

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

José Carlos Boareto

**INFLUÊNCIA DO TEOR DO ELEMENTO ÍNDIO NAS
PROPRIEDADES TERMO-MECÂNICAS DE LIGAS PARA
INTERCONEXÃO DE COMPONENTES ELETRÔNICOS**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ing. Paulo Antônio Pereira Wendhausen.

Co-orientador: Prof. Dr. Ing. Habil Klaus-Jürgen Wolter.

Florianópolis
2012

Boareto, José Carlos

Influência do Teor do Elemento Índio nas Propriedades Termo-Mecânicas de Ligas para Interconexão de Componentes Eletrônicos [tese] / José Carlos Boareto ; orientador, Paulo Antônio Pereira Mandhausen ; co-orientador, Klaus-Jürgen Wolter. - Florianópolis, SC, 2012.

88 p. ; 21cm

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Soldagem a quente. 3. Confiabilidade. 4. Fluência. I. Mandhausen, Paulo Antônio Pereira. II. Wolter, Klaus-Jürgen. III. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. IV. Título.

José Carlos Boareto

**INFLUÊNCIA DO TEOR DO ELEMENTO ÍNDIO NAS
PROPRIEDADES TERMO-MECÂNICAS DE LIGAS PARA
INTERCONEXÃO DE COMPONENTES ELETRÔNICOS**

Esta tese foi julgada adequada para obtenção do título de “Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais”, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Florianópolis, 06 de julho de 2012.

Prof. Dr.-Ing Antônio Pedro Novaes de Oliveira
Coordenador do Curso

Banca Examinadora:

Prof. Dr.-Ing Paulo Antônio Pereira Wendhausen
Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr.-Ing Lírio Schaeffer
Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr.-Eng Manoel Carreira Neto
SENAI / CIMATEC

Prof. Dr.-Eng Marcos Marinovic Doro
Instituto Federal de São Paulo

Prof. Dr.-Ing Márcio Celso Fredel
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr.-Eng Carlos Renato Rambo
Universidade Federal de Santa Catarina

À Jaqueline, minha esposa, pelo apoio incondicional.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Paulo Wendhausen, pelos ensinamentos, apoio e exemplo dados durante estes vários anos.

Ao meu co-orientador, Prof. Klaus-Jurgen Wolter, pela oportunidade e ensinamentos.

À Carlos Fadul, por ter incentivado e proporcionado condições para a execução deste trabalho.

À banca examinadora, pelas observações e comentários, que com certeza valorizaram o trabalho.

À Renê Metasch e Guilherme Rodrigues, pelo suporte técnico e parceria contínua.

À Mike Röllig e demais colegas do IAVT.

À todos os colegas do Labmat, Magma e Labellectron.

À Fundação CERTI.

À Heraeus Holding, por ceder os materiais utilizados nesta pesquisa.

Ao DAAD e à CAPES pelo financiamento.

Finalmente, gostaria de agradecer à toda a minha família.

A perfeição não é alcançada quando já não há mais nada para adicionar,
mas quando já não há mais nada que se possa retirar.
(Antoine de Saint-Exupéry)

RESUMO

Este trabalho insere-se no âmbito da confiabilidade de interconexões eletrