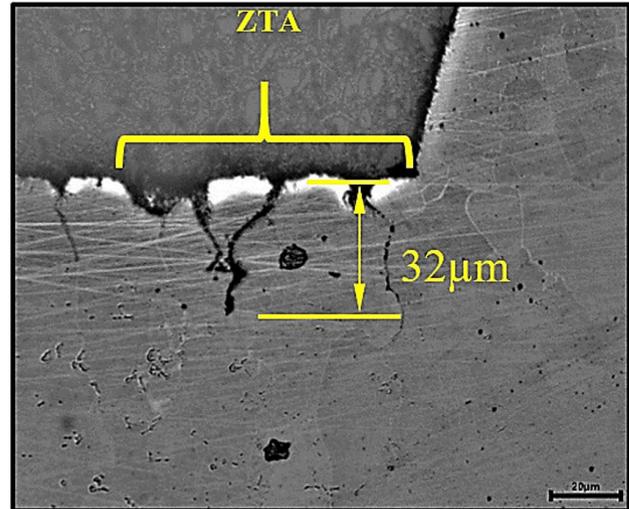


Figura 14. Microscopia ótica da AM3 para um aumento de 10X após o Tratamento Térmico.

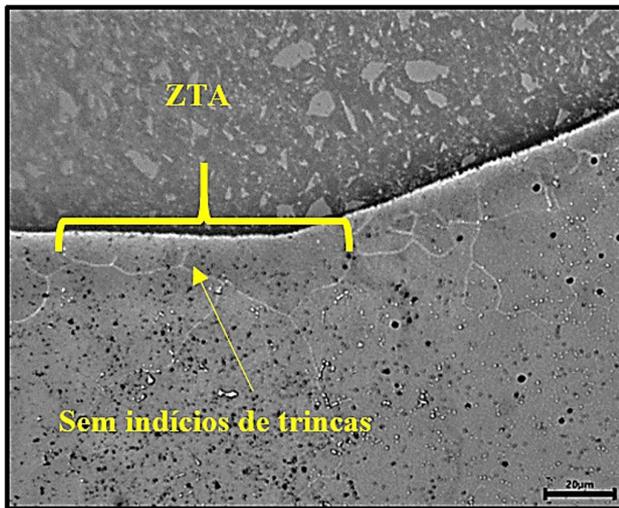


Figura 13. Microscopia ótica da AM2 para um aumento de 10X após o Tratamento Térmico.

### 3.3 Análise de Descontinuidades

Depois da soldagem a análise da ZTA e adjacências não apresentou indícios de trincas. Após os ciclos de Tratamento Térmico as Figuras 12, 13 e 14 foram obtidas.

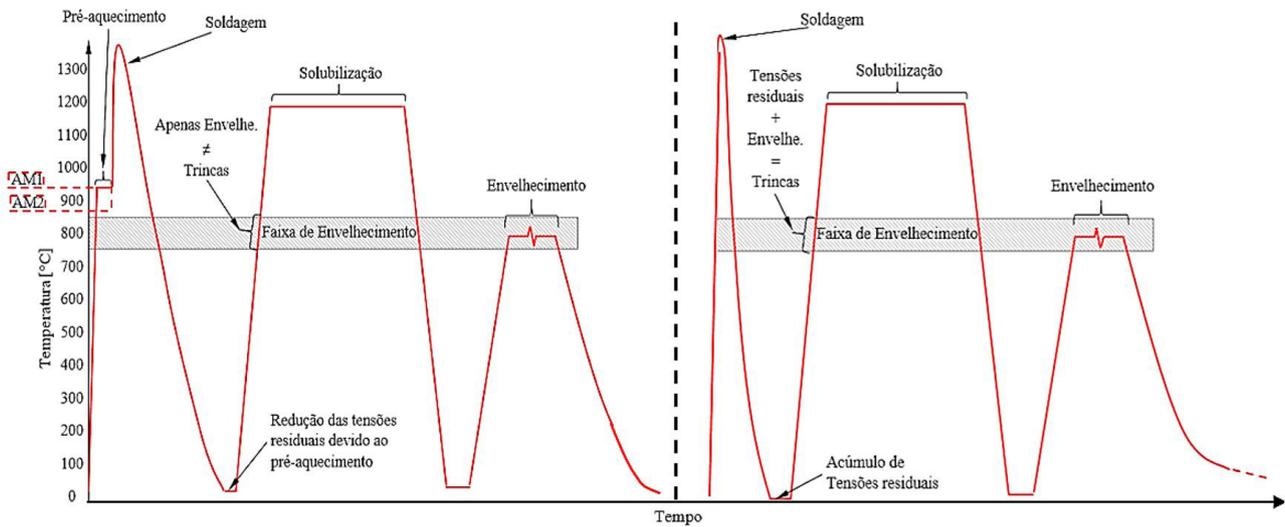
Notou-se, primeiramente, completa recristalização da ZTA e MS para todas as amostras. Apenas a AM3 indicou aparecimento de trincas.

Acredita-se que as menores taxas de resfriamento das AM1 (2,1°C/s) e AM2 (3,6°C/s), devidas ao pré-aquecimento utilizado, em relação a AM3 (14,2°C/s), tenham contribuído significativamente para a redução das tensões residuais após a soldagem, o que inibiu o aparecimento de trincas. Os ciclos térmicos apresentados na Figura 15 explicam este fenômeno.

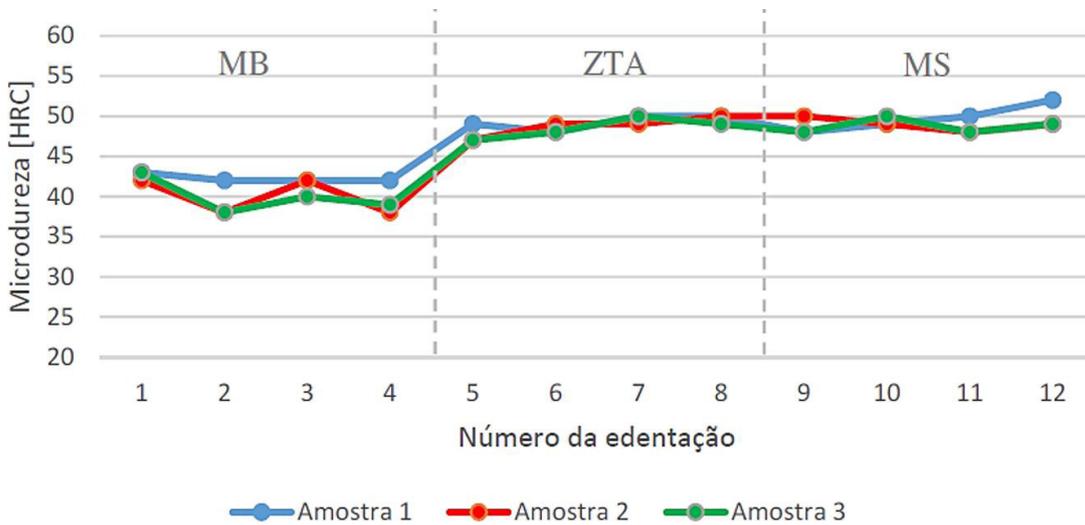
### 3.4 Ensaios de Microdureza

A Figuras 16 e 17 resumem os resultados obtidos pelos ensaios de microdureza. O objetivo foi analisar o perfil de microdureza transversalmente à linha de solda no estado como soldado e após o Tratamento Térmico. Após a soldagem foram observados valores de microdureza mais altos no MS que na ZTA e no MB. A Solubilização e o Envelhecimento proporcionaram homogeneização da dureza entre as regiões de interesse.

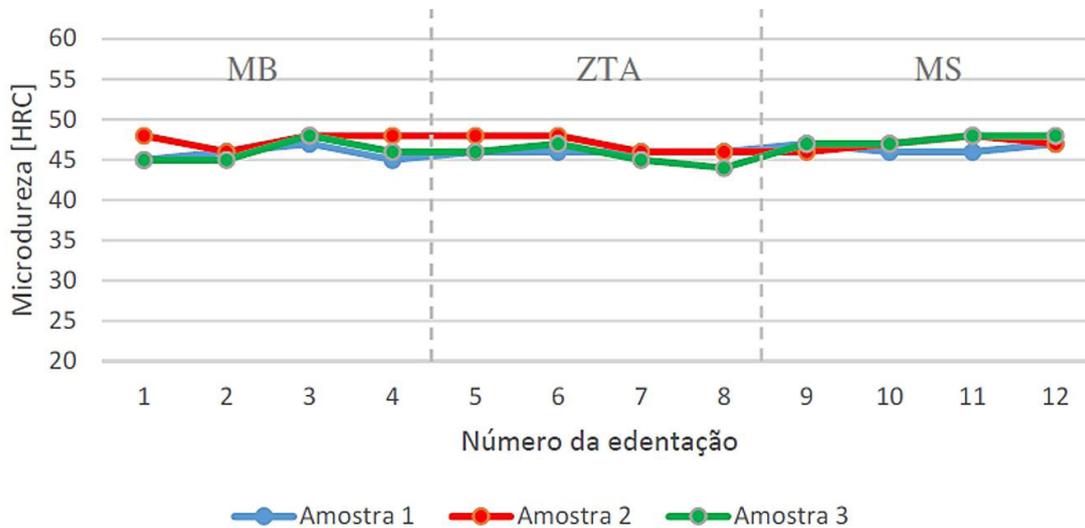
A Figura 17 não apresenta significativa variação de dureza entre as amostras. Portanto, os tratamentos térmicos proporcionaram a elas a mesma propriedade final. Sendo assim as trincas observadas na AM3 não estão



