

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

Wellington Mattos Pires¹
Mariana Anastácia de Oliveira²
Adeir Marinho Junior³

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 a erosão, trincas, fadiga térmica, entre outros, sendo necessário repará-los tendo em vista seu alto valor de mercado. O principal método de reparo é a soldagem acompanhada de posteriores tratamentos térmicos. Entretanto, estas superligas são suscetíveis a trincas de envelhecimento, causadas pelo acúmulo de tensão residual na soldagem somada a inevitável precipitação de gama linha (γ') 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-aquecimentos distintos. 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 them due to their high market value. The main method of repair is welding followed by further heat treatments. 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 (γ') 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.

¹ Engenheiro Mecânico, Graduando, CEC, UCP, Petrópolis, RJ, Brasil.

² Engenheira Mecânica, MSc, Professora Universitária, CEC, UCP, Petrópolis, RJ, Brasil

³ Engenheiro Metalúrgico, MSc, PEMM, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

1 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 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, as superligas à base de Níquel enfrentam problemas de soldabilidade diretamente relacionados à formação de precipitados de fase γ' [1,2]. Para uma liga de Rene 80, por exemplo, os principais constituintes na formação de γ' 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 a resposta à formação de γ' [1-4] tornando estas ligas, conseqüentemente, 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 de envelhecimento [1,2]. Durante a soldagem, a temperatura alcançada na Zona Termicamente Afetada (ZTA) causa a dissolução de γ' , 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 γ' é ultrapassada. Durante este tempo, formam-se precipitados γ' finos e coerentes, que esgota a matriz circundante. Isso resulta em uma diminuição do parâmetro de rede da matriz e causa a formação das tensões de contração de envelhecimento. Como consequência da precipitação de γ' , 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 de soldagem e as tensões de contração do envelhecimento, resultam na formação de trincas de envelhecimento [2].

O pré-aquecimento reduz os gradientes térmicos devido à operação de soldagem como também reduz a taxa de resfriamento, produzindo assim uma estrutura metalúrgica mais dúctil o que proporciona o alívio das 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 a temperatura de envelhecimento e inferiores a de solubilização a fim de evitar que a fase γ' comece. 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 feitas a partir de 3 amostras, Amostra 1 (AM1), Amostra 2 (AM2) e Amostra 3 (AM3) fabricadas em Rene 80, as

quais foram soldadas em atmosfera inerte com metal de adição de composição química semelhante ao material 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 metalográficas por Microscopia Ótica (MO) da região soldada (MS), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e material base (MB). Também foi executado o ensaio de microdureza antes e depois do tratamento térmico.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas 3 amostras extraídas a partir de uma peça fabricada de Rene 80 de composição química conforme mostrada na Tabela 1. As etapas decorridas no processo estão resumidas pelo fluxograma da Figura 1.

Tabela 1. Composição nominal de Rene 80

Liga	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	C	Zr	B	Ni
Rene 80	9.0	14.0	4.0	4.0	3.0	4.7	0.160	0.010	0.015	Base

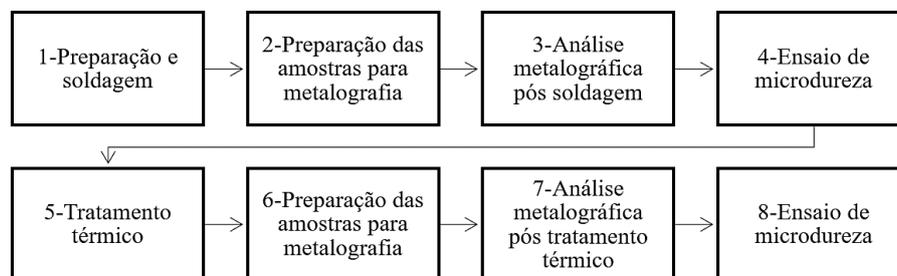


Figura 1. Mapa de processo

Foram simulados “defeitos” com dimensões iguais em 3 áreas distintas, Área 1 (AR1), Área 2 (AR2) e Área 3 (AR3) por meio de uma esmerilhadeira manual.

