



**I Curso de Especialização em Engenharia da Soldagem
Turma 2011 - CTA DEMEC-TC/UFPR**

ANDRÉ CHICOSKI

**AVALIAÇÃO DAS ALTERAÇÕES METALÚRGICAS CAUSADAS
PELA SOLDAGEM AUTÓGENA GTAW E P-GTAW E DA RESPOSTA
AO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA SUPERLIGA DE
NÍQUEL GTD-111**

CURITIBA-PR

2013

ANDRÉ CHICOSKI

**AVALIAÇÃO DAS ALTERAÇÕES METALÚRGICAS CAUSADAS
PELA SOLDAGEM AUTÓGENA GTAW E P-GTAW E DA RESPOSTA
AO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA SUPERLIGA DE
NÍQUEL GTD-111**

Monografia apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Especialista em Engenharia da Soldagem do curso de Especialização em Engenharia da Soldagem da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração fabricação.
Orientador: Profa. Dra. Ana Sofia C. M. d'Oliveira.

CURITIBA

2013

TERMO DE APROVAÇÃO

ANDRÉ CHICOSKI

AVALIAÇÃO DAS ALTERAÇÕES METALÚRGICAS CAUSADAS PELA SOLDAGEM AUTÓGENA GTAW E P-GTAW E DA RESPOSTA AO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA SUPERLIGA DE NÍQUEL GTD-

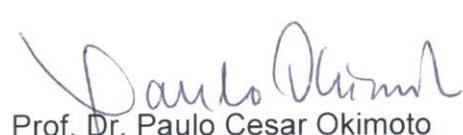
111

Monografia aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Especialista em Engenharia da Soldagem, área de concentração Fabricação, no Curso de Especialização em Engenharia da Soldagem, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora:


Prof. Dr. Hélio Padilha
UFPR


Prof. Dr. Ramon Sigifredo Cortés Paredes
UFPR


Prof. Dr. Paulo Cesar Okimoto
UFPR

Curitiba, 31 de outubro de 2013.

RESUMO

As superligas de níquel são amplamente utilizadas em componentes que atuam em alta temperatura e em atmosferas agressivas, como, por exemplo, câmaras de combustão e palhetas da seção quente de turbinas a gás. Para tal, estas ligas apresentam uma combinação de elevada resistência mecânica em alta temperatura, principalmente no que se refere à fluência, com alta resistência a oxidação a quente. Entretanto, para que ofereçam estas vantagens, as superligas apresentam complexas composições químicas, o que afeta significativamente sua soldabilidade e, conseqüentemente, a possibilidade de reparo em componentes que as utilizam. Este trabalho tem como objetivo avaliar o impacto gerado na microestrutura da superliga de níquel GTD-111 pela soldagem autógena GTAW e P-GTAW com diferentes níveis de corrente elétrica. Também, será analisado o efeito de um tratamento térmico pós-soldagem nas amostras soldadas. Estas informações servirão de base para a avaliação da viabilidade da recuperação por soldagem da liga específica e outras semelhantes.

PALAVRAS-CHAVE: Superliga. Soldagem. GTD-111. Tratamento Térmico.

ABSTRACT

The nickel base superalloys had been widely used in components that operate at high temperatures and aggressive conditions, like gas turbines combustion chambers and buckets. For this purpose, these alloys have a combination of high mechanical strength at high temperature, especially regarding to creep, with high resistance to hot oxidation. However, to provide these advantages, the superalloys must have a complex chemical composition that significantly affects their weldability and hence the possibility of repair components that use them. This work aims to evaluate the impact generated in the microstructure of the nickel base superalloy GTD-111 by the autogenous welding GTAW and GTAW-P, with different levels of electrical current. Also, the effect of a post weld heat treatment on the welded samples will be evaluated. This information will provide the basis for assessing the feasibility of recovering by welding this specific and other similar alloys.

KEYWORDS: Superalloy. Welding. GTD-111. Heat Treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Estruturas de solidificação (a) equiaxial, (b) direcional e (c) mono cristal (REED, 2006)	11
Figura 2: Microestrutura de uma superliga de níquel com precipitação de fase γ' (POLLOCK E TIN, 2006)	15
Figura 3: Diagrama de fases e curva dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (ASM, 1992)	17
Figura 4: Microestrutura da liga GTD-111. (a) Micrografia mostrando carbetos MC e contorno de grão. (b) Micrografia mostrando a distribuição de γ' . (c) Micrografia mostrando eutético $\gamma'-\gamma'$. (d) Micrografia mostrando finas placas de fase η , próximo ao eutético. (CHOI et al, 2007)	18
Figura 5: Exemplo de trinca de solidificação (esq.) e formação de contorno de grão contínuo no centro do cordão (dir.) (HENDERSON et al., 2004).....	20
Figura 6: Gráfico de avaliação da soldabilidade e possibilidade de trincas de reaquecimento (HENDERSSON et al., 2004).....	21
Figura 7: Influência da taxa de aquecimento e precipitação na formação de trincas de reaquecimento (DUPONT, 2009)	22
Figura 8: Influência do tamanho de grão nas trincas de liquação de uma liga 718 (DUPONT, 2009). 24	24
Figura 9: Trincas por perda de ductilidade durante uma soldagem multipasses. (Adaptado de DUPONT et al, 2009)	25
Figura 10: Gráfico indicando a “janela” de soldabilidade em função do gradiente de temperatura G e da velocidade de solidificação v, para o processo GTAW (SCHNELL et al, 2011).....	26
Figura 11: TTPS em superliga com precipitação. (a) Diagrama de fase; (b) Ciclos térmicos da soldagem e TTPS; (c) Curva “C” de precipitação; (d) Seção transversal da solda; (e) Evolução microestrutural. (Adaptado de KOU, 2003).....	27
Figura 12: Amostra antes da soldagem.	30
Figura 13: Montagem geral da tocha e sistema de deslocamento.	31
Figura 14: Posicionamento da amostra.	31
Figura 15: Forno utilizado para o tratamento térmico pós-soldagem.	32
Figura 16: Amostras 01 e 02 (GTAW) após soldagem.	33
Figura 17: Amostras 3 e 4 (P-GTAW) após soldagem.	33
Figura 18: Microestrutura do material sem solda.	35
Figura 19: Imagem de MEV da região dendrítica do material sem solda.	35
Figura 20: Imagem de MEV da região interdendrítica do material original.	36
Figura 21: Seção transversal do cordão de solda da amostra 01 (escala 1 mm).	36
Figura 22: Seção transversal do cordão de solda da amostra 02 (escala 1 mm).	37
Figura 23: Seção transversal do cordão de solda da amostra 03 (escala 1 mm).	37
Figura 24: Seção transversal do cordão de solda da amostra 04 (escala 1 mm).	37
Figura 25: Variação da microestrutura causada pela soldagem.....	38
Figura 26: Curvas de dureza nas amostras após a soldagem.	39
Figura 27: Comparação entre as curvas de dureza das amostras soldadas.	40
Figura 28: Microestrutura da Amostra 1 (60 A convencional) após TTPS apresentando grãos grosseiros na ZF (escala 1 mm).....	41
Figura 29: Microestrutura da Amostra 2 (80 A convencional) após TTPS apresentando grãos grosseiros na ZF (escala 1 mm).....	41
Figura 30: Microestrutura da Amostra 3 (60 A pulsado) após TTPS (escala 1 mm).	41
Figura 31: Microestrutura da Amostra 4 (80 A pulsado) após TTPS (escala 1 mm).	42
Figura 32: Microestrutura típica do metal de base após TTPS (escala 500 μ m).....	42
Figura 33: Presença de fase γ' coalescida e carbetos, na região interdendrítica do metal de base das amostras.....	43
Figura 34: Característica da fase γ' precipitada na região dendrítica do metal de base das amostras.	43
Figura 35: Microestrutura da zona fundida da amostra 1 (60 A convencional) após o TTPS.	44
Figura 36: Microestrutura da zona fundida da amostra 2 (80 A convencional) após o TTPS.	44
Figura 37: Microestrutura da zona fundida da amostra 3 (60 A pulsado) após o TTPS.....	45
Figura 38: Microestrutura da zona fundida da amostra 4 (80 A pulsado) após o TTPS.....	45
Figura 39: Resultado da análise por EDS detalhando a distribuição de titânio na área analisada.	46
Figura 40: Comparação entre as durezas do material original, pós-soldagem e pós TTPS.	47
Figura 41: Comparação entre as durezas das amostras após o TTPS.....	48

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Exemplos de superligas de cobalto. (Fonte: c-mgroup.com).....	12
Tabela 2: Composição química da superliga de níquel GTD-111 (YANG, et al., 2013).....	18
Tabela 3: Configuração das amostras soldadas.....	29
Tabela 4: Parâmetros específicos para o processo P-GTAW.	29
Tabela 5: Etapas do tratamento térmico pós-soldagem.	32
Tabela 6: Dimensões dos cordões.....	37
Tabela 7: Relação entre as fases γ e γ' no material original e nas amostras processadas.	46

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	8
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
2.1. Superligas.....	10
2.1.1. Superligas de Cobalto	12
2.1.2. Superligas de Níquel	13
2.2. Tratamentos Térmicos	15
2.3. Superliga GTD-111.....	17
2.4. Soldagem de Superligas	19
2.4.1. Tratamento Térmico Pós-Soldagem – TTPS	26
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	28
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
4.1. Amostras Soldadas	33
4.1.1. Análises de Microestrutura	34
4.2. Tratamento Térmico Pós-Soldagem – TTPS	40
5. CONCLUSÃO	49
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	50

1. INTRODUÇÃO

Máquinas e componentes que trabalham expostos a elevadas temperaturas e em atmosferas agressivas têm seus desempenhos e tempo de operação normalmente limitados pela resistência dos materiais que os compõem. Desta forma, desde as primeiras máquinas a vapor até aos complexos equipamentos atuais, houve um enorme avanço na tecnologia de materiais, com o desenvolvimento de ligas que permitem obter desempenhos otimizados para cada condição específica de trabalho.

Para o caso de operação em temperatura elevada aliada a altas tensões de operação, foram desenvolvidas as chamadas superligas. Estas ligas a base de níquel ou cobalto, contendo diversos outros elementos de liga, são conhecidas por apresentar elevadas propriedades mecânicas mesmo em temperaturas que podem superar os 1000 °C. Têm sido amplamente utilizadas em seção quente de turbinas a gás, onde a temperatura dos gases gerados pela combustão pode ultrapassar os 1200 °C.

Ligas com propriedades tão especiais apresentam um custo bastante elevado se comparado a aços carbono e até aços inoxidáveis, ainda mais se for levado em consideração o processo de fabricação dos componentes, que normalmente inclui fundição à vácuo e outros processos especiais. Assim, em paralelo com o desenvolvimento de superligas, caminha o estudo da viabilidade de recuperação dos componentes que as utilizam, a qual tende a ser feita principalmente através de processos de soldagem.

Os processos de soldagem que têm sido mais estudados para esta aplicação são aqueles que possibilitam uma maior concentração de energia, tal qual LBW (*Laser Beam Welding*), EBW (*Electron Beam Welding*), PAW (*Plasma Arc Welding*) e GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*). Este último é o mais aplicado, devido ao seu baixo custo em relação aos demais e simplicidade de operação.

Este trabalho tem como objetivo avaliar as alterações metalúrgicas causadas pela soldagem GTAW autógena, em corrente convencional e pulsada, na superliga a base de níquel GTD-111, além de avaliar a influência de um tratamento térmico pós-soldagem neste material. As informações obtidas aqui servirão como base para

futuros desenvolvimentos de procedimentos de reparo por soldagem em componentes fabricados com esta liga ou outras similares.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Superligas

A temperatura afeta significativamente as características dos materiais metálicos, desde a resistência mecânica até características de transferência de calor e eletricidade. Em consequência, equipamentos que trabalham em ambientes com elevada temperatura, têm suas capacidades limitadas pelo desempenho de seus componentes. Nestes casos procura-se utilizar aqueles materiais que apresentem maior estabilidade em alta temperatura, de modo que se consiga uma vida útil satisfatoriamente longa para a operação do equipamento. Um tipo de material bastante utilizado são as chamadas superligas. Nesta revisão serão abordadas inicialmente as características das superligas em geral. Em seguida, serão apontadas as características específicas da superliga GTD-111, utilizada neste trabalho.

STOLOFF (1995) define as superligas como ligas resistentes a altas temperaturas, a base de níquel, níquel-ferro ou cobalto, destacando que exibem uma combinação de resistência mecânica e resistência à degradação superficial. Trabalham normalmente em temperaturas acima de 540°C, podendo operar em temperaturas de até 85% da temperatura da fusão ($0,85T_f$). São amplamente utilizadas em turbinas a gás e em muitas outras aplicações que requerem resistência a altas temperaturas e/ou corrosão (ERICKSON, 1995). Estas ligas devem apresentar elevada resistência mecânica em altas temperaturas e possuir grande resistência à fluência, que consiste na deformação do material sob a ação de tensões constantes em altas temperaturas.

Segundo REED (2006), as ligas que têm se mostrado mais eficientes para as condições de operação nas seções quentes das turbinas a gás, particularmente para aquelas onde a temperatura de operação está acima de 800°C, são as superligas de níquel. Ainda no caso das turbinas a gás, deve-se destacar também o elaborado projeto dos componentes, com canais de refrigeração internos e revestimentos contra alta temperatura, o que permite que estes componentes operem em temperaturas próximas às de fusão das ligas que os compõe.

Superligas de cobalto são também bastante utilizadas, apresentando boa soldabilidade e alta resistência à corrosão a quente. Porém, são adotadas normalmente nas palhetas fixas (*vanes*) por apresentarem menor resistência à fluência em relação às superligas de níquel (BERNSTEIN, 1998).

A resistência à fluência é dependente da microestrutura do material, sendo que uma estrutura de grãos refinados é prejudicial ao componente, uma vez que a deformação costuma ocorrer através da difusão nos contornos de grão, exigindo assim processos especiais na fabricação dos componentes. O processo mais tradicional de fabricação de palhetas é a fundição com solidificação equiaxial. Neste processo, o metal líquido é vazado em um molde a vácuo, com resfriamento controlado, de modo a promover uma estrutura de grãos equiaxiais. Com o intuito de melhorar a resistência à fluência, alguns componentes começaram a ser produzidos por processo de fundição que permite a solidificação direcional. Neste método, um cuidadoso controle dos gradientes de temperatura durante o resfriamento cria uma frente de solidificação que gera grãos colunares transversais a esta, gerando um substancial aumento na resistência à fluência e na resistência à fadiga térmica (BOYCE, 2006), ao reduzir a área de contorno de grão no material.

Na década de 1990, iniciou-se a fabricação de palhetas monocristais. Estas palhetas alcançam resistência à fluência e à fadiga térmica ainda maiores que aquelas de solidificação direcional, devido a total ausência de contornos de grão. Ainda comparando com as palhetas direcionais, as monocristais apresentam aumento na vida à fadiga térmica de baixo ciclo na faixa de 10% (BOYCE, 2006). A Figura 1 ilustra as três estruturas de solidificação citadas acima.

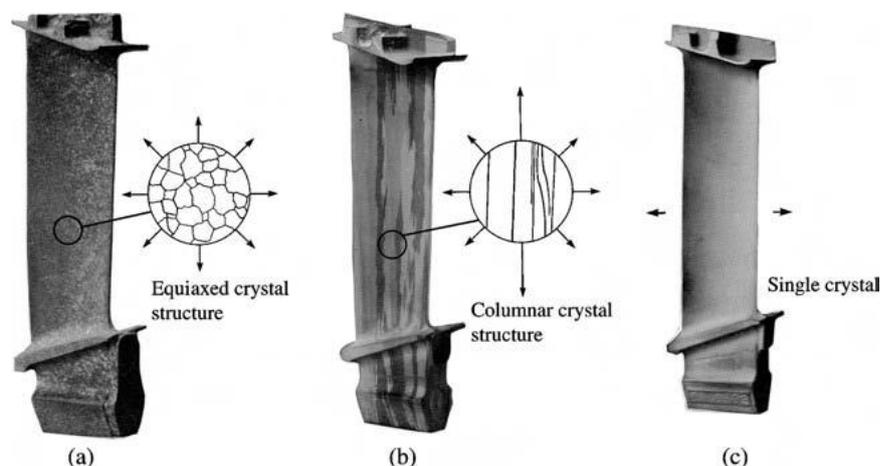


Figura 1: Estruturas de solidificação (a) equiaxial, (b) direcional e (c) mono cristal (REED, 2006)

2.1.1. Superligas de Cobalto

Como dito anteriormente, as superligas a base de cobalto são bastante utilizadas na seção quente de turbinas a gás, apresentando alta resistência à corrosão a quente, porém menor resistência à fluência se comparadas com as superligas de níquel. O cobalto apresenta estrutura HC (hexagonal compacta) em temperaturas abaixo de 417°C. Acima disso, a estrutura se transforma em CFC (cúbica de face centrada). A maioria das ligas de Co inclui elementos de liga que estabilizam a fase CFC entre a temperatura ambiente e o ponto de fusão.

A resistência das ligas de cobalto se dá através da dispersão de carbetos, que tendem a precipitar nos contornos de grão e também por solução sólida. As superligas de cobalto também apresentam altos teores de cromo para torna-las mais resistentes à corrosão.

Na Tabela 1, são exibidas as composições químicas de algumas superligas de cobalto. Nessas composições pode-se notar a presença de carbono, tungstênio e tântalo, que são formadores dos carbetos.