**Figura 15.** Ciclo térmico sofrido pelas amostras. À esquerda para AM1 e AM2 (ambas com pré-aquecimento. À direita para AM3 (sem pré-aquecimento).



**Figura 16.** Perfil de dureza da faixa MB-ZTA-MS após a soldagem.



**Figura 17.** Perfil de dureza da faixa MB-ZTA-MS após o Tratamento Térmico.

diretamente ligadas à dureza final obtida. O aparecimento de trincas pode ser explicado devido ao acúmulo de tensões residuais não aliviadas, acumuladas durante a soldagem, somadas à concomitante precipitação durante o aquecimento para solubilização (ao ultrapassar a faixa de Envelhecimento), conforme explicado esquematicamente na Figura 15. Logo, a AM3 apresenta indícios de trincas de envelhecimento [1,2].

#### 4 CONCLUSÃO

A solução para evitar o aparecimento de trincas de envelhecimento é amenizar as tensões residuais de soldagem por meio da redução da taxa de resfriamento ( $V_t$ ). Isto pode ser feito de duas formas:

1. Utilizar altas temperaturas de pré-aquecimento;

2. Aumentar o aporte térmico (HI).

Valores elevados de HI acarretam em problemas secundários além de ser financeiramente custoso. A não observação de indícios de trincas nas amostras AM1 e AM2 (ambas com pré-aquecimento) em contraste com as descontinuidades de até  $32\mu\text{m}$  apresentadas pela AM3 (sem pré-aquecimento) qualificam a utilização de altas temperaturas de pré-aquecimento como uma alternativa viável para reduzir as chances de ocorrência de trincas de envelhecimento ao soldar uma superliga à base de níquel.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao Laboratório de Materiais da UCP/RJ-Petrópolis e ao Laboratório de Materiais da GE Celma/RJ-Petrópolis.

#### REFERÊNCIAS

- 1 Kou S. *Welding metallurgy*. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons; 2003.
- 2 Dupont JN, Lippold JC, Kiser SD. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. New Jersey: John Wiley & Sons; 2009.
- 3 Sims CT. *A history of superalloy metallurgy for superalloy metallurgists*. New York: General Electric Company; 1984. p. 399-419.
- 4 Sims CT, Stoloff N, Hagel WC. *Superalloys II*. New York: John Wiley & Sons; 1987.
- 5 Modenesi PJ. *Introdução à metalurgia da soldagem*. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais; 2006.
- 6 Mokadem S, inventor. *Preheating temperature during welding*. United States patent US 2009/0134133. 2009.
- 7 Suharno SA, Buntario RE, Widagdo D, Estriyanto Y, Harjanto B. *Advantage of SWET Technique on Joining Inconel 792 Material*. Global Journals Inc. 2012;12(6):11-16.
- 8 Caixiong Y, Yulai X, Heng N, Xueshan X, Guoqing J, Zhi S. *Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Rene 80*. Shanghai: Elsevier Ltd.; 2012
- 9 Donachie MJ, Donachie SJ. *Superalloys: a technical guide*. In: ASM International. *ASM Handbook: nonferrous alloys*. 2nd ed. Ohio: ASM International; 2002.
- 10 Rebello JMA. *Curso de tecnologia da soldagem: Metalurgia da soldagem. Parte I. Módulo 220*. Rio de Janeiro: Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro; 1987.

Recebido em: 10 Out. 2018

Aceito em: 17 Abr. 2020