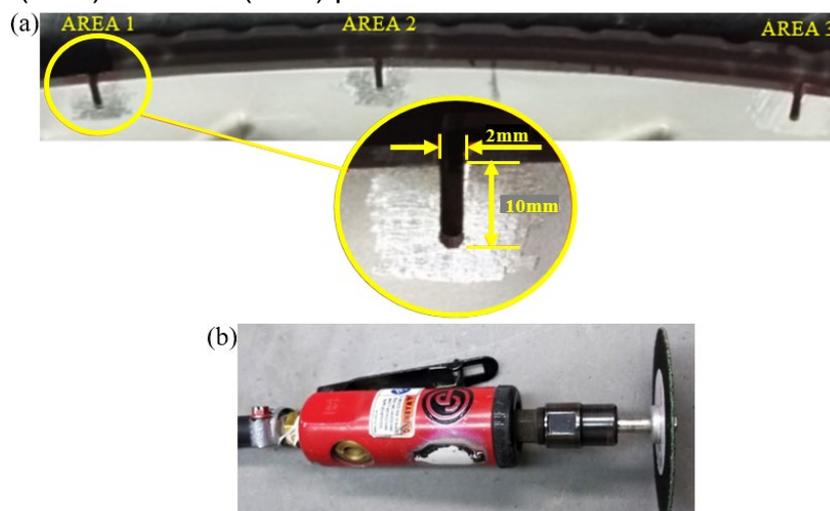


Figura 2. (a) Preparação das áreas e (b) Esmerilhadeira manual

Para a soldagem com pré-aquecimento 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



Figura 3. Soldagem com pré-aquecimento

Tabela 2. Parâmetros de soldagem

Áreas	Temperaturas de pré-aquecimento	Metal de adição	v (mm/s)	E (V)	I (A)	η (%)	HI (J/mm)
AR1	950°C	Rene 80	0,4	10	15	60	225
AR2	880°C	Rene 80	0,4	10	15	60	225
AR3	25°C (*sem pré-aquecimento)	Rene 80	0,3	10	30	60	600

A corrente utilizada para os três casos foi contínua e polaridade direta. Posteriormente, as amostras passaram por ciclos idênticos de tratamento térmico. O menor tempo de envelhecimento (5h) utilizado em relação ao sugerido pelas literaturas (16h) [8] deve-se à produtividade, entretanto tal redução no tempo mostrou-se satisfatório para se atingir os efeitos desejados.

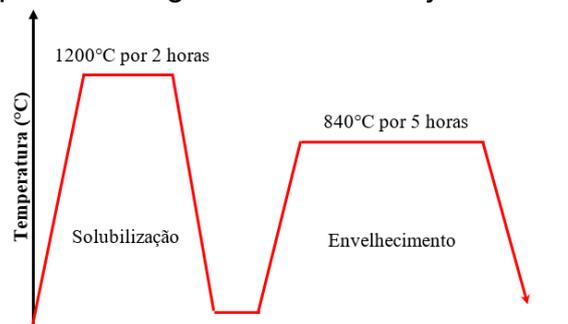


Figura 4. Ciclo de tratamento térmico de endurecimento por precipitação realizado

As 3 amostras foram preparadas com técnicas de polimento e lixamento convencionais e embutimento após a soldagem e tratamentos térmicos para caracterização em Microscópio Óptico (MO). As seguintes regiões foram mapeadas: MB, ZTA e MS para análises em MO. O reagente utilizado para atacar e revelar a microestrutura foi água régia (10ml HNO₃, 30 ml HCL e 30 ml H₂O).

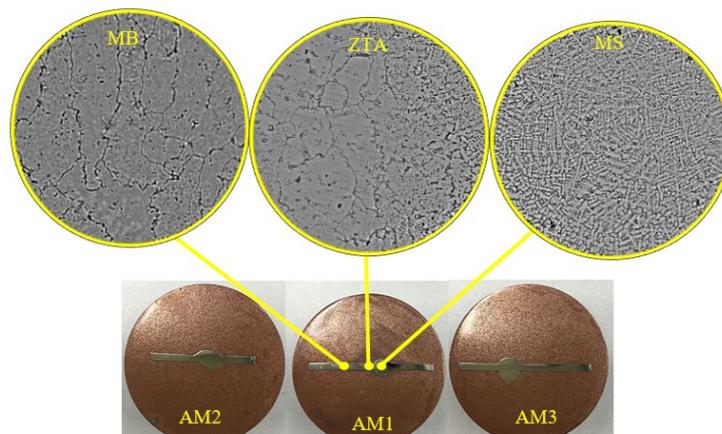


Figura 5. Localização das áreas caracterizadas em MO com aumento de 10X após a soldagem.

Após a soldagem foi observado morfologia predominantemente dendrítica no MS. Sabe-se, empiricamente, que o espaçamento dos braços secundários

interdendríticos é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento [5]. Para a medição do espaçamento interdendrítico foi utilizado o software livre ImageJ aplicando-se uma série de filtros para melhoria de contraste.

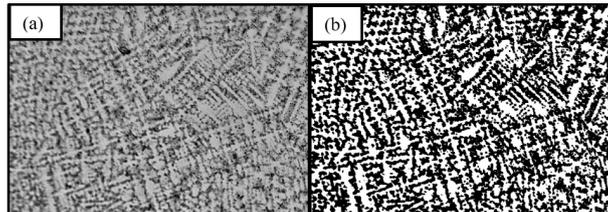


Figura 6.Exemplo de MO do MS (a) antes de aplicação de filtros no ImageJ e (b) depois.

Para o dimensionamento das regiões foi utilizada a ferramenta *PlotProfile* que busca verificar as escalas de cinza de cada pixel sob as linhas marcadas, resultando em um gráfico com escala de Cinza vs Distância. As medições foram realizadas em 4 áreas diferentes onde a estrutura dendrítica se apresentava mais visível. Com essas informações na forma de uma tabela foi possível fazer uma análise estatística dos dados, para isso foi usado o software Microsoft Excel.

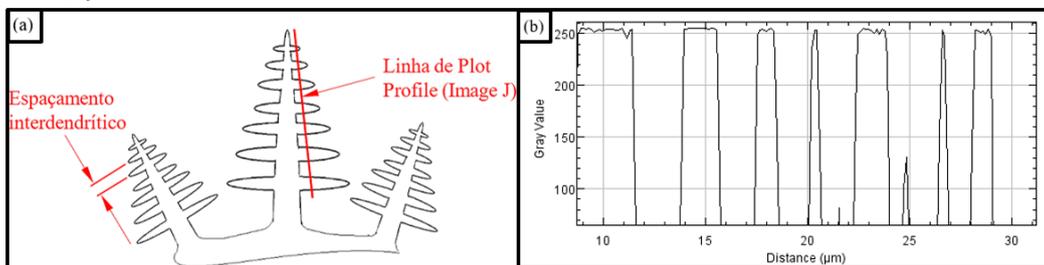


Figura 7. (a) Formação da estrutura dendrítica com destaque para o espaçamento entre braços secundários (b)Perfil de escala de cinza ao longo das linhas guias

Também foi analisado o perfil de microdureza transversalmente através da linha de solda a fim 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 endentações espaçadas de aproximadamente 50µm.

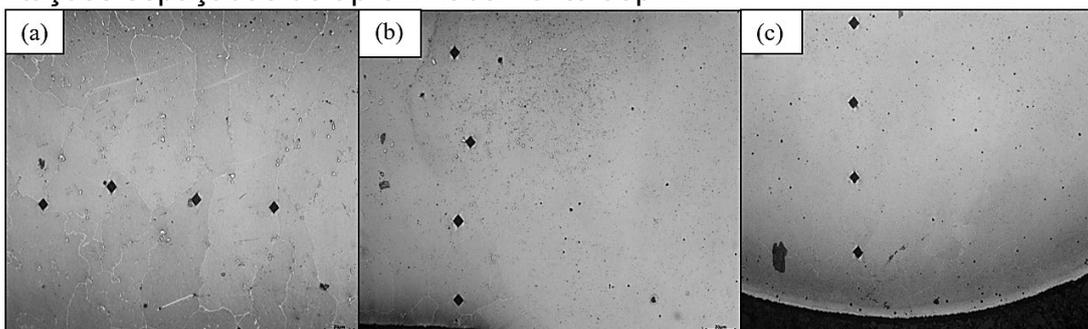


Figura 8.Posicionamento das endentações (a) MB, (b) ZTA e (c) MS

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 que governam tais parâmetros são:

$$Vt = 2 * \pi * k * \rho_c \left(\frac{e}{H_1} \right)^2 * (T_c - T_0)^3 [10] \text{ (Equação 1)}$$

Tal que: Vt =Taxa de Resfriamento[°C/s]; k =Condutividade Térmica[J/mm.s.°C]; ρ_c =Calor Específico[J/(mm³*°C)]; H_1 =Aporte térmico[J/mm]; T_c =Temperatura de interesse[°C]; T_0 =Temperatura de pré-aquecimento [°C].

$$H = \frac{q}{L} = \frac{q/t}{L/t} = \frac{P}{v} \text{ ou } H = \frac{P}{v} = \frac{E * I}{v} [5] \text{ (Equação 2)}$$

$$H_1 = \eta * H [5] \text{ (Equação 3)}$$

Tal que: q =Calor gerado pela fonte; L =Comprimento da junta [mm]; t =Tempo[s]; P =Potência[W]; v =Velocidade de soldagem[mm/s]; H =Aporte térmico [J/mm]; E =Tensão do arco[V]; I =Corrente de soldagem[A]; η =Redimento térmico[%].

Unindo as equações 1 e 3 obtém-se:

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

Para a construção do gráfico da Figura 9 foi utilizada a Equação 4. A fim de observar a influência de H_1 e de Tona redução de Vt , diferentes valores de T_0 foram utilizadas enquanto a Corrente (I) foi variada. Os demais fatores foram mantidos constantes.

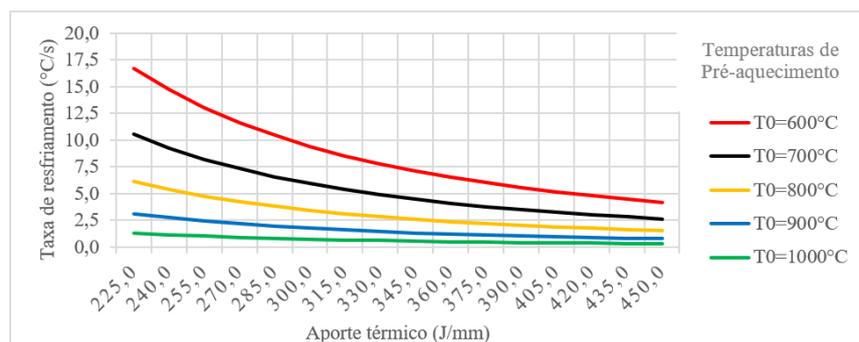


Figura 9. Variação de Vt [°C/s] em função de H_1 [J/mm] para diferentes T_0 [°C]

Tabela 3. Constantes utilizadas para a construção do gráfico da Figura 9

e (mm)	E (V)	v (mm/s)	η (%)	T_c (°C)
1,5	10	0,4	60	1300

Nota-se que quanto maior o H_1 , menor será a Vt . Entretanto maiores valores de aporte térmico podem acarretar em efeitos secundários, indesejáveis. E quanto maior a T_0 , menor será a Vt . Além disso T_0 mais elevadas permitem que menores valores de H_1 sejam utilizados, e ainda assim obter valores de Vt relativamente baixos. Sendo assim, é desejável fixar os valores de H_1 o mais baixo possível e variar apenas T_0 .

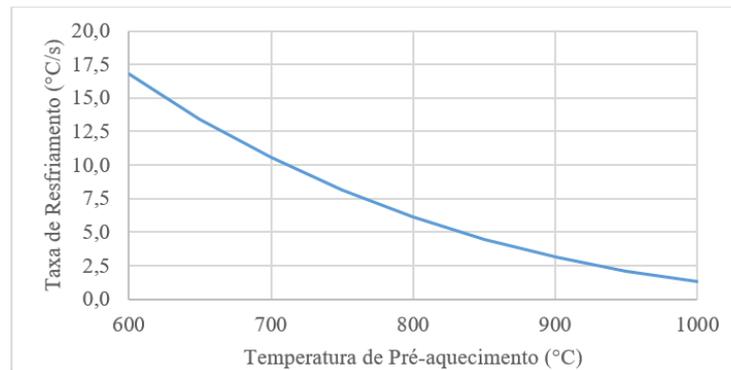


Figura 10. Variação de V_t [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$] em função de T_0 [$^{\circ}\text{C}$] para HI fixado em 225 J/mm. Uma vez que a soldagem de cada amostra foi feita sob diferentes T_0 , é possível, através da Equação 4, calcular V_t .