Tabela 1: Exemplos de superligas de cobalto. (Fonte: c-mgroup.com)

Cobalt Base	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ta	Ti	Al	B	Zr	Fe	Other
FSX-414	0.25	29	10	Bal	-	7.5	-	-	-	-	0.010	-	-	-
Mar-M-302	0.85	21.5	-	Bal	-	10	-	9	-	-	0.005	0.2	-	-
Mar-M-509	0.60	23	10	Bal	-	7	-	3.5	0.2	-	-	0.5	-	-
Mar-M-918	0.05	20	20	Bal	-	-	-	7.5	-	-	-	0.1	-	-
HS 31 (X-40)	0.50	25	10	Bal	-	7.5	-	-	-	-	-	-	1.5	0.5 Mn, 0.5 Si
X-45	0.25	25.5	10.5	Bal	-	7	-	-	-	-	0.010	-	-	-
HS 25 (L-605)	0.10	20	10	Bal	-	15	-	-	-	-	-	-	-	-
Haynes 188	0.10	22	22	Bal	-	14	-	-	-	-	-	-	-	0.04 La
AiResist 13	0.45	21	-	Bal	-	11	2	-	-	3.5	-	-	-	0.1 Y
AiResist 213	0.18	19	-	Bal	-	4.7	-	6.5	-	3.5	-	0.15	-	0.1 Y
AiResist 215	0.35	19	-	Bal	-	4.5	-	7.5	-	4.3	-	0.13	-	0.17 Y
F-75	0.25	28	-	Bal	5.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-
WI-52	0.45	21	-	Bal	-	11	2	-	-	-	-	-	2	-
ECY 768	0.60	23	10	Bal	-	7	-	3.5	0.2	-	-	-	-	-

Outra vantagem das ligas a base de cobalto é a capacidade de serem fundidas ao ar ou argônio, em contraste com as ligas de níquel e níquel-ferro que contêm elementos reativos como alumínio e titânio, que necessitam de fundição a vácuo. Entretanto, as ligas de cobalto apresentam maior probabilidade de precipitação de fases indesejadas, como σ , Laves e outras fases topologicamente compactadas (FTC) (STOLOFF, 1995).

Segundo Scharfrik e Sprague (2004), as superligas de cobalto, apesar de não possuírem resistência mecânica tão elevada como as superligas de níquel, possuem outras vantagens em altas temperaturas, como maior resistência ao ambiente de operação. Características adequadas para sua utilização como componentes estáticos da turbina, que não requerem resistência mecânica tão elevada.

2.1.2. Superligas de Níquel

As superligas de níquel podem ser classificadas em ligas de solução sólida e ligas endurecidas por precipitação. As ligas de solução sólida têm suas resistências controladas por mecanismos de solução sólida, utilizando elementos refratários, como tungstênio e molibdênio, e também pela formação de carbetos. Por não apresentarem a fase gama linha precipitada, possuem melhor soldabilidade. Alguns exemplos deste tipo de liga são: Hastelloy X, Nimonic 263, IN-617 e Haynes 230 (BERNSTEIN, 1998).

As superligas de níquel endurecidas por precipitação são utilizadas em maior número de aplicações, e em particular nas palhetas da seção quente de turbinas a gás. Apresentam elevada resistência mecânica em alta temperatura, resistência à fluência, à corrosão e a oxidação a quente. Propriedades estas que provém da presença de uma segunda fase coerente γ' , da solução sólida de diferentes elementos e pelos processos de fundição e tratamento térmico que podem ser utilizados (MUELLER, 2003).

Dentro de uma superliga de níquel, cada elemento ou grupo de elementos, desempenha uma ou mais funções que podem estar relacionadas com a

estabilização da matriz γ , com a precipitação das fases ordenadas γ' e γ'' , ou na formação de carbeto e boretos. Estes carbeto são os principais fortalecedores dos contornos de grão, porém, outros elementos, como boro, háfnio e zircônio, também são adicionados à liga com o mesmo objetivo (BERNSTEIN, 1998).

Outras fases podem ser encontradas nas superligas de níquel, particularmente em condições pós-operação, como as fases topologicamente compactas (FTC) μ , δ e Laves, porém se tratam de fases indesejáveis por sua elevada fragilidade (REED, 2006).

Abaixo, têm-se breve descrição das fases que podem estar presentes nas ligas de níquel, segundo Stoloff (1995):

- Matriz gama (γ) – trata-se de uma fase a base de níquel, não magnética, com estrutura CFC, que contém altos teores de elementos formadores de solução sólida como Co, Fe, Cr, Mo e W. Todas as ligas de níquel contem essa fase como matriz;
- Gama linha (γ') – formada através da adição de alumínio e titânio (Ni_3Al , Ti), com estrutura CFC, normalmente apresenta estrutura cuboidal. É precipitada de forma coerente com a matriz austenítica γ . Outros elementos, como nióbio, tântalo e cromo, também entram na γ' . Esta fase é necessária para as resistências à alta temperatura e à fluência;
- Gama duas linhas (γ'') – nesta fase o níquel e o nióbio combinam na presença de ferro, formando Ni_3Nb , de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), coerente com a matriz, que produz uma deformação de coerência da ordem de 2,9%. Esta fase gera alta resistência em temperaturas baixas e intermediárias, porém se torna instável acima de 650°C. É encontrada nas ligas níquel-ferro;
- Carbeto – o carbono, normalmente adicionado em teores que variam de 0,02 a 0,2% em massa, se combina com elementos reativos como Ti, Ta, Hf e Nb, formando carbeto metálicos do tipo MC. Durante tratamento térmico (ou em serviço), estes carbeto tendem a se decompor gerando outros carbeto, como M_{23}C_6 e/ou M_6C , normalmente nos contornos de grão;
- Boretos – partículas de relativamente baixa densidade formadas pela precipitação de boro nos contornos de grão;

- Fases topologicamente compactas (FTC) – são fases com formatos de placas ou agulhas, como μ , δ e Laves, que se formam em composições e condições específicas, nucleando normalmente em carbeto de contorno de grão. Estas fases comprometem a tenacidade das ligas.

A Figura 2 mostra um exemplo da microestrutura de uma superliga de níquel, onde se pode observar a presença de fase γ' precipitada com uma morfologia cuboidal.

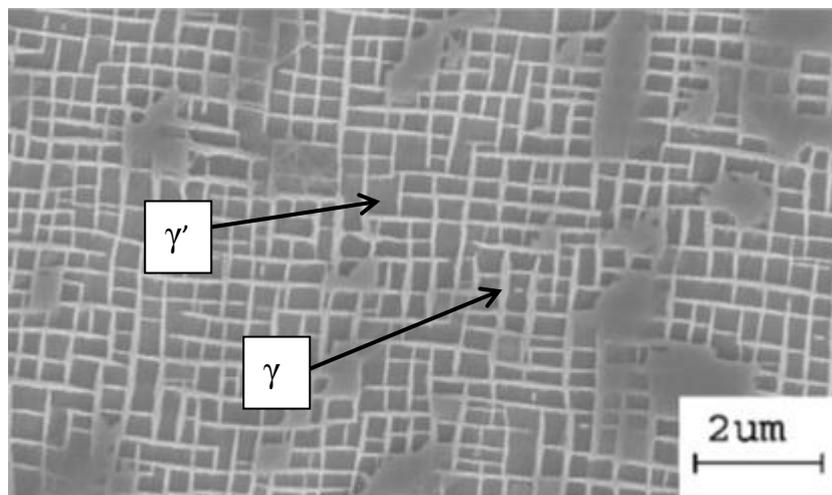


Figura 2: Microestrutura de uma superliga de níquel com precipitação de fase γ' (POLLOCK E TIN, 2006).

2.2. Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos usualmente recomendados para as superligas de níquel têm como objetivo principal a produção de uma alta fração volumétrica e uma melhor distribuição de tamanho dos precipitados γ' , de modo a melhorar características mecânicas. O tratamento térmico de solubilização e envelhecimento com, a versatilidade de poder incluir diversos patamares de temperatura de envelhecimento, é utilizado para controlar as propriedades pela dispersão dos precipitados.

O tratamento térmico de solubilização visa dissolver as fases precipitadas na matriz γ . Para isso, precisa atingir temperaturas acima da *solvus de γ'* , porém sem

causar fusão incipiente, o que acarretará numa mudança de volume, levando a formação de microporos depois da re-solidificação, reduzindo a integridade estrutural do componente. Portanto, a faixa de temperatura do tratamento de solubilização é teoricamente definida pela temperatura *solvus* de γ' e pela *solidus* da liga (Wolff apud BALDAN, 2009). Para que seja mantida a estrutura solubilizada obtida durante o aquecimento, a liga é resfriada rapidamente de modo a obter uma solução sólida supersaturada.

Posteriormente ao tratamento de solubilização, é realizado o envelhecimento (precipitação) controlado da liga, de forma a precipitar a fase γ' em quantidade e morfologia adequadas, controlando assim a resistência mecânica e resistência à fluência (Wolff apud BALDAN, 2009). O envelhecimento pode ser feito em uma ou mais etapas, de acordo com a liga e as propriedades desejadas.

A distribuição de carbeto é também controlada pelos tratamentos térmicos, podendo requerer cuidados especiais para evitar a formação de filmes de carbeto nos contornos de grão, o que causa prejuízos às propriedades mecânicas da liga (STOLOFF, 1995).

Utilizando como exemplo o sistema binário Ni-Al, a Figura 3 ilustra o processo de solubilização. O diagrama de fases indica a faixa de composição e temperatura em que se forma o composto Ni_3Al . Considerando uma composição C_0 de uma liga Ni-8wt%Al, a total solubilização da fase Ni_3Al ocorrerá acima de 1200 °C.

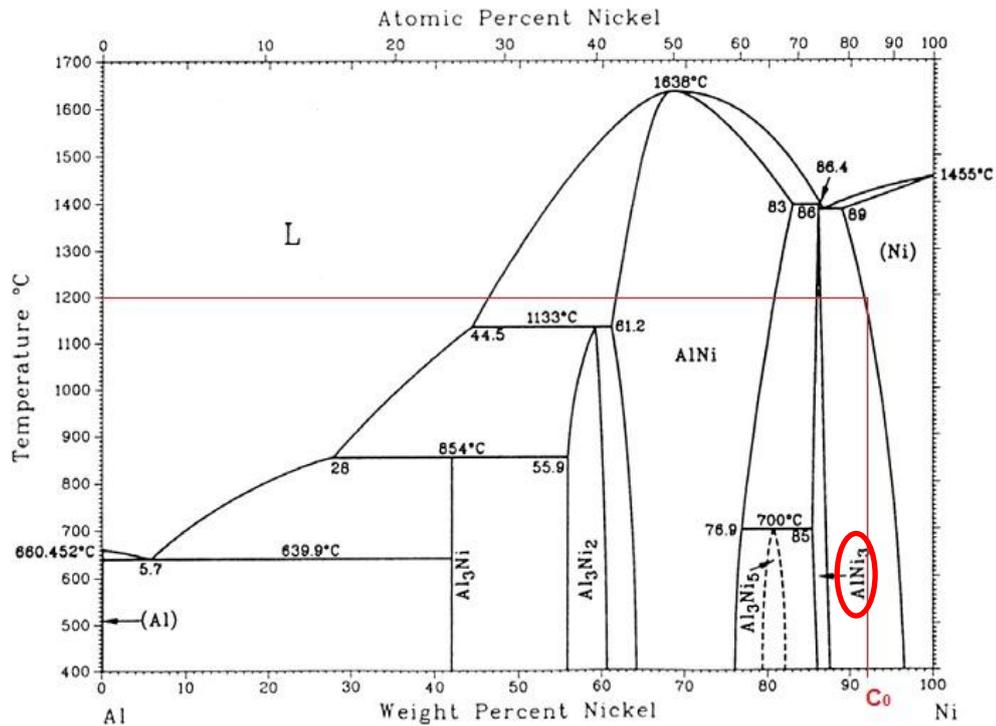


Figura 3: Diagrama de fases e curva dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (ASM, 1992).

2.3. Superliga GTD-111

A superliga a base de níquel GTD-111, cuja composição é dada na Tabela 2, foi desenvolvida na década de 1970 e aplicada a partir da década de 1980, sendo uma modificação das ligas René 80 e IN738LC. É utilizada na fabricação de palhetas de primeiro estágio de turbinas a gás de alta potência. SAJJADI *et al* (2002) comenta que, por apresentar excelentes propriedades em altas temperaturas, esta liga se tornou uma substituta para a liga IN738LC nas seções quentes de turbinas a gás. Ainda segundo o autor, trata-se de uma liga multifase, constituída por uma matriz γ , precipitados γ' , eutético γ - γ' , carbetos e uma pequena parcela de fases topologicamente compactas, como σ , η , δ e Laves. O mesmo autor, em seu trabalho de 2006, cita que uma distribuição dupla da fase gama linha pode ser obtidas com a seguinte sequencia: a fase γ' primária, cuboidal com tamanho médio de aresta de 0,8 μm , é produzida durante a solidificação, abaixo de 1200°C. A fase γ' secundária, esferoidal com diâmetro médio de 0,1 μm é produzida durante o envelhecimento,

após tratamento parcial de solubilização. A fração em volume total de γ' é maior que 60%.

Tabela 2: Composição química da superliga de níquel GTD-111 (YANG, et al., 2013).

GTD-111	Ni	Cr	W	Mo	Co	Al	Ti	Ta	C
% massa	Bal.	14,60	3,97	1,50	9,48	3,00	4,94	2,80	0,09

A Figura 4, de autoria de CHOI *et al* (2007), exhibe a microestrutura da liga GTD-111 após tratamento térmico denominado pelo autor como “standard” (1120°C/2h, 843°C/24h), mostrando a presença de blocos de carbeto MC em regiões interdendríticas e nos contornos de grão e de eutético γ - γ' .

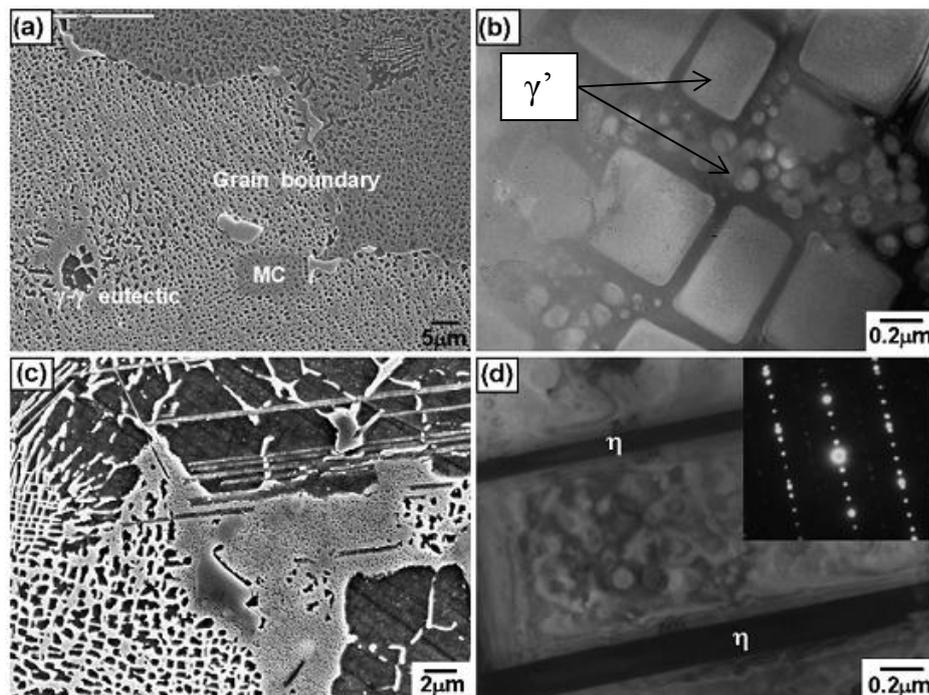


Figura 4: Microestrutura da liga GTD-111. (a) Micrografia mostrando carbeto MC e contorno de grão. (b) Micrografia mostrando a distribuição de γ' . (c) Micrografia mostrando eutético γ - γ' . (d) Micrografia mostrando finas placas de fase η , próximo ao eutético. (CHOI et al, 2007)

Yang et al. (2013) detalham que o tratamento térmico padrão completo para a liga GTD-111 é composto de três etapas: solubilização a 1200°C/2h com resfriamento ao ar, solubilização parcial a 1120°C/4h com resfriamento ao ar e envelhecimento a 843°C/24h com resfriamento ao ar. Estas mesmas três etapas são

utilizadas no trabalho de Sajjadi et al. (2006), porém, utilizando um tempo de solubilização parcial de 2 horas. Ainda, os últimos autores destacam a necessidade da etapa de solubilização a 1200 °C para que se obtenha uma distribuição mais homogênea da fase γ' .

Sajjadi et al. (2006), explicam que o tratamento de solubilização a 1200 °C tem a função de dissolver os precipitados e homogeneizar a distribuição dos elementos na microestrutura do material. Entretanto, este tratamento pode apresentar efeitos negativos como a fusão incipiente da liga. Portanto, uma etapa de solubilização parcial a uma temperatura mais baixa é adotada para se reduzir o risco de ocorrência de tal fenômeno.

2.4. Soldagem de Superligas

As características metalúrgicas que afetam a soldabilidade das ligas não ferrosas para altas temperaturas consistem basicamente nos precipitados utilizados para o aumento de resistência da liga (γ' e γ'') e naqueles associados com a solidificação e segregação, como carbeto e fases Laves. O primeiro tende a causar problemas de trincas de reaquecimento, enquanto que os carbeto e fase Laves podem criar trincas de liquação na ZTA (zona termicamente afetada), por apresentarem menores pontos de fusão (THOMPSON, 2005).

Em relação às ligas de solução sólida, estas normalmente apresentam boa soldabilidade e são frequentemente utilizadas sem a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem. Porém, um ponto crítico para a soldagem dessas ligas é o tamanho de grão. Quanto maior o tamanho de grão, menor é a soldabilidade. Como em alguns casos é necessário um maior tamanho de grão, para garantir resistência à fluência, a soldagem fica prejudicada, sendo necessários processos de menor aporte térmico (KISER, 2005).

A seguir, segue a descrição dos mais prováveis defeitos que podem ocorrer durante ou após a soldagem das superligas de níquel:

- **Trinca de Solidificação**

Assim como ocorre em outros sistemas, estas trincas se formam nos estágios finais da solidificação, quando filmes líquidos se distribuem pelos contornos de grão e, em alguns casos, em sítios interdendríticos. Nesse estágio, a contração das regiões já solidificadas gera tensões trativas, e se o líquido distribuído nos contornos formar um filme contínuo, as tensões não conseguirão ser acomodadas e os contornos se separarão formando uma trinca.

Segundo Henderson *et al.* (2004), a trinca de solidificação ocorre no cordão recém-formado, quando ainda existe uma região bifásica líquido-sólido exposta a tensões e a alta fração de sólido (normalmente acima de 90%) restringe o fluxo de metal líquido para as regiões interdendríticas. Devido às tensões presentes causadas pela soldagem, ocorre a separação nessas regiões. Ligas com amplos intervalos de solidificação e com presença de impurezas apresentam maior susceptibilidade à ocorrência deste defeito. Henderson ainda cita que baixas velocidades de soldagem promovem a formação deste tipo de trinca, uma vez que gera maiores tensões no cordão de solda. Entretanto, o mesmo cita que, para chapas finas, um defeito comum associado à trinca de solidificação, é a formação de um contorno de grão contínuo que se forma ao longo do centro do cordão de solda quando se utiliza processos de intermediário a alto aporte térmico e com altas velocidades de soldagem. A Figura 5 mostra um exemplo de trinca de solidificação e a formação do contorno de grão contínuo no centro do cordão.

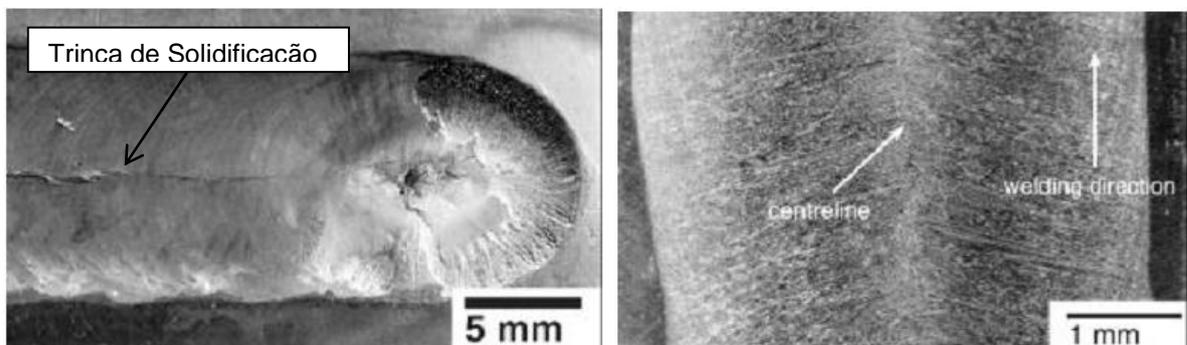


Figura 5: Exemplo de trinca de solidificação (esq.) e formação de contorno de grão contínuo no centro do cordão (dir.) (HENDERSON *et al.*, 2004)

- **Trinca de Reaquecimento:**

Este tipo de trinca normalmente ocorre nas ligas com precipitação de fase γ' , $Ni_3(Al, Ti)$, durante tratamento de pós-soldagem ou mesmo durante o serviço em alta temperatura, devido à presença de tensões residuais ou ao carregamento exercido durante a operação. Este defeito é caracterizado pela presença de micro trincas intergranulares tanto na ZTA como no cordão de solda, que se formam em consequência da precipitação e endurecimento da liga durante as altas temperaturas, aliado às tensões de solidificação que atuam nos contornos de grão. Essas trincas normalmente se iniciam em carbeto presentes nos contornos de grão, que agem como concentradores de tensão (HENDERSON et al, 2004).

A ocorrência deste tipo de trinca está relacionada diretamente com os teores de Al e Ti na liga, que são responsáveis pela precipitação da fase γ' , além de elementos como carbono, enxofre e boro. Desta forma, a soldabilidade das ligas de níquel e a susceptibilidade às trincas de reaquecimento podem ser avaliadas, qualitativamente, em função das quantidades de Al e Ti, como mostra a Figura 6.

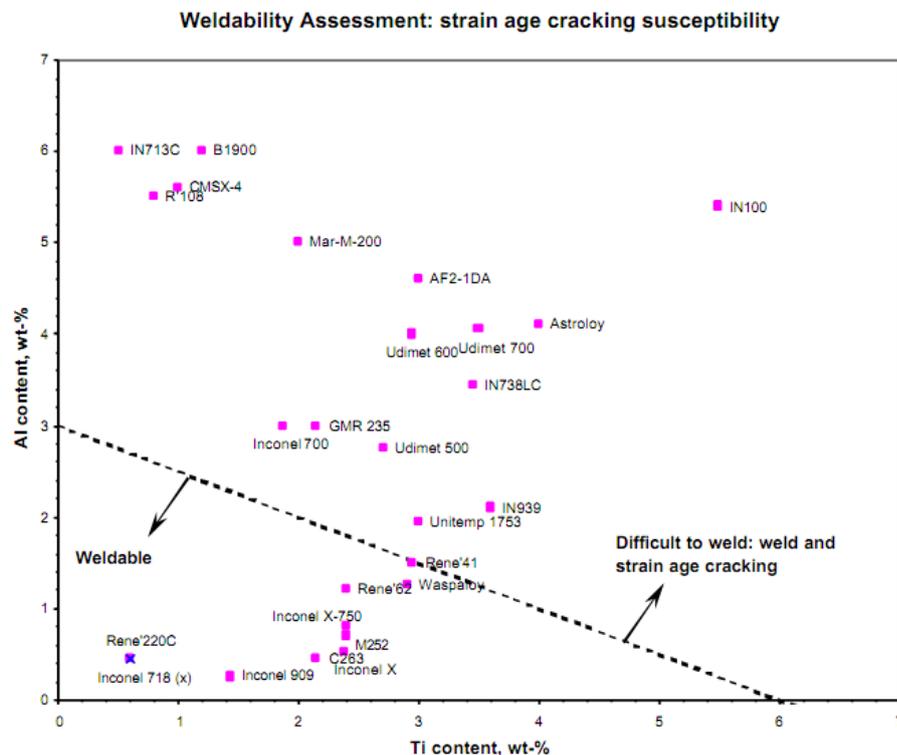


Figura 6: Gráfico de avaliação da soldabilidade e possibilidade de trincas de reaquecimento (HENDERSSON et al., 2004)

Segundo DuPont (2009), as trincas de reaquecimento ocorrem durante o aquecimento até a temperatura de solubilização devido à presença simultânea de precipitação e tensões aplicadas nos contornos de grão. Normalmente ocorrem na ZTA, são intergranulares, sendo que em alguns casos alcançam a zona parcialmente fundida. As tensões do material podem ser provenientes da soldagem, de diferenças entre os coeficientes de expansão térmica entre o metal de base e o metal de adição, ou ainda devido variações dimensionais causadas pela própria precipitação.

O comportamento da precipitação na liga e a taxa de aquecimento são bastante influentes no surgimento deste tipo de trinca. A Figura 7 a seguir mostra a curva de precipitação (curva C) de uma determinada liga, em conjunto com seis curvas de aquecimento. Percebe-se que para alcançar a temperatura de solubilização (cerca de 1100 °C), a taxa de aquecimento deve ser alta o suficiente para que sua curva não atinja a curva C, pois neste caso ocorreria o início da precipitação e o conseqüente endurecimento da liga. Como durante o aquecimento as tensões residuais ainda não foram totalmente aliviadas, estas podem ser suficientes para o início de uma trinca.

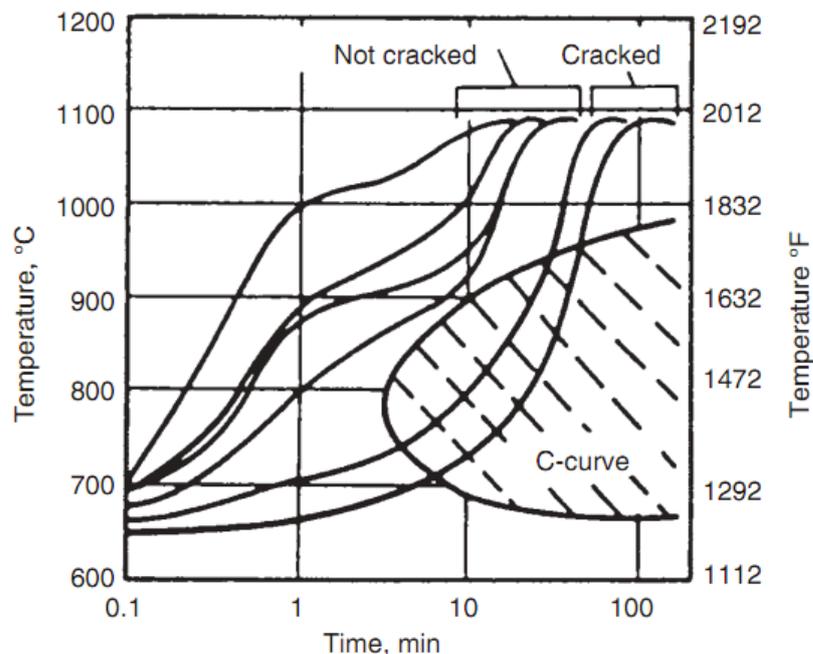


Figura 7: Influência da taxa de aquecimento e precipitação na formação de trincas de reaquecimento (DUPONT, 2009)

- **Trincas de Liquação**

As trincas de liquação estão associadas à formação de filmes líquidos ao longo dos contornos de grão, na zona parcialmente fundida e na ZTA (DUPONT, 2009). THOMPSON (2005) cita que fases que se formam durante a solidificação, como carbeto MC e fase Laves, tem potencial de iniciar a fusão nos contornos de grão. Quando esta fusão é acompanhada de suficientes tensões térmicas, trincas podem se formar ao longo dos contornos de grão da ZTA e se estender até a zona de fusão.

Metalurgicamente, a trinca de liquação ocorre quando uma liga contendo uma segunda fase susceptível ao fenômeno é aquecida a uma determinada taxa que a segunda fase não consegue se dissolver antes que a liga alcance um sistema *solidus*, causando sua fusão, que ocorrerá invariavelmente na interface do precipitado com a matriz. O líquido fundido poderá se espalhar ao longo dos contornos de grão se seu soluto for também solúvel na matriz, ou caso haja impurezas suficiente para causar molhabilidade (THOMPSON, 2005).

Os elementos de liga e a presença de impurezas, como enxofre, fósforo, boro e chumbo (THOMPSON, 2005), influenciam significativamente na formação das trincas de liquação, podendo alterar o mecanismo de liquação (formação e composição dos filmes líquidos), o grau de liquação (quantidade de líquido formada), a faixa de temperatura em que o filme líquido ocorre e a distribuição deste (molhabilidade). O tamanho de grão também influencia neste fenômeno, sendo que este é reduzido na presença de grãos refinados, como mostra a Figura 8 (DUPONT, 2009).

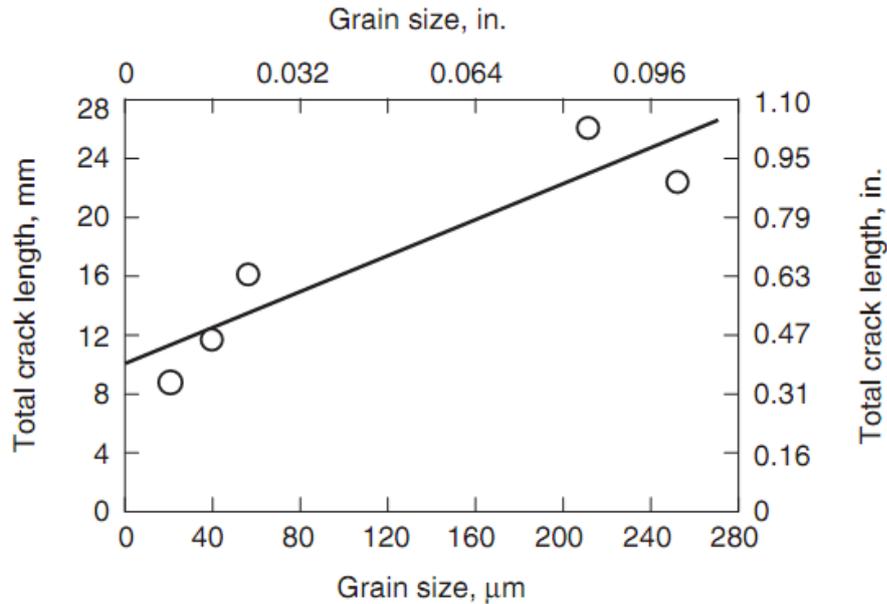


Figura 8: Influência do tamanho de grão nas trincas de liquação de uma liga 718 (DUPONT, 2009).

- **Trincas por Perda de Ductilidade**

Este tipo de defeito é observado em vários materiais, como aços inoxidáveis austeníticos e ligas de cobre, titânio e níquel. Ocorre devido a uma queda na ductilidade da liga em uma faixa de temperatura entre a *solidus* (T_s) e aproximadamente $0,5T_s$. Em função das grandes tensões de contração durante a soldagem, essa queda na ductilidade pode causar a formação de trincas.

As trincas por perda de ductilidade podem ser um grave problema na soldabilidade de algumas ligas de níquel, particularmente nos casos de soldagem multipasses em grandes espessuras, onde o nível de restrição é alto e há o efeito dos ciclos térmicos gerados pelos passes subsequentes no metal de solda já depositado (DUPONT et al, 2009). A Figura 9 mostra um exemplo deste tipo de trinca numa soldagem com três passes.

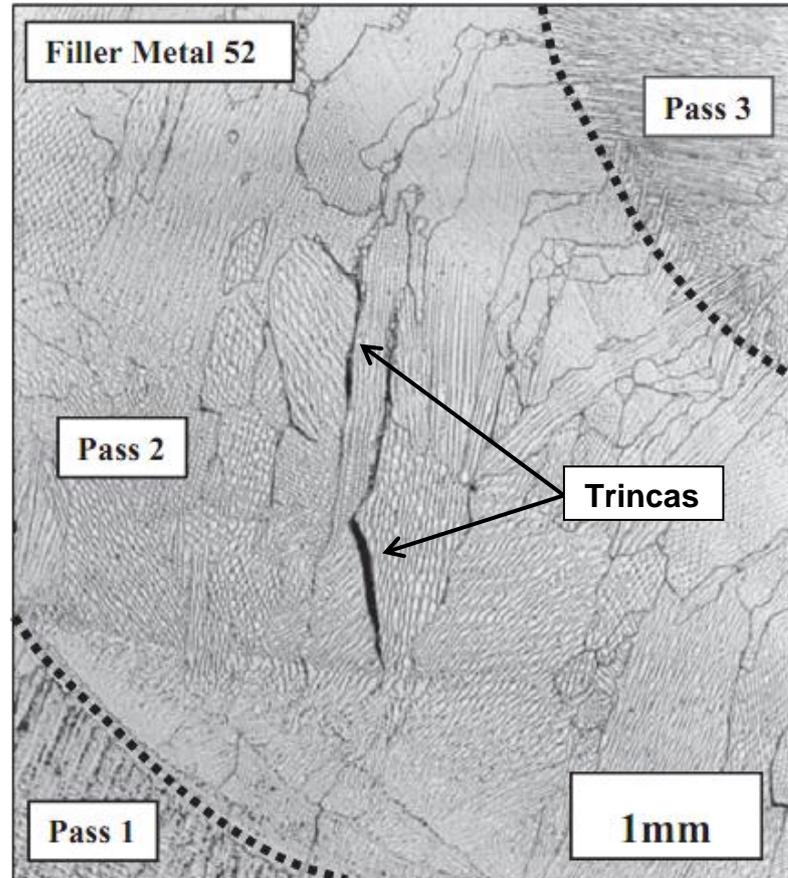


Figura 9: Trincas por perda de ductilidade durante uma soldagem multipasses. (Adaptado de DUPONT et al, 2009)

De maneira geral, a susceptibilidade à formação de trincas durante a soldagem das ligas de níquel com precipitação de fase γ' é função de diversos parâmetros. No que se refere ao metal de base, pode-se citar o tratamento térmico inicial, que influencia a microestrutura, ductilidade e a difusividade térmica. Na mesma linha, cita-se o grau de impurezas (S e P) presentes na liga e a presença de eutéticos e micro segregações provenientes da fundição. Além disso, o tamanho de grão também afetará a soldabilidade. A geometria da peça define as condições do fluxo de calor durante a soldagem, influenciando na forma e estabilidade da poça de fusão e na formação de tensões residuais. Enquanto que o processo de soldagem determinará o aporte térmico e também influenciará nas características de resfriamento da região soldada (SCHNELL et al., 2011).

Segundo Schnell et al., 2011, é possível determinar “janelas” para soldagem livre de trincas através de gráficos de gradiente térmico [K/m] versus velocidade de solidificação [m/s], conforme a Figura 10. Neste caso, os parâmetros específicos do processo de soldagem são traduzidos em um gradiente térmico G, presente na poça

de fusão, e numa velocidade de solidificação v da solda. De acordo com o autor, materiais que apresentam reduzido intervalo de solidificação (ΔT_0) apresentam “janela” de soldabilidade mais ampla.

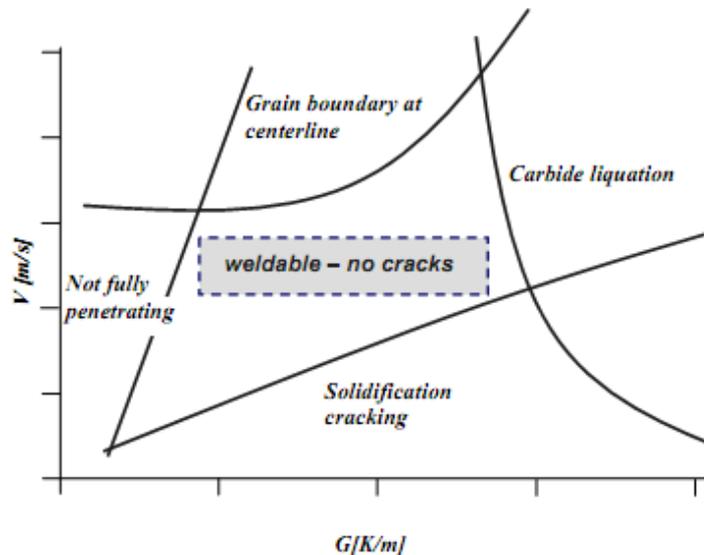


Figura 10: Gráfico indicando a “janela” de soldabilidade em função do gradiente de temperatura G e da velocidade de solidificação v , para o processo GTAW (SCHNELL et al, 2011).

Analisando o lado metalúrgico da soldagem, o desenvolvimento da estrutura granular na zona de fusão é primeiramente controlado pela estrutura de grãos do metal base e pelas condições de soldagem. Especificamente, efeitos cristalográficos irão influenciar o crescimento de grão através de determinadas direções. Para metais de estrutura cúbica, como as superligas de níquel, as direções $\langle 100 \rangle$ apresentam maior facilidade de crescimento. Condições de crescimento serão ótimas quando uma das direções de fácil crescimento coincide com a direção do fluxo de calor (DAVID et al., 1997).

2.4.1. Tratamento Térmico Pós-Soldagem – TTPS

Em função das alterações metalúrgicas causadas pelo ciclo térmico da soldagem, as superligas com precipitação de fase γ' necessitam de um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para que a microestrutura volte a apresentar uma precipitação homogênea e, conseqüentemente, seja minimizada a variação de

características mecânicas na região soldada. Este tratamento consiste basicamente de uma etapa de solubilização, visando à dissolução da fase γ' na matriz, seguida por uma ou mais etapas de precipitação, buscando novamente a presença de γ' , porém de maneira homogênea ao longo de toda a região da solda. A Figura 11(a-e) exibe um conjunto de informações a respeito da soldagem e TTPS em superliga com precipitação.

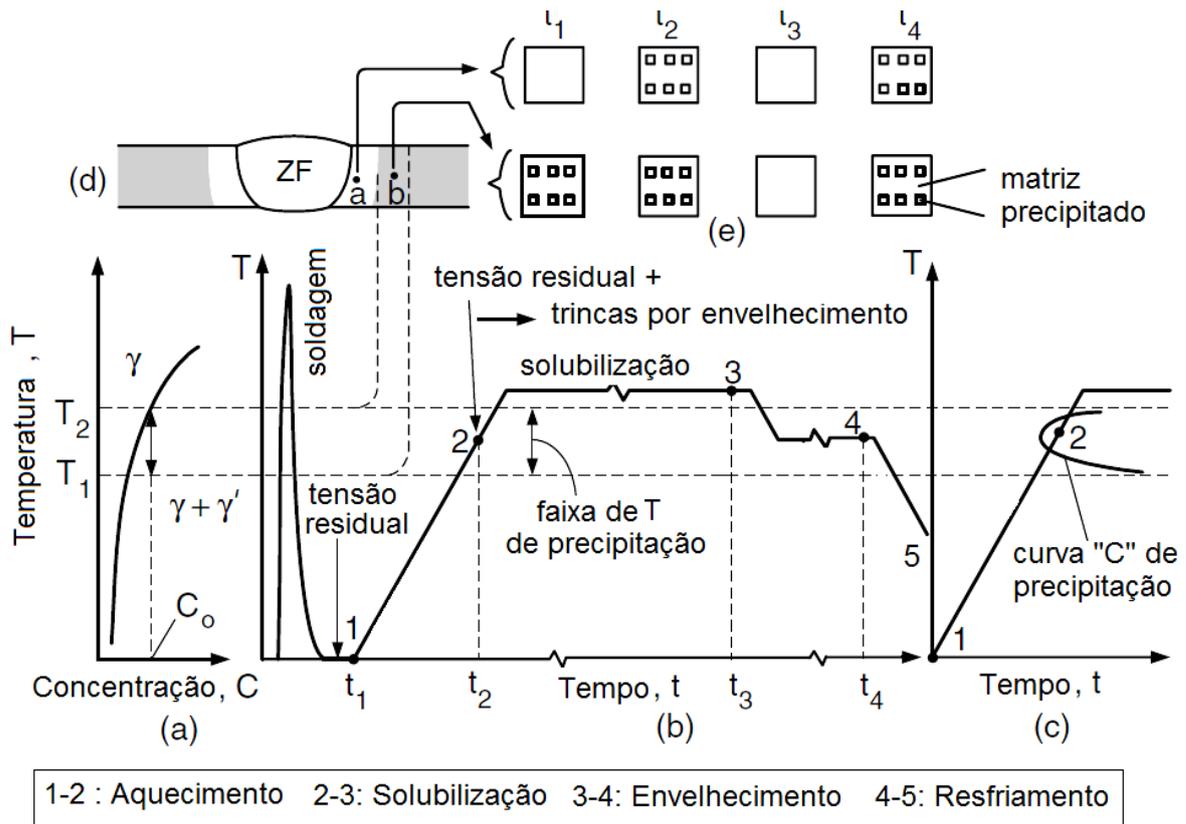


Figura 11: TTPS em superliga com precipitação. (a) Diagrama de fase; (b) Ciclos térmicos da soldagem e TTPS; (c) Curva "C" de precipitação; (d) Seção transversal da solda; (e) Evolução microestrutural. (Adaptado de KOU, 2003)

Em 11(a) é apresentada uma região do diagrama de fase indicando duas temperaturas de referência para uma dada composição C_0 . A temperatura T_1 corresponde a uma temperatura em que γ e γ' são estáveis, sendo esta inferior em relação a T_2 , que consiste na temperatura solvus da composição C_0 . Acima de T_2 a fase γ' é solubilizada na matriz γ . A região entre as temperaturas T_1 e T_2 delimita a faixa onde ocorre a precipitação da fase γ' . A Figura 11(b) mostra os ciclos térmicos relativos à soldagem (entre 0 e t_1) e ao TTPS (t_1 a t_4). Percebe-se a presença de dois patamares de temperaturas, sendo o primeiro (mais elevado) uma etapa de solubilização do material e o segundo, em temperatura mais baixa, indicando a

etapa de precipitação controlada. O ponto 2 no gráfico indica o momento crítico em relação à formação de trincas de reaquecimento, pois nesta região há o início da precipitação e conseqüente endurecimento do material, sendo que as tensões residuais da soldagem ainda não foram aliviadas.

A Figura 11(c) representa o diagrama de transformação TTT ou curva em “C” de precipitação, onde é possível verificar que a precipitação ocorre preferencialmente em uma faixa estreita entre as temperaturas de referência T1 e T2 mostradas no diagrama de fases.

As Figuras 11(d) e 11(e) mostram, esquematicamente, uma visão macroscópica 11(d) e microscópica 11(e) da região soldada, correlacionando com os tempos t_1 a t_4 da Figura 11(b). Logo após a soldagem, em t_1 , tem-se na ZTA (ponto a) uma região solubilizada, devido ao aquecimento acima de T1 seguido de rápido resfriamento após a soldagem. O ponto b da Figura 11(d) indica uma região que alcançou uma temperatura entre T1 e T2. Nesta região há continuação do processo de precipitação, sendo que o material tende a se apresentar superenvelhecido.

Já durante o TTPS, no instante t_2 , inicia-se a precipitação no ponto a, até então solubilizado, enquanto que o ponto b continua o processo de superenvelhecimento. O instante t_3 indica o final da etapa de solubilização do TTPS, ocorrida a uma temperatura acima de T2. Sendo assim, conforme indicado na terceira coluna da Figura 11(e), todo o material se encontra solubilizado. Em t_4 é indicado o final da etapa de envelhecimento. O objetivo desta etapa é precipitar de forma controlada e homogênea a fase γ' ao longo de todo o material, indicado esquematicamente na última coluna da Figura 11(e).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O objetivo deste trabalho é avaliar as alterações metalúrgicas causadas pela soldagem autógena através dos processos GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e P-GTAW (*Pulsed Gas Tungsten Arc Welding*) na superliga de níquel endurecida por precipitação GTD-111 e analisar o efeito de um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) sobre estas soldas.

Para que se fizesse uma comparação entre os dois processos, foram definidas quatro amostras, conforme a Tabela 3. No caso do processo com corrente pulsada, os valores de pico e base foram selecionados para que as correntes médias coincidisse com os valores adotados no processo convencional, mantendo assim os mesmos valores de aporte térmico. A Tabela 4 indica os parâmetros utilizados especificamente para o processo P-GTAW.

Tabela 3: Configuração das amostras soldadas.

Amostra	Processo	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. Soldagem (mm/min)	Aporte Térmico (kJ/mm)
01	GTAW	60	11,2	125	0,32
02	GTAW	80	11,6		0,45
03	P-GTAW	60*	10,5		0,30
04	P-GTAW	80*	11,0		0,42

* Corrente Média

Tabela 4: Parâmetros específicos para o processo P-GTAW.

Amostra	Corrente de Base (A)	Corrente de Pico (A)	Tempo de Base (s)	Tempo de Pico (s)	Corrente Média (A)
03	30	90	0,1	0,1	60
04	40	120	0,1	0,1	80

As amostras utilizadas, com 4 mm de espessura, foram retiradas da base de uma palheta de turbina a gás, através de corte por eletroerosão a fio, Figura 12. Os valores de corrente de soldagem foram definidos a partir das dimensões das amostras, as quais, devido ao tamanho reduzido, não possibilitavam a utilização de aporte térmico muito elevado.

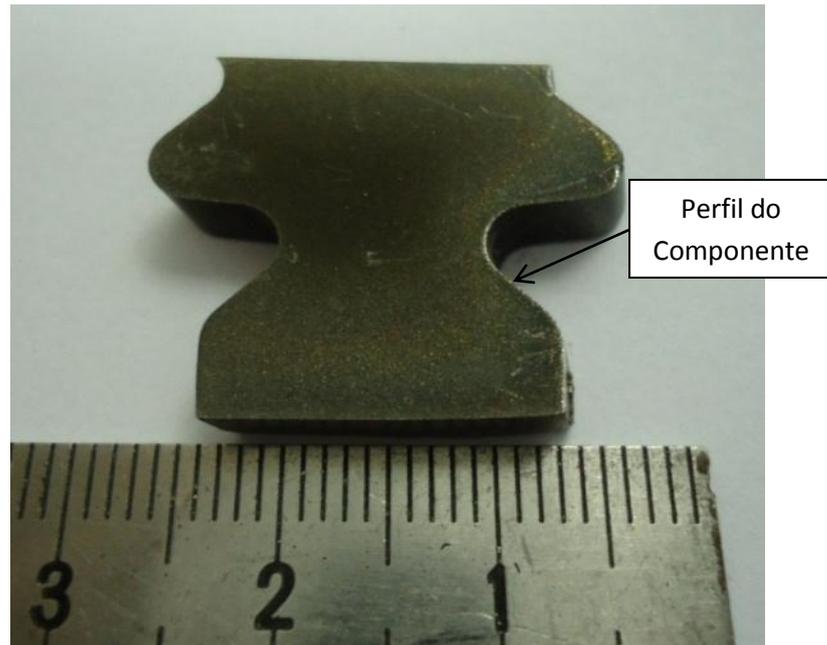


Figura 12: Amostra antes da soldagem.

A soldagem foi executada com fonte multiprocessos marca IMC, modelo MTE Digitec 450, com auxílio de sistema de deslocamento Bug-o Systems. Como gás de proteção foi utilizado argônio (Ar) puro, com vazão de aproximadamente 9,0 l/min. Tendo em vista a faixa de corrente utilizada e as dimensões das amostras, optou-se pela utilização de eletrodo de tungstênio com 2% de óxido de tório de diâmetro 1,6 mm e ângulo de afiação de 40°. A distância da ponta do eletrodo até a peça foi mantida constante em todos os casos, com um valor de 3,2 mm, assim como a distância entre a ponta do eletrodo e o bico de contato, que ficou em 15 mm. Visando uma proteção mais eficaz da poça de fusão e da própria superfície da peça soldada, foi utilizado um difusor *gas lens*, que promove um fluxo menos turbulento do gás de proteção. A Figura 13 mostra o dispositivo de deslocamento montado com a tocha GTAW.

A Figura 14 mostra em detalhe o posicionamento da amostra. Foram utilizadas duas chapas de aço inoxidável AISI 304 em suas extremidades, para abertura e fechamento do arco.

Imediatamente antes da soldagem, cada peça teve a superfície lixada e limpa com acetona, para remoção de óxidos e eliminação de resíduos de óleo ou sujeira.

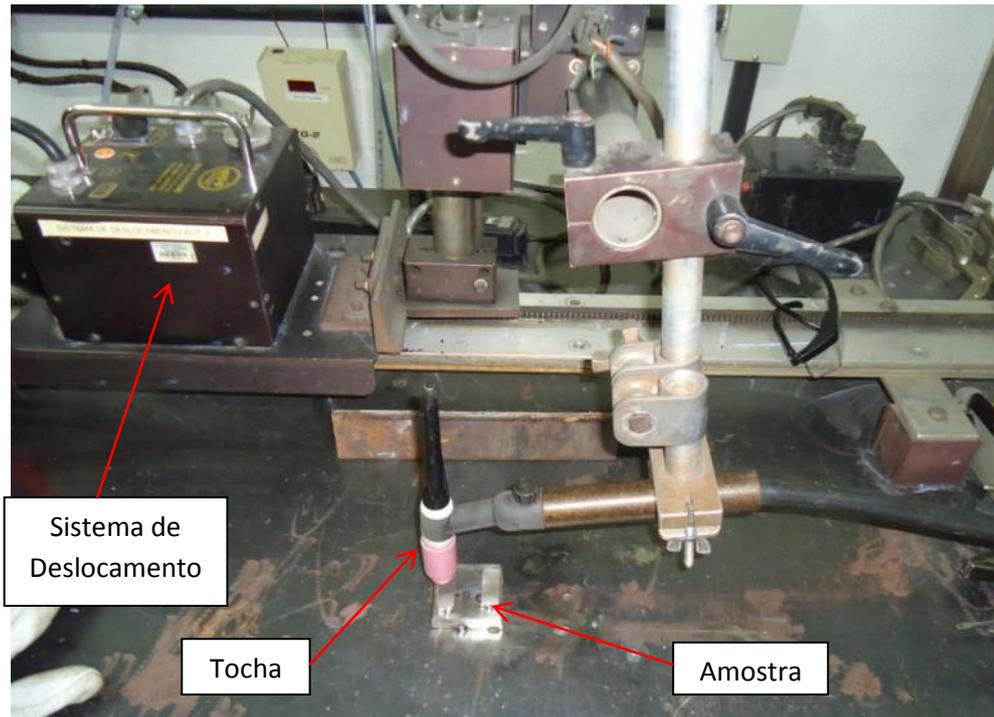


Figura 13: Montagem geral da tocha e sistema de deslocamento.

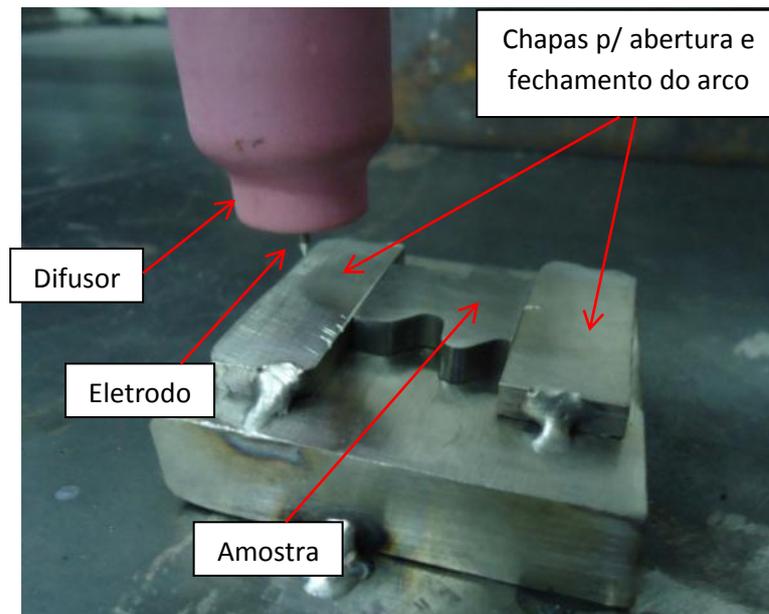


Figura 14: Posicionamento da amostra.

Após a soldagem, as amostras foram cortadas para que uma parte fosse então analisada e o restante passasse por um tratamento térmico pós-soldagem, conforme a Tabela 5 a seguir. Este tratamento foi realizado em um forno EDG 3000, Figura 15, com atmosfera controlada através de um fluxo de argônio de aproximadamente 4 l/min. O resfriamento foi feito ao ar, porém com leve fluxo de argônio para reduzir a oxidação das amostras durante esta etapa.

Tabela 5: Etapas do tratamento térmico pós-soldagem.

Etapa	Temperatura (°C)	Permanência (h)	Resfriamento
Homogeneização	1200	2	Ao ar
Solubilização Parcial	1120	2	Ao ar
Precipitação	845	24	Ao ar



Figura 15: Forno utilizado para o tratamento térmico pós-soldagem.

Além das peças soldadas e tratadas, foi feita a análise do metal original, como retirado da palheta, para servir como referência nas comparações. A amostra para tal análise foi retirada do mesmo local das demais, visando evitar possíveis variações microestruturais entre elas.

Para as análises, todas as amostras passaram pelo processo padrão de preparação metalográfica, sendo: corte, embutimento a quente, lixamento em papel de carbetto de silício nas granulações 220, 400, 600, 800, 1200 mesh, respectivamente, e polimento com pasta de diamante de granulometria 1 e $\frac{1}{4}$ μm . O ataque químico para revelação da microestrutura foi executado com o reagente Marble (1 g CuSO_4 , 5 ml HCl , 5 ml H_2O), em temperatura ambiente por aproximadamente 2 s.

As microestruturas foram analisadas em microscópio ótico Olympus BX51M e em microscópio eletrônico de varredura (MEV) Tescan Vega 3 LM. Para a avaliação das durezas, foi utilizado um microdurômetro Emcotest Durascan.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Amostras Soldadas

Inicialmente as amostras soldadas foram avaliadas visualmente quanto ao perfil dos cordões e a presença de possíveis defeitos macroscópicos, como trincas e porosidades. As Figuras 16 e 17 mostram as amostras após soldagem com GTAW convencional e pulsado, respectivamente, indicando o sentido de soldagem e o local de corte para as análises.

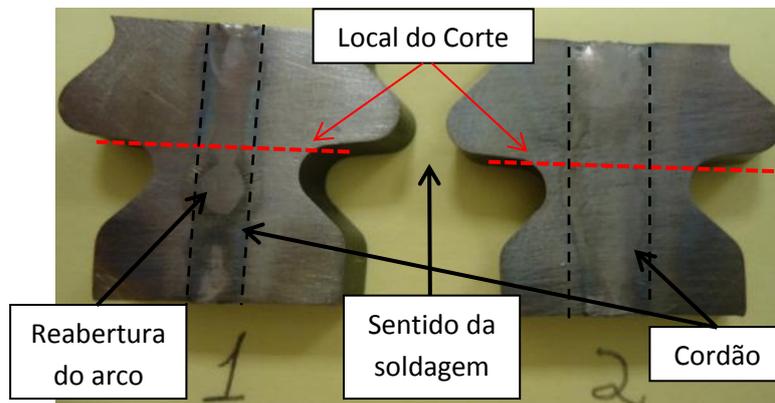


Figura 16: Amostras 01 e 02 (GTAW) após soldagem.

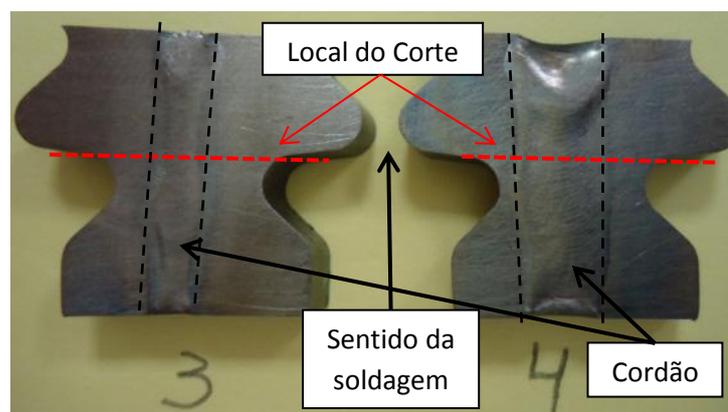


Figura 17: Amostras 3 e 4 (P-GTAW) após soldagem.

Percebe-se que, como esperado, com o aumento da corrente houve também um aumento da largura do cordão de solda. Com relação aos processos, nota-se que as amostras soldadas com corrente pulsada apresentaram largura ligeiramente

superior às aquelas de corrente convencional, principalmente para corrente de 80 A (02 e 04).

A amostra 01, soldada com corrente convencional de 60 A, apresentou dificuldade de estabilização da poça de fusão. Isso pode ser constatado na Figura 16, onde se percebe que no início da peça a poça se extinguiu e em seguida reabriu próximo ao centro desta. Uma nova amostra com os mesmos parâmetros foi soldada, porém com o arco sendo iniciado na sua extremidade, para evitar a extinção da poça de fusão durante a transição com a chapa apêndice.

Ainda no ensaio visual, nenhum defeito macroscópico foi encontrado nas amostras.

4.1.1. Análises de Microestrutura

Após avaliação visual, todas as amostras foram cortadas e preparadas para análise da microestrutura. A Figura 18 mostra a microestrutura do material original, onde se percebe claramente uma estrutura dendrítica direcionada, indicando que o componente foi obtido pelo processo de solidificação direcional. Observa-se também a presença de carbeto, principalmente de Ti e Ta, na região interdendrítica do material. As Figuras 19 e 20 mostram imagens de MEV do material original, onde se identifica que a região dendrítica apresenta a fase γ' distribuída de maneira homogênea com formato predominantemente cuboidal, porém já com certo arredondamento de algumas arestas. As regiões interdendríticas apresentam a fase γ' mais coalescida e com forma arredondada.

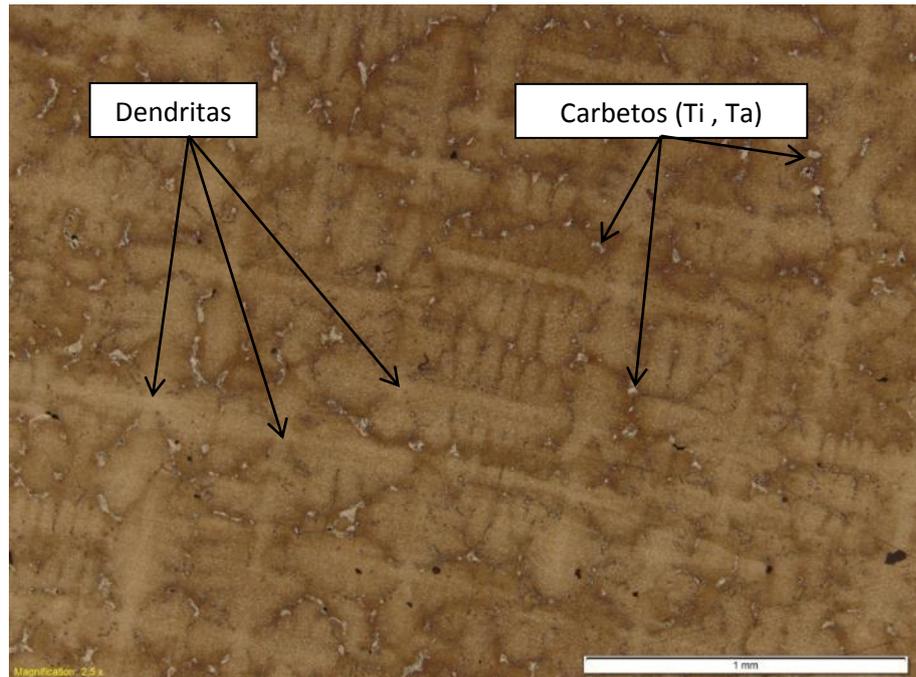


Figura 18: Microestrutura do material sem solda.

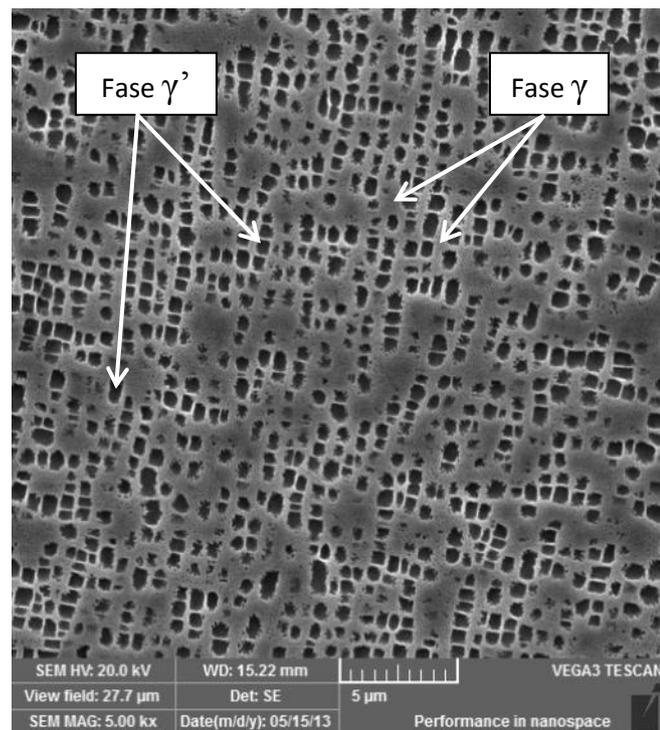


Figura 19: Imagem de MEV da região dendrítica do material sem solda.

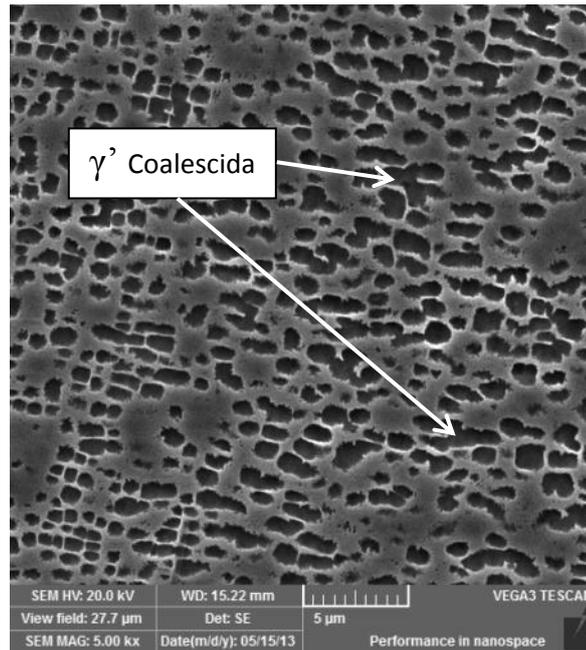


Figura 20: Imagem de MEV da região interdendrítica do material original.

A seção transversal dos cordões de solda após ataque com reagente Marble, está apresentada nas Figuras 21 a 24. A Tabela 6 exibe as dimensões dos cordões. Constata-se que o aumento da corrente influenciou principalmente na largura dos cordões. A penetração, apesar de também ser influenciada pela corrente elétrica, foi pouco alterada. Com relação ao tipo de corrente (convencional e pulsada), não houve variações geométricas significativas, principalmente para os casos que utilizaram 60 A. Para 80 A (Figuras 22 e 24), a corrente convencional gerou um cordão com o fundo mais largo, aproximadamente em formato de “U”, enquanto a corrente pulsada formou um cordão com fundo mais estreito, podendo ser comparado com a forma de um “V”, com penetração ligeiramente maior.



Figura 21: Seção transversal do cordão de solda da amostra 01 (escala 1 mm).

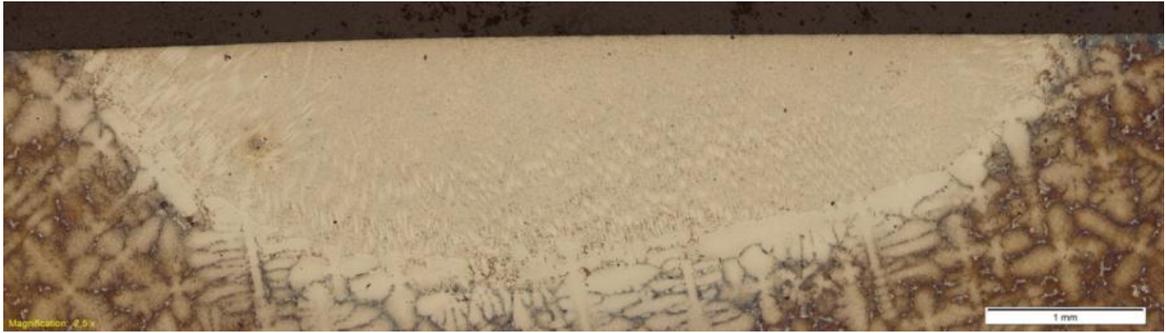


Figura 22: Seção transversal do cordão de solda da amostra 02 (escala 1 mm).

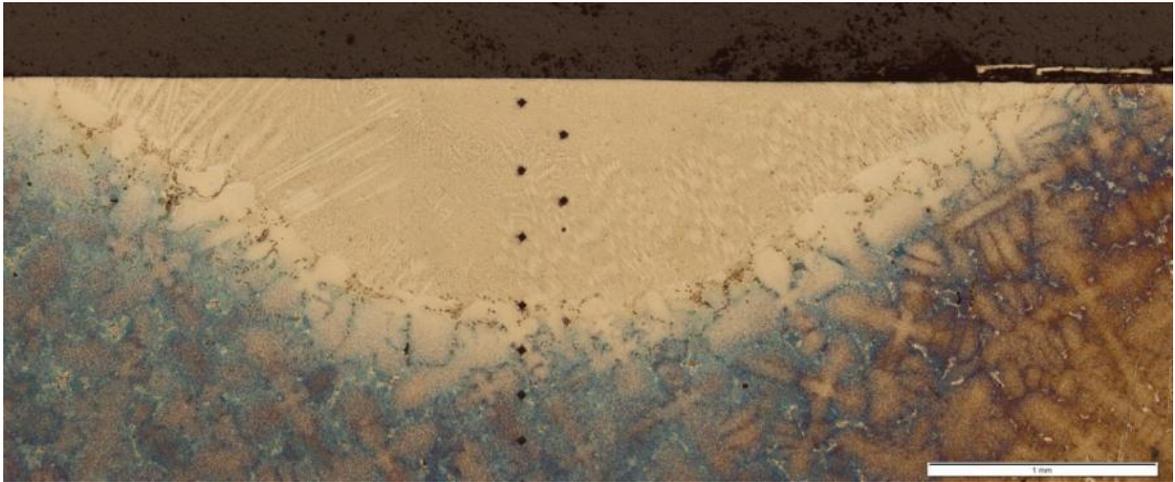


Figura 23: Seção transversal do cordão de solda da amostra 03 (escala 1 mm).



Figura 24: Seção transversal do cordão de solda da amostra 04 (escala 1 mm).

Tabela 6: Dimensões dos cordões.

Amostra	Largura (mm)	Profundidade (mm)
01	4,41	1,27
02	6,31	1,45
03	4,44	1,10
04	6,67	1,64

Em todos os casos observa-se logo abaixo da zona fundida uma região clara, onde ocorreu a solubilização do material; comportamento esperado, uma vez que esta região alcança temperaturas acima do limite de solubilização da liga e ainda sofre um resfriamento rápido suficiente para não iniciar nova precipitação. Também de acordo com o esperado, esta região é maior nas amostras de maior aporte térmico (02 e 04). Porém, a ZTA vai além desta região, sendo possível perceber que a área totalmente solubilizada vai se tornando parcialmente solubilizada à medida que se afasta da linha de fusão até um limite de difícil visualização em aumentos reduzidos. A Figura 25 mostra a variação da microestrutura, comum em todas as amostras após a soldagem, partindo da ZTA com completa solubilização (ponto 1), passando por um ponto com alto grau de coalescimento da fase γ' (ponto 2), seguido por um ponto onde ocorreu a perda da forma cuboidal de γ' , mas ainda sem coalescimento (ponto 3), até a região sem alteração metalúrgica considerável (ponto 4).

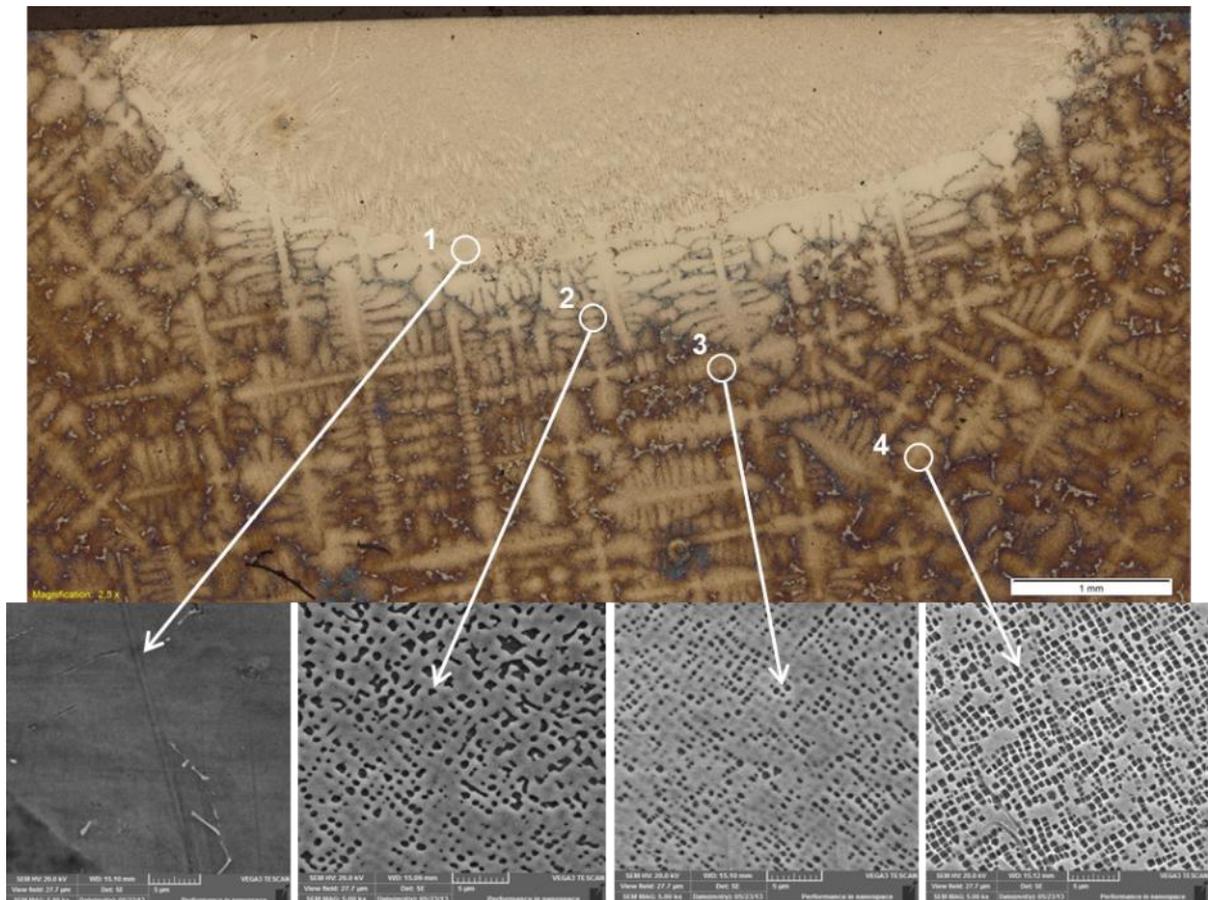


Figura 25: Variação da microestrutura causada pela soldagem.

Foram executadas também medições de microdureza Vickers nas peças soldadas. Os resultados, exibidos separadamente na Figura 26 e reunidos na Figura 27, indicam que o aquecimento gerado pela soldagem acabou afetando toda a dimensão das amostras, uma vez que até os pontos distantes do cordão apresentaram valores diferentes de dureza, em relação ao material original. Estes resultados são discordantes em relação ao esperado, sendo que valores mais altos de dureza foram encontrados na zona fundida e na região solubilizada da ZTA, enquanto que nas regiões mais distantes houve uma redução da dureza em relação àqueles valores apresentados no material sem solda. Sugerindo que nas áreas solubilizadas não ocorreu a solubilização completa da segunda fase precipitada, ou já se iniciou a precipitação da fase coerente. Estudos mais aprofundados na relação entre microestrutura e dureza devem ser executados no futuro para que se possa justificar de maneira coerente este comportamento. É interessante observar, na Figura 27, que para os cordões pulsados o aumento da dureza é mais significativo, coerente com qualquer das duas hipóteses levantadas.

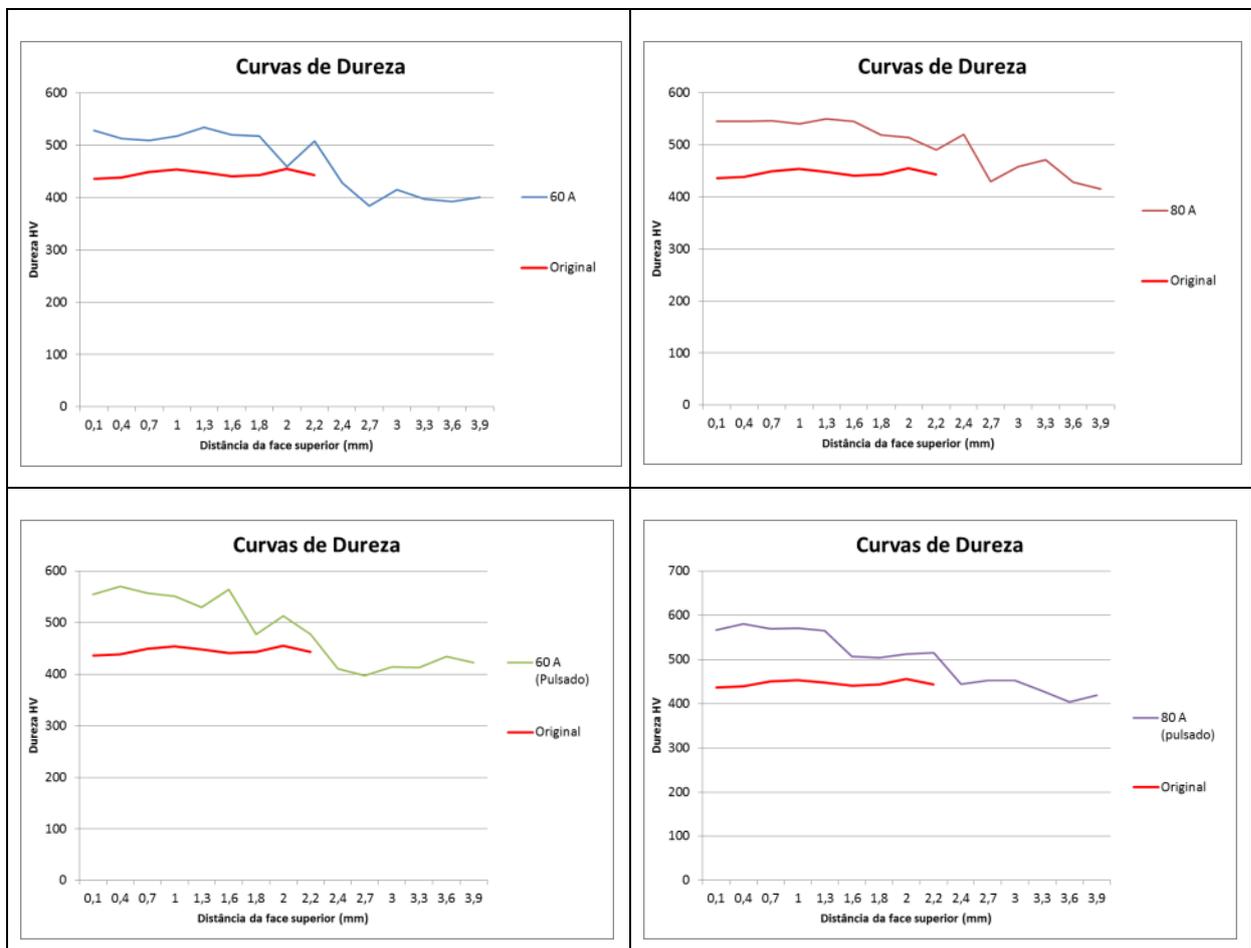


Figura 26: Curvas de dureza nas amostras após a soldagem.

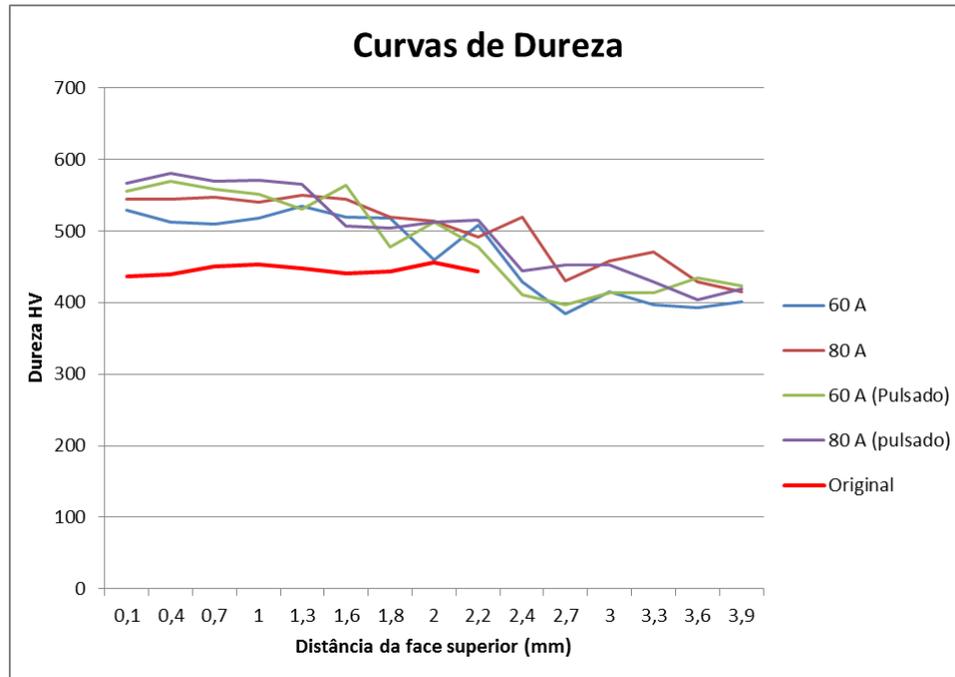


Figura 27: Comparação entre as curvas de dureza das amostras soldadas.

4.2. Tratamento Térmico Pós-Soldagem – TTPS

Todas as amostras passaram pelo mesmo tratamento térmico pós-soldagem, simultaneamente, para que fossem obtidas as condições mais semelhantes possíveis para cada uma delas.

As Figuras 28 a 31 mostram as microestruturas das quatro condições de processamento após o TTPS. Observa-se que ocorreu um processo de cristalização nas regiões dos cordões de solda, sendo que, nas amostras 3 e 4, soldadas com corrente pulsada, foi gerada uma estrutura de grãos mais refinados. Uma estrutura mais refinada é normalmente vantajosa em relação às propriedades mecânicas, entretanto, em componentes sujeitos a fluência, maior área de contorno de grão pode comprometer o desempenho. Com relação ao metal de base, todas as condições de processamento apresentaram um significativo aumento no tamanho das dendritas, causado pela etapa de solubilização.

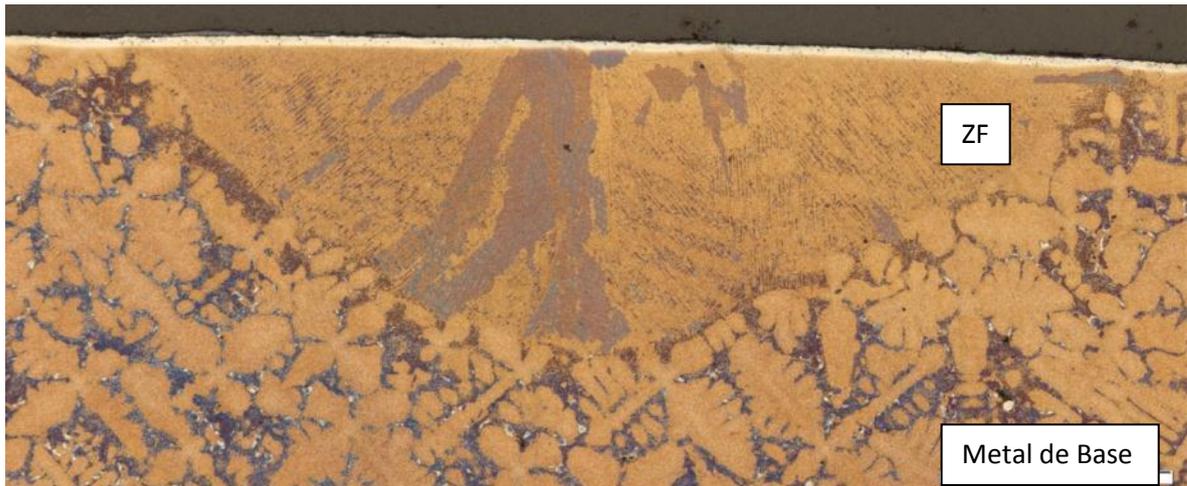


Figura 28: Microestrutura da Amostra 1 (60 A convencional) após TTPS apresentando grãos grosseiros na ZF (escala 1 mm).



Figura 29: Microestrutura da Amostra 2 (80 A convencional) após TTPS apresentando grãos grosseiros na ZF (escala 1 mm).

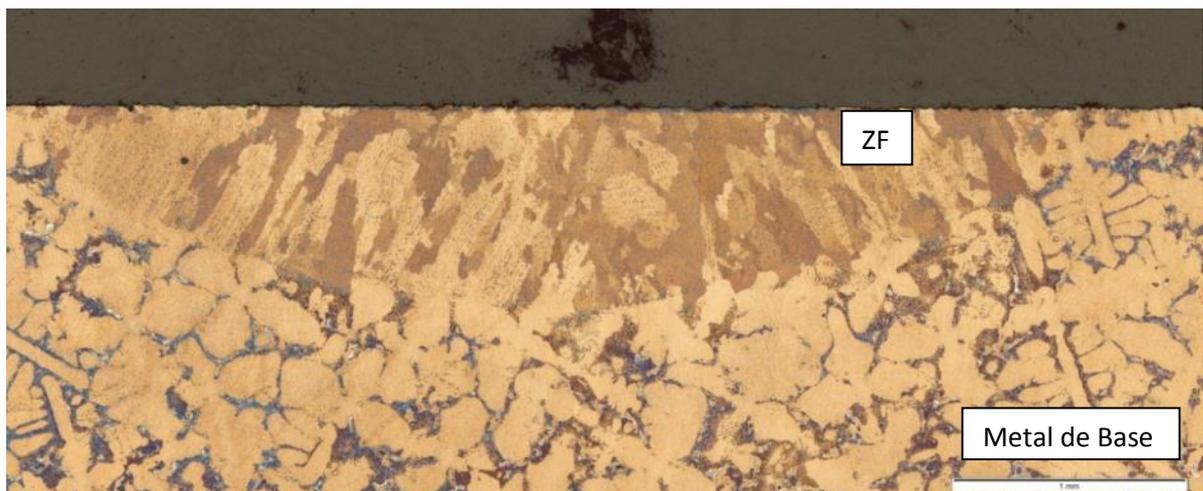


Figura 30: Microestrutura da Amostra 3 (60 A pulsado) após TTPS (escala 1 mm).

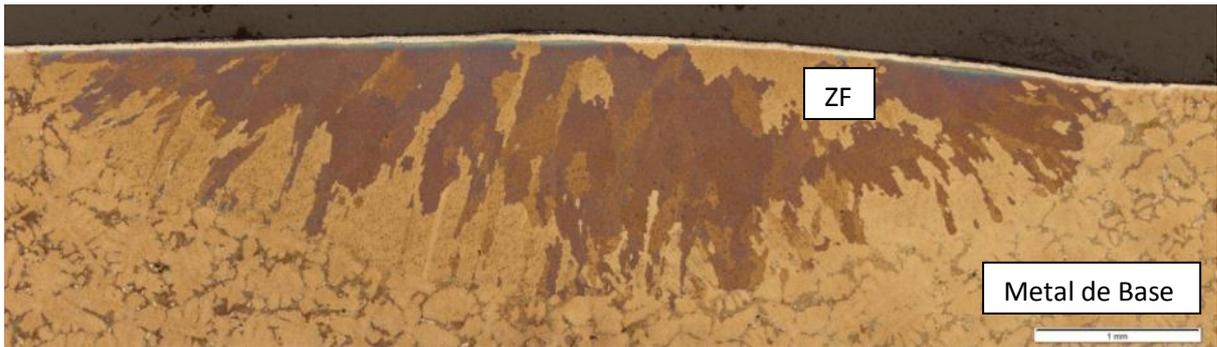


Figura 31: Microestrutura da Amostra 4 (80 A pulsado) após TTPS (escala 1 mm).

A Figura 32 apresenta a microestrutura do metal de base das amostras, após o TTPS. Comparando com o material original (Figura 18), observa-se que houve um aumento das dendritas e consequente redução das regiões interdendríticas.

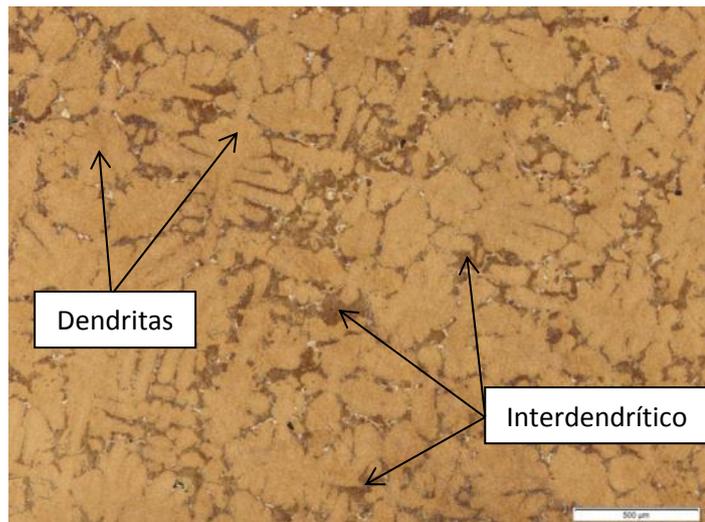


Figura 32: Microestrutura típica do metal de base após TTPS (escala 500 µm).

Análise realizada em MEV confirma a hipótese anterior de que a etapa de solubilização não gerou a total dissolução das fases precipitadas na matriz γ , uma vez que as regiões interdendríticas apresentam ainda a fase γ' de forma bastante coalescida, além da presença de carbeto, conforme indica a Figura 33. Entretanto análise da região dendrítica revela que o TTPS foi capaz de solubilizar esta região e posteriormente precipitar de maneira homogênea e em formato cuboidal a fase γ' , como mostra a Figura 34.

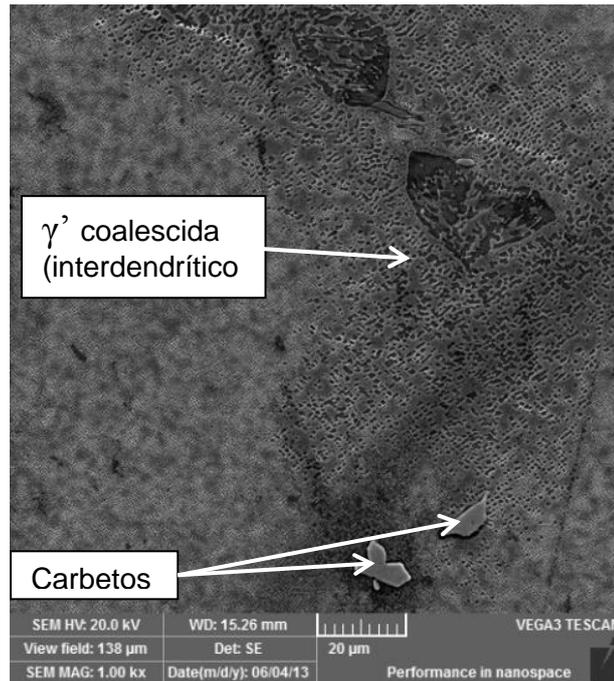


Figura 33: Presença de fase γ' coalescida e carbetos, na região interdendrítica do metal de base das amostras.

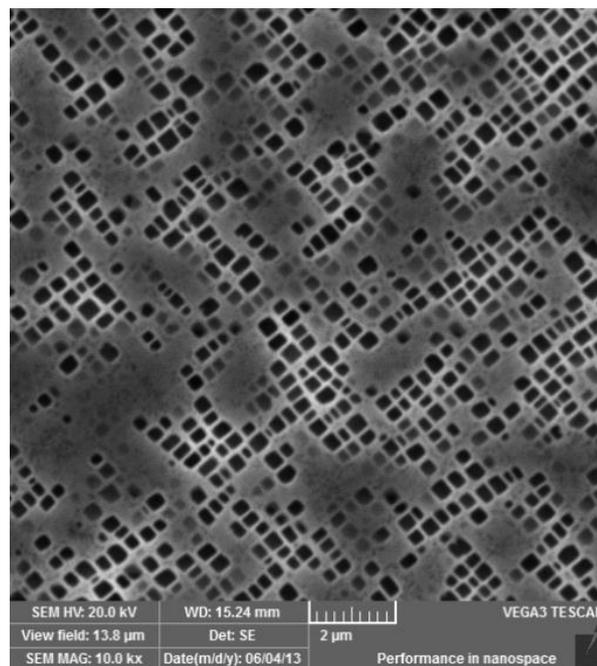


Figura 34: Característica da fase γ' precipitada na região dendrítica do metal de base das amostras.

As Figuras 35 a 38 mostram as microestruturas na zona de fusão das amostras. Apesar das diferenças na granulometria gerada pelo TTPS, a precipitação de fase γ' se deu de forma bastante semelhante em todas as condições de processamento, quanto à forma e tamanho. Com relação à quantidade de fases, foi executada análise quantitativa no metal de base e na zona de fusão de cada

amostra após o TTPS, e também no material na condição original. A Tabela 7 exibe os resultados obtidos, que demonstram que não houve variação significativa na relação de fases entre os parâmetros de processamento avaliados. Entretanto, comparando com o metal sem processamento, houve um pequeno aumento na quantidade de fase γ' após a soldagem e TTPS.

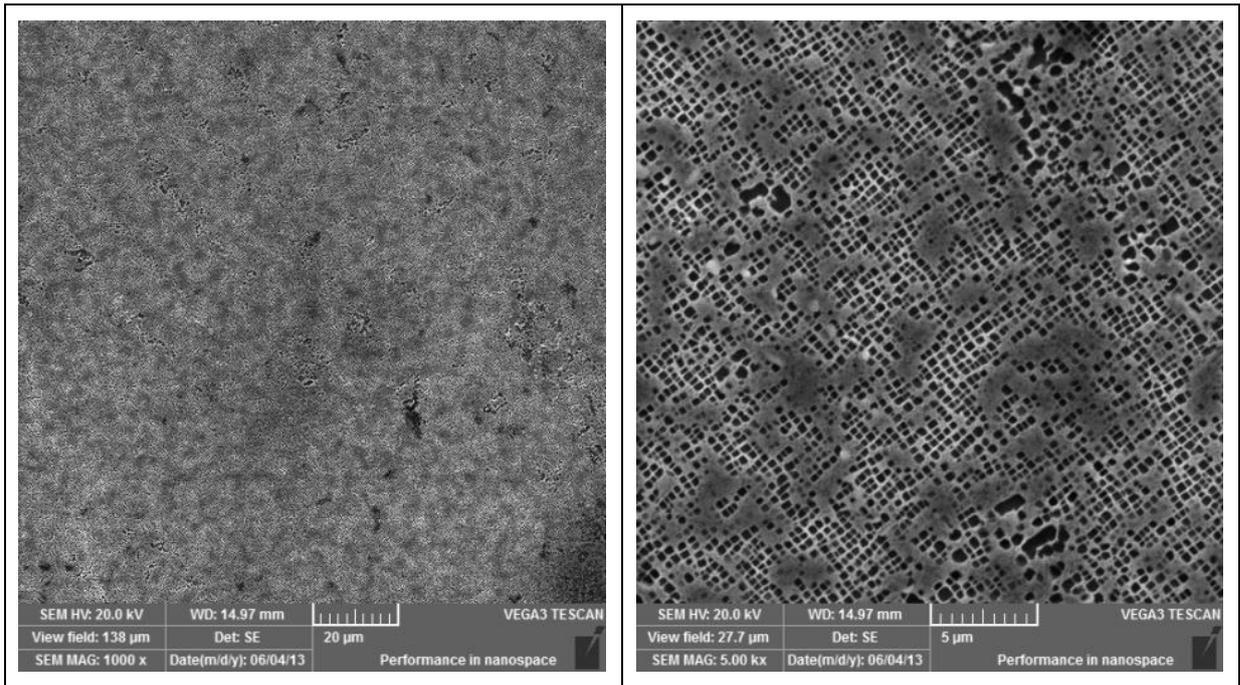


Figura 35: Microestrutura da zona fundida da amostra 1 (60 A convencional) após o TTPS.

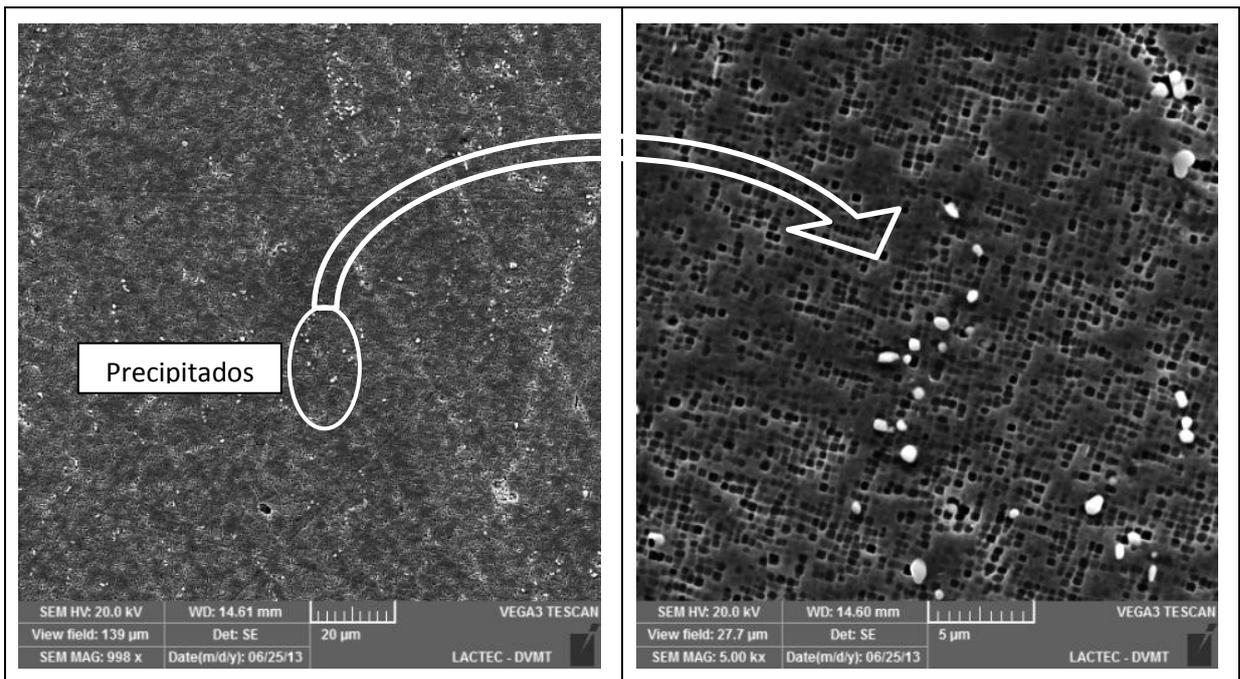


Figura 36: Microestrutura da zona fundida da amostra 2 (80 A convencional) após o TTPS.

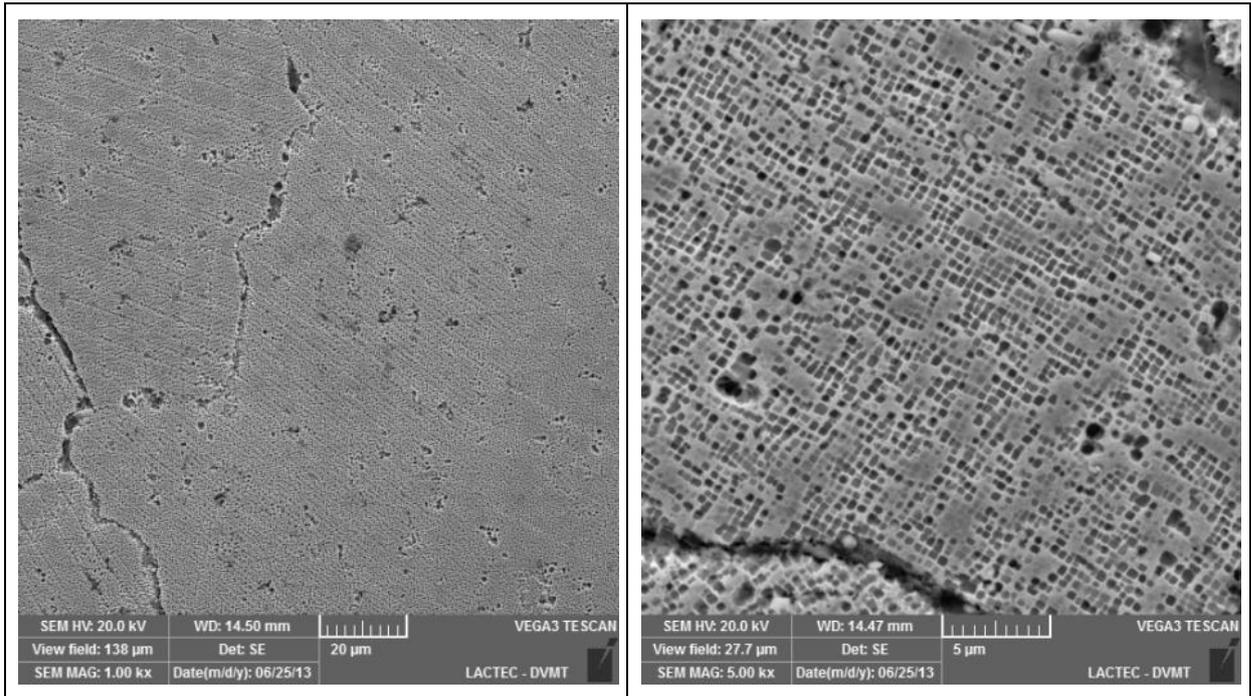


Figura 37: Microestrutura da zona fundida da amostra 3 (60 A pulsado) após o TTPS.

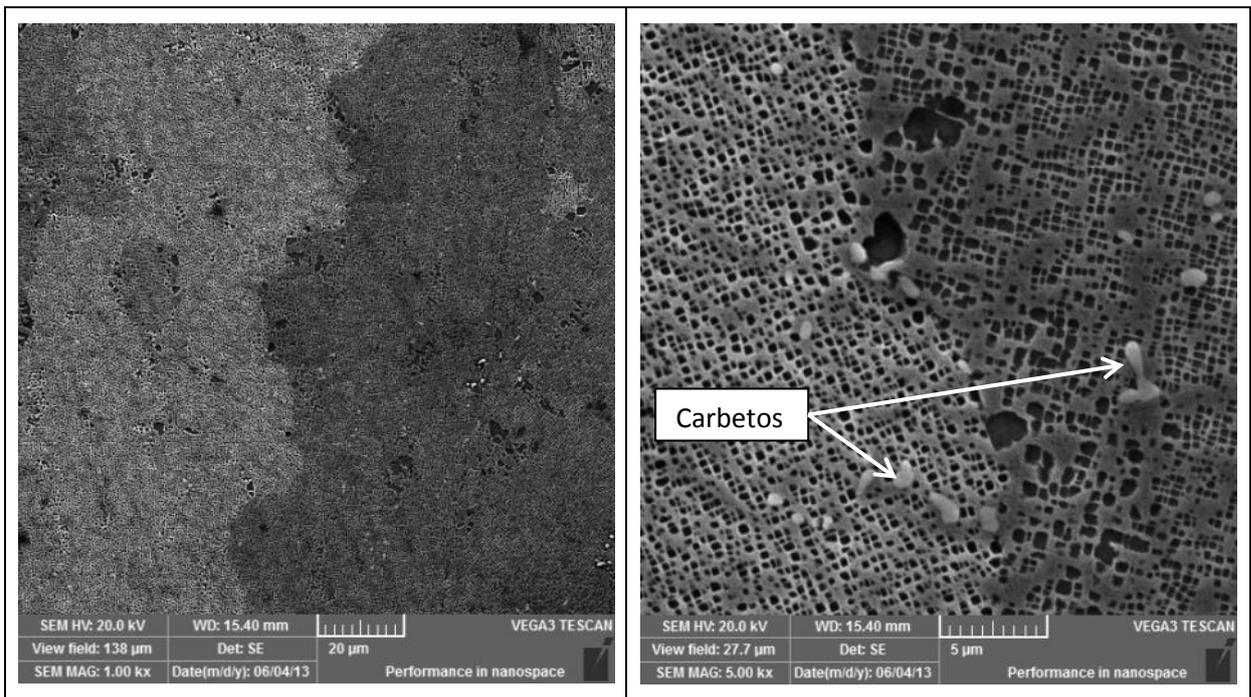


Figura 38: Microestrutura da zona fundida da amostra 4 (80 A pulsado) após o TTPS.

Tabela 7: Relação entre as fases γ e γ' no material original e nas amostras processadas.

	Fração γ (%)	Fração γ' (%)
Material Original	73,6	26,4
MB Amostra 1	69,6	30,4
MB Amostra 2	67,4	32,6
MB Amostra 3	66,8	33,2
MB Amostra 4	68,4	31,6
ZF Amostra 1	67,3	32,7
ZF Amostra 2	68,0	32,0
ZF Amostra 3	67,7	32,3
ZF Amostra 4	66,5	33,5

Na amostra 2 foi observada a presença de precipitados, conforme detalhado na Figura 36 (pontos claros), que de acordo com a análise de composição química por EDS, que demonstrou uma maior concentração de titânio nesses precipitados, são carbetos. A Figura 39 apresenta o resultado da análise por EDS, no qual é exibida a distribuição do elemento titânio na área analisada. As regiões mais claras indicam a maior concentração do elemento, que coincide com a posição dos precipitados. Além do titânio, tântalo (outro formador de carbeto) foi também encontrado nestes pontos, em menor quantidade.

A amostra 4 também apresentou distribuição de carbetos na região da zona de fusão, porém em menor quantidade em relação à amostra 2, indicando que o ciclo térmico gerado pela corrente pulsada pode ter influenciado na formação destes precipitados.

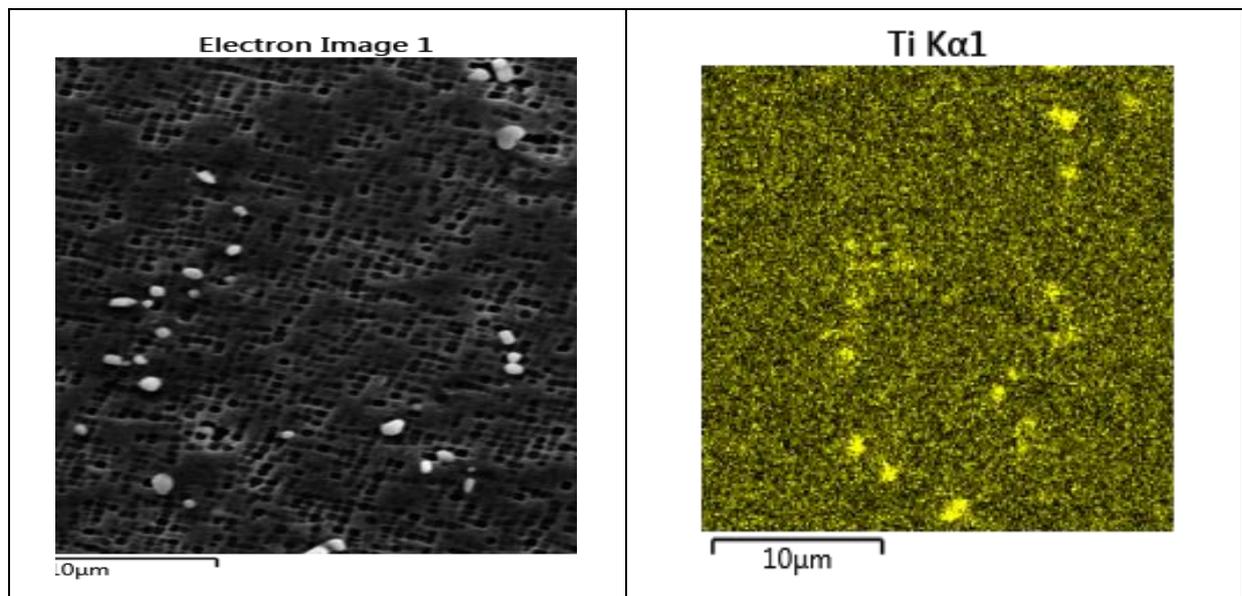


Figura 39: Resultado da análise por EDS detalhando a distribuição de titânio na área analisada.

Assim como nas amostras recém-soldadas, foram feitas medições de microdureza Vickers nas peças que passaram pelo tratamento térmico pós-soldagem, visando avaliar se houve homogeneidade de dureza ao longo de toda a amostra e possíveis diferenças em relação ao material original sem solda. A Figura 40 mostra as comparações entre as durezas do material original, pós-soldagem e pós TTPS para as quatro condições de processamento. A Figura 41 compara as durezas finais, pós TTPS, dos quatro casos estudados.

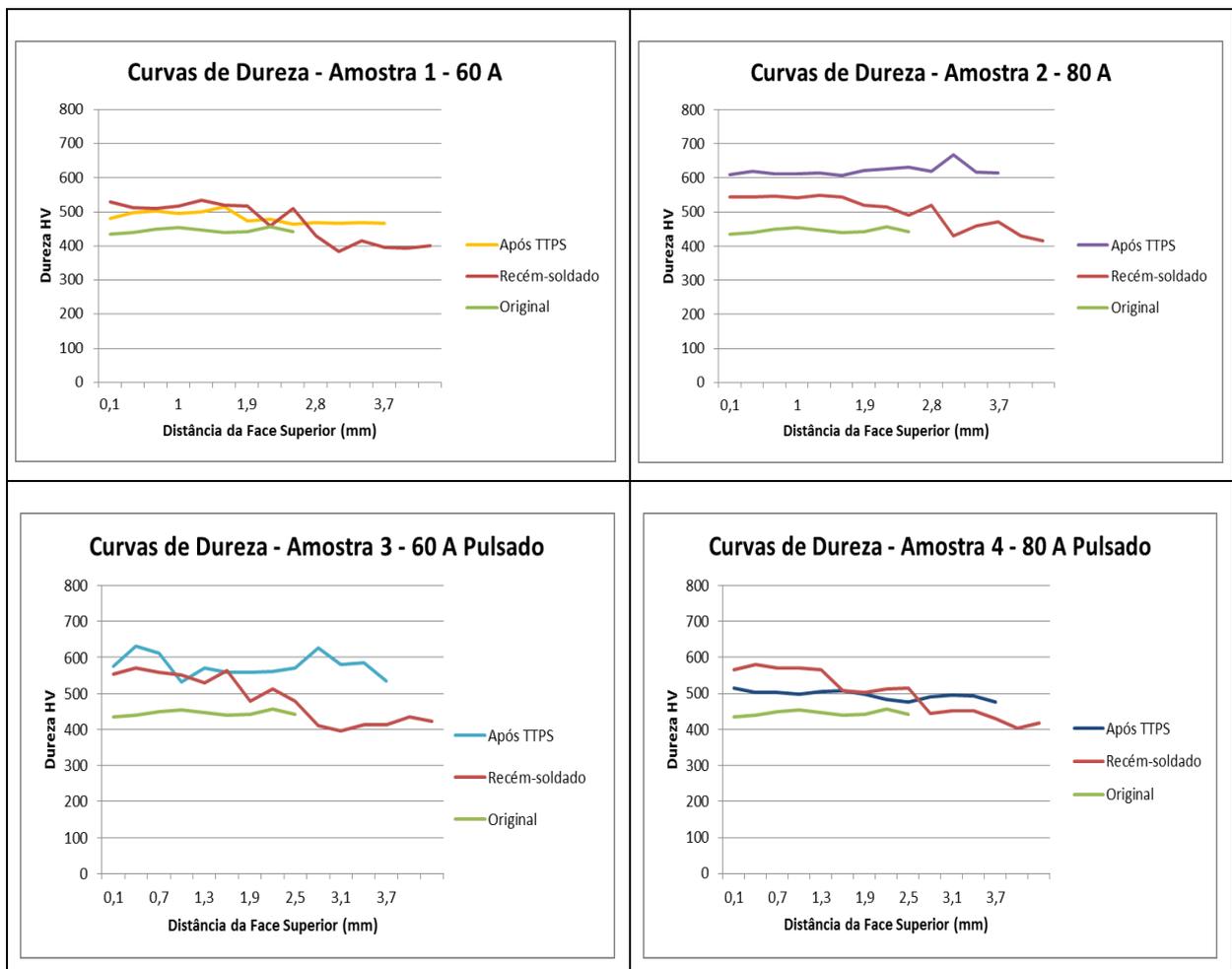


Figura 40: Comparação entre as durezas do material original, pós-soldagem e pós TTPS.

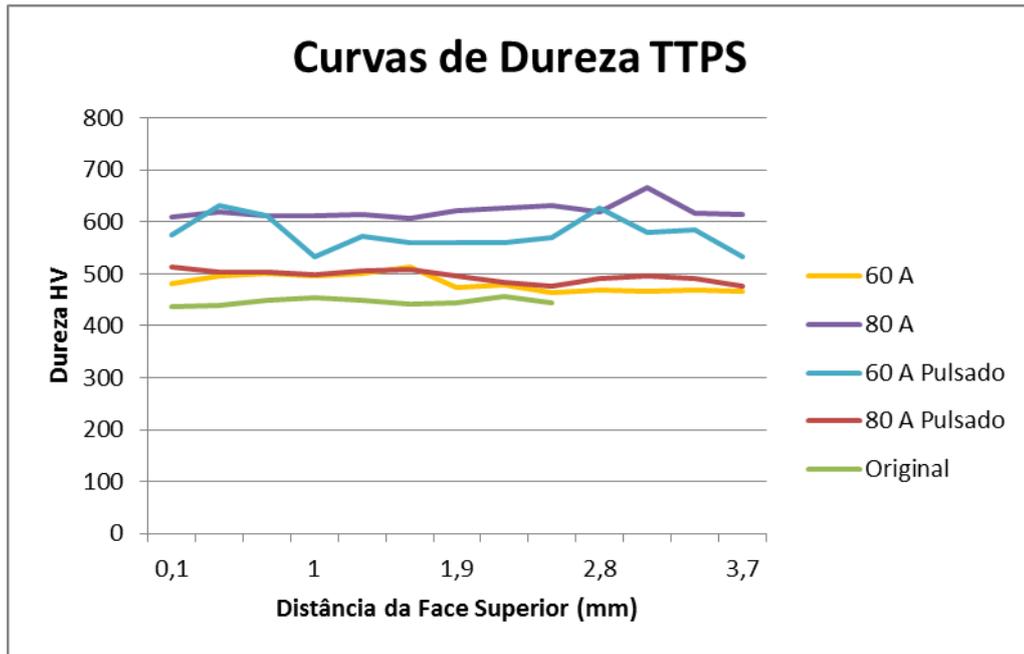


Figura 41: Comparação entre as durezas das amostras após o TTPS.

As curvas de dureza sugerem que o tratamento térmico pós-soldagem conseguiu homogeneizar a dureza ao longo da zona fundida e do metal de base em todas as condições de processamento. Além disso, percebe-se que em todos os casos a dureza final ficou acima daquela apresentada pelo material original. Entretanto, houve variações significativas entre os valores apresentados pelas amostras 2 (80 A convencional) e 3 (60 A pulsado) em relação às amostras 1 (60 A convencional) e 4 (80 A pulsado). O material soldado com 80 A em corrente convencional (amostra 2) apresentou a maior dureza, acima de 600 HV, mas o aumento de dureza nas diferentes regiões do material pode ser atribuída a fatores diferentes, na zona fundida provavelmente estaria relacionado com a precipitação de carbeto, mostrado na Figura 39, já no material base a distribuição da fase gama linha poderia ser responsável pela variação de dureza. Entretanto, a amostra 3 (60 A pulsado) também apresentou uma dureza média mais elevada mesmo sem apresentar a mesma precipitação visualizada na amostra 2. Este resultado sugere a necessidade de uma análise mais detalhada da microestrutura e do ciclo térmico a que as amostras estão expostas, considerando a sua dimensão. Confirmação de que outros fatores não considerados nesta análise influenciaram a resposta ao TTPS foi dada pela dureza das amostras 1 e 2 que, apesar de serem processadas com parâmetros distintos – 60 A convencional e 80 A pulsado, respectivamente – foram as que demonstraram maior semelhança entre si e com o material original.

5. CONCLUSÃO

Nas condições de estudo adotadas neste trabalho para avaliação do impacto do ciclo térmico de soldagem GTAW e do TTPS nas características da superliga GTD111 é possível concluir que:

Independente dos parâmetros de processamento utilizados há uma alteração metalúrgica significativa no material, que tende a apresentar regiões totalmente e parcialmente solubilizadas. A dimensão da região alterada é fortemente influenciada pelo escoamento de calor durante a soldagem. Além das alterações microestruturais, o ciclo térmico da soldagem acarretou grandes variações de dureza do material, que ao contrário do esperado apresentou maiores durezas nas regiões totalmente solubilizadas.

O tipo de corrente, convencional ou pulsada, não causou variações significativas na microestrutura pós-soldagem, nem na dimensão da ZTA. Entretanto, na zona fundida, a corrente pulsada gerou um maior refinamento das dendritas, o que durante o tratamento térmico posterior favoreceu a formação de uma estrutura de grãos mais refinados em relação àquela formada nas amostras soldadas com corrente convencional.

A aplicação do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) provocou a precipitação de fase γ' refinada ao longo da zona fundida e do metal de base de todas as amostras. Entretanto, a presença de regiões interdendríticas com γ' coalescida, indica que não houve a total solubilização da liga durante a primeira etapa do TTPS. A dureza ao longo das amostras se tornou constante após este tratamento, porém, apesar das quatro amostras apresentarem precipitação semelhante, aquelas soldadas com 80 A convencional e 60 A pulsado apresentaram dureza significativamente maior em relação às demais, o que causa uma fragilidade excessiva do material. A causa desta variação não ficou clara e deverá ser estudada mais profundamente em trabalhos futuros.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDERSSON, J.; SJÖBERG, G. P., Repair Welding of Wrought Superalloys: Alloy 718, Allvac 718Plus and Waspaloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 17, no. 1, pp.49-59, 2012.

ASM INTERNATIONAL, Alloy Phase Diagrams, ASM Handbook, vol. 3, Materials Park, Ohio, 1992.

BALDAN, R., Processamento e Caracterização de Rotores Automotivos da Superliga MAR-M247. Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, Lorena, São Paulo, 2009.

BERNSTEIN, H. L., Materials Issues for Users of Gas Turbines. Proceedings of the 27th Turbomachinery Symposium, San Antonio, Texas, 1998.

CHOI, B. G., KIM, I. S., KIM, D. H., JO, C. Y., Temperature Dependence of MC Decomposition Behavior in Ni-Base Superalloy GTD-111. *Materials Science and Engineering A* 478, pp. 329-335, 2008.

BOYCE, M. P., Gas Turbine Engineering Handbook, 3rd ed. Gulf Professional Publishing, Jordan Hill, Oxford, UK, 2006.

COLLINS, B. C., Modified PWA 1483 Nickel-Based Superalloy for Industrial Gas Turbine Applications, Dissertação, University of Florida, 2007.

DAVID, S.A.; VITEK, J. M.; BABU, S. S.; BOATNER, L. A.; REED, R. W., Welding of Nickel Base Superalloy Single Crystals. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 2, no. 2, 1997.

DuPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D., *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. John Wiley & Sons, Inc. Hoboken, New Jersey. 2009.

EL-BAGOURY, N.; AMIN, M. A.; MOHSEN, Q. Effect of Various Heat Treatment Conditions on Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Ni Base Superalloys. *Int. J. Electrochem. Sci.* 6, pp. 6718-6732, 2011.

ERICKSON, G. L., Polycrystalline Cast Superalloys. ASM Handbook Vol. 1 – Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. ASM International. Materials Park, Ohio, 1995.

HENDERSON, M.B.; ARRELL, D.; HEOBEL, M.; LARSSON, R.; MARCHANT, G., Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 9, no. 1, 2004.

KISER, S. D., Special Metallurgical Welding Considerations for Nickel and Cobalt Alloys and Superalloys. ASM Handbook Vol. 6 – Welding, Brazing and Soldering. ASM International. Materials Park, Ohio, 2005.

KOU, S. - Welding metallurgy, New Jersey, USA: John Wiley & Sons, 2a. ed, p. 375-392, 2003.

KUSHAN, M. C.; UZGUR, S. C.; UZUNONAT, Y.; DILTEMIZ, F., ALLVAC 718 Plus™ Superalloy for Aircraft Engine Applications, Recent Advances in Aircraft Technology, Dr. Ramesh Agarwal (Ed.), ISBN: 978-953-51-0150-5, InTech, 2012.

MUELLER, E. M., The Characterization of Freckle Casting Defects in Directionally Solidified Nickel-Base Superalloy Turbine Blades, Dissertação, University of Florida, 2003.

POLLOCK, T. M.; TIN, S., Nickel-Base Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties. Journal of Propulsion and Power, Vol. 22, No 2, p. 361-374, 2006.

REED, R. C., The Superalloys – Fundamentals and Applications, Cambridge University Press, Cambridge, 2006.

SAJJADI, S. A.; NATEGH, S.; GUTHRIE, R. I. L., Study of Microstructure and Mechanical Properties of High Performance Ni-Base Superalloy GTD-111. Materials Science and Engineering A325, pp. 484-489, 2002.

SAJJADI, S. A.; ZEBARJAD, S. M.; GUTHRIE, R. I. L.; ISAC, M., Microstructure Evolution of High-Performance Ni-Base Superalloy GTD-111 with Heat Treatment Parameters. Journal of Materials Processing Technology 175, pp. 376-381, 2006.

SCHAFRIK, R.; SPRAGUE, R., Saga of Gas Turbine Materials Part III. Advanced Materials & Processes, p. 29-33, 2004.

SCHNELL, A.; HOEBEL, M.; SAMULESON, J., A Study of the Weldability of Gamma Prime Hardened Superalloys. Advanced Materials Research, Vol. 278, pp. 434-439, 2011.

STOLOFF, N. S., Wrought and P/M Superalloys. ASM Handbook Vol. 1 – Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. ASM International. Materials Park, Ohio, 1995.

THE C-M GROUP, Nickel Base Cobalt Base – A selection guide to common vacuum melted alloys. Disponível em: http://www.c-mgroup.com/vacuum_melt_index/cobalt_base.htm. Acesso em 14/01/2013.

THOMPSON, R. G., Welding Metallurgy of Nonferrous High-Temperature Materials. ASM Handbook Vol. 6 – Welding, Brazing and Soldering. ASM International. Materials Park, Ohio, 2005

WOLFF, I. M., Precipitation Accompanying Overheating in Nickel-Base Superalloy. Materials Characterization 29, pp. 55-61, 1992.

YANG, C., XU, Y., ZHANG, Z., NIE, H., XIAO, X., JIA, G., SHEN, Z., Improvement of Stress-Rupture Life of GTD-111 by Second Solution Heat Treatment. *Materials and Design* 45, pp. 308-315, 2013.