Tabela 4. Resultado dos cálculos da Taxa de resfriamento

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

Para a soldagem na AR3 foi necessário aumentar o aporte térmico (HI), por meio da elevação da corrente e diminuição da velocidade. 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).

3.2 Espaçamento Interdendrítico

Como mostrado anteriormente, o aumento de T_0 acarreta na diminuição de V_t . A fim de comprovar tal afirmação matemática, as imagens do MS obtidas por MO foram analisadas. O espaçamento interdendrítico foi medido conforme a secção 2.

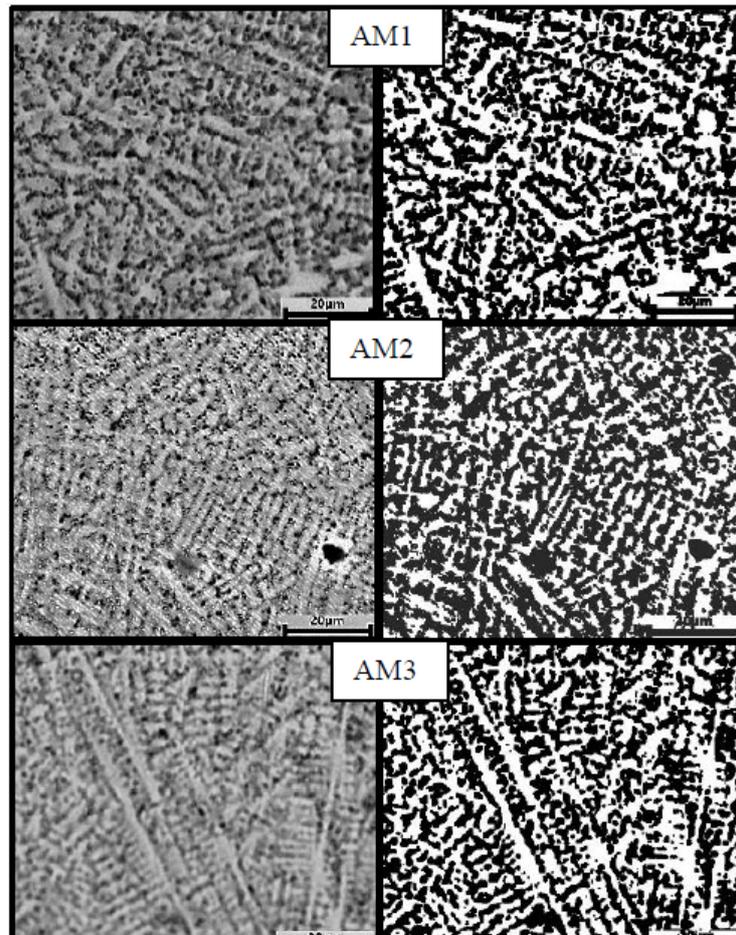


Figura 11. MS das amostras para umaumento de 10X. À esquerda imagens sem ajuste de contraste e à direita imagens com ajuste de contraste

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

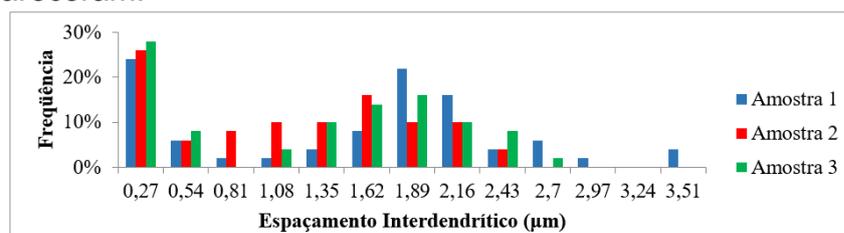


Figura 12. Medições de espaçamento interdendrítico

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

Tabela 5. Espaçamento interdendrítico médio

Amostras	T0 (°C)	HI (J/mm)	Vt (°C/s)	Espaçamento interdendrítico médio (µm)
AM1	950	225	2,1	1,30
AM2	880	225	3,6	1,07
AM3	25	600	14,2	1,10

Em suma, notou-se que o espaçamento interdendrítico 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 da taxa de resfriamento (V_t), o que faz com que o tempo de resfriamento aumente e as tensões residuais tenham, conseqüentemente, mais tempo para se acomodarem. Embora, a amostra com a maior taxa de resfriamento, AM3, tenha revelado um espaçamento interdendrítico menor que o da AM1 (o que já era esperado) ela apresentou espaçamento 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 cresceram [1,5]. Portanto, menores taxas de resfriamento e maiores valores de aporte térmico contribuem para o crescimento dos veios interdendríticos.

3.3 Análise de Descontinuidades

Durante análise da ZTA e adjacências após a solda não foi observado indícios de trincas. Após os ciclos de tratamento térmico novas imagens foram geradas. Notou-se, primeiramente, que o tratamento térmico permitiu que o MS, antes com estrutura predominantemente dendrítica, agora apresentasse formação mais parecida com o MB tornando a microestrutura mais homogênea. A busca por micro trincas foi realizada na ZTA conforme as figuras a seguir.

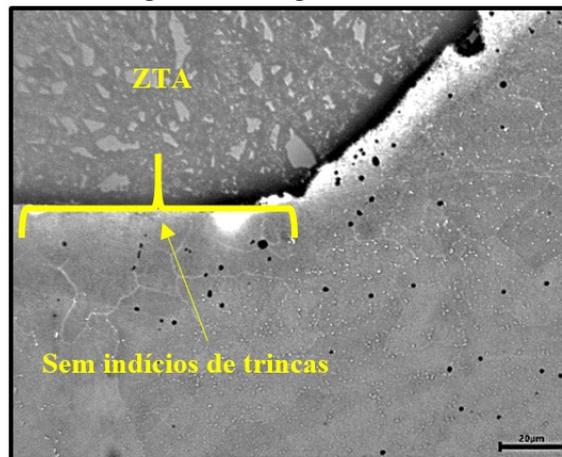


Figura 13. Microscopia ótica da AM1 para um aumento de 10X

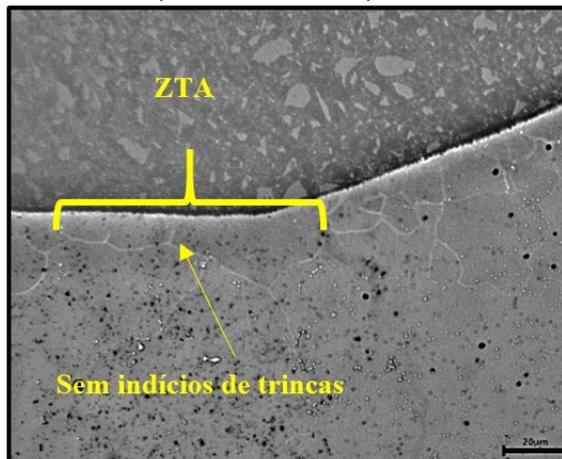


Figura 14. Microscopia ótica da AM2 para um aumento de 10X

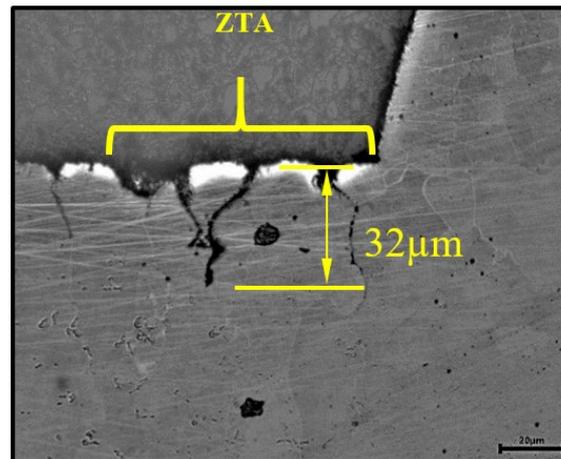


Figura 15. Microscopia ótica da AM3 para um aumento de 10X

Acredita-se que as menores taxas de resfriamento das AM1 (2,1°C/s) e AM2 (3,6°C/s) devido 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 de envelhecimento durante o aquecimento através da faixa de envelhecimento para o tratamento de solubilização.

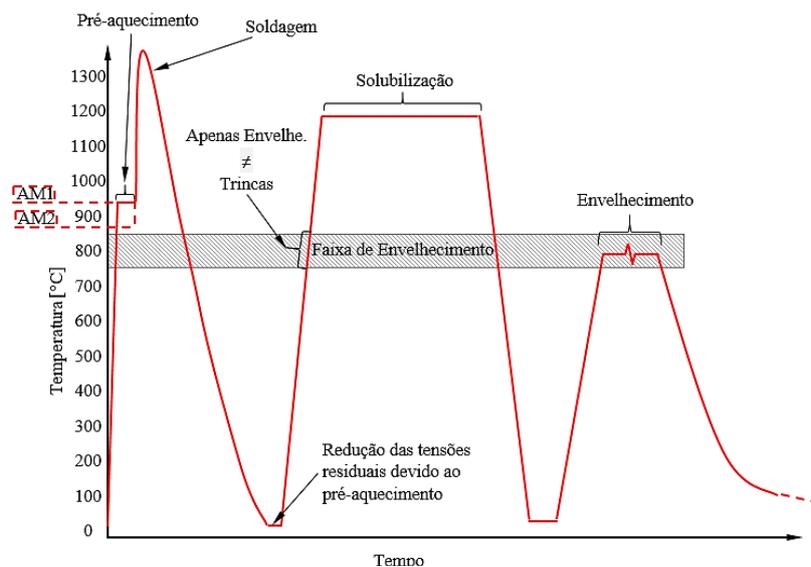


Figura 16.Resumo esquemático do ciclo térmico sofrido pelas AM1 e AM2

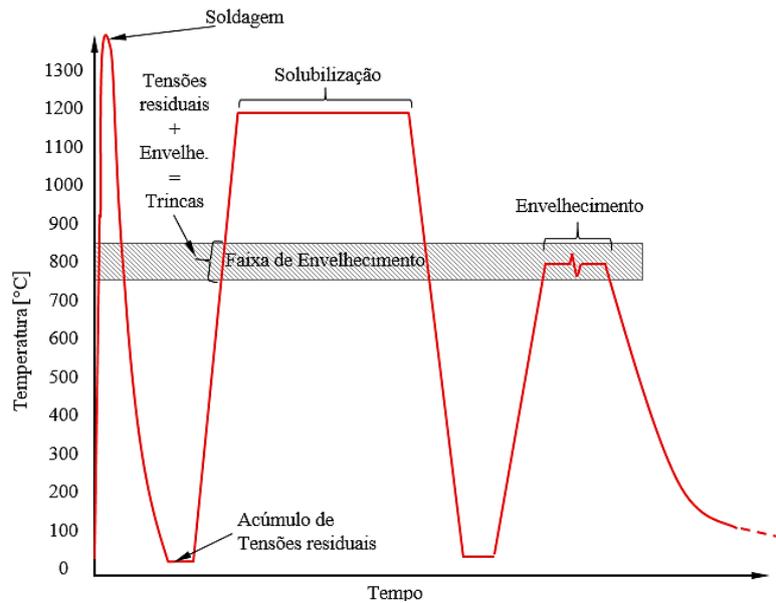


Figura 17. Resumo esquemático do ciclo térmico sofrido pela AM3

3.4 Ensaios de Microdureza

Os resultados dos ensaios de microdureza estão representados nas figuras 20 e 21. O objetivo foi analisar o perfil de microdureza transversalmente a linha de solda no estado como soldado e após o tratamento térmico. Após a soldagem foi observado valores de microdureza mais altos no MS em relação a ZTA e MB. Após os ciclos de solubilização e envelhecimento as três regiões apresentaram valores mais homogêneos.

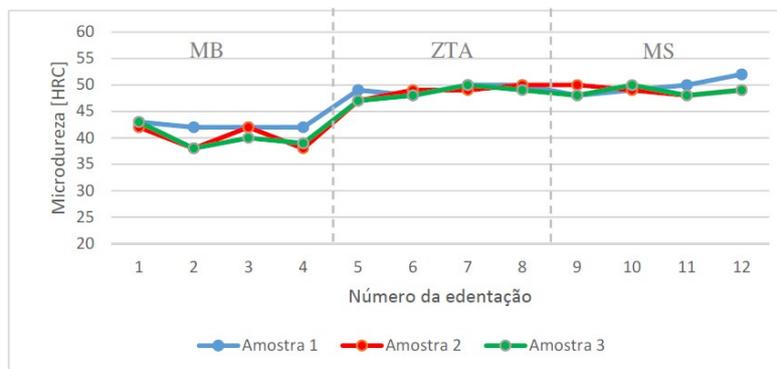


Figura 18. Perfil de dureza da faixa MB-ZTA-MS após a soldagem

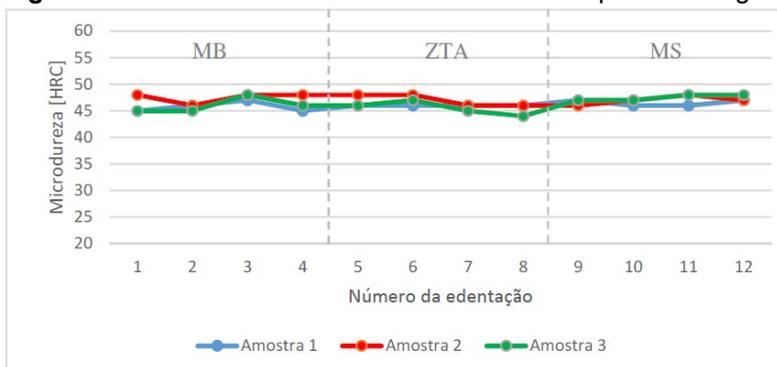


Figura 19. Perfil de dureza da faixa MB-ZTA-MS após o Tratamento Térmico

4 CONCLUSÃO

1. Um dos principais problemas de soldabilidade em Superligas à base de Níquel endurecidas por precipitação de γ' são as trincas de envelhecimento, as quais são observadas com maior frequência na ZTA e adjacências e ocorrem, na maioria dos casos, durante o tratamento térmico pós-soldagem e acontecem devido ao acúmulo das tensões residuais de soldagem somada a concomitante precipitação de γ' ao aquecer a peça através da faixa de envelhecimento, sendo praticamente impossível evitar tal precipitação devido ao alto teor de Al e Ti.
2. A solução é amenizar as tensões residuais de soldagem por meio da redução da taxa de resfriamento (V_t) o que aumenta o tempo para a “acomodação” das tensões sendo possível reduzir V_t aumentando o aporte térmico (HI) e/ou utilizando altas temperaturas de pré-aquecimento. Entretanto, maiores valores de HI podem acarretar em problemas secundários.
3. As amostras AM1, AM2 e AM3 foram soldadas com pré-aquecimento de 950°C, 880°C e 25°C (temperatura ambiente) respectivamente. Verificou-se que as taxas de resfriamento obtidas foram 2,1°C/s (AM1), 3,6°C/s (AM2) e 14,2°C/s (AM3)
4. Menores taxas de resfriamento e maiores valores de aporte térmico contribuem para o crescimento dos veios interdendríticos comprovando que o espaçamento dos mesmos é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento.
5. Não se observou início de trincas nas amostras AM1 e AM2. Entretanto a AM3 apresentou descontinuidades de até 32 μ m comprovando a eficácia da utilização do pré-aquecimento na prevenção de trincas de envelhecimento.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Materiais da UCP/RJ-Petrópolis e ao Laboratório de Materiais da GE Celma/RJ-Petrópolis

REFERÊNCIAS

- 1 Kou S. Welding Metallurgy. 2ªed. New Jersey: A John Wiley & Sons, 2003.
- 2 Dupont JN, Lippold JC, Kiser SD. Welding Metallurgy and Weldability Of Nickel-Base Alloys. New Jersey: A John Wiley & Sons, 2009.

- 3 Sims CT. A History of Superalloy Metallurgy for Superalloy Metallurgists. General Electric Company. 1984;399-419.
- 4 Sims CT, Stoloff N, Hagel WC. Superalloys II. New York: Joh Wiley & Sons, 1987.
- 5 Modenesi PJ. Introdução à Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais; 2006.
- 6 MokademS. Justia Patents. Preheating Temperature DuringWelding.Germany. Patent Application Number: 20090134133, 2009.
- 7 Suharno, Sugianto A, 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 Handbook: Nonferrous Alloys. 2ª ed. (ASM International). 2002.
- 10 Rebello JMA. Curso de tecnologia da soldagem: Metalurgia da soldagem. Parte 1. Módulo 220. Rio de Janeiro: Deptº de Engenharia Metalúrgica, Escola de Engenharia da UFRJ; 1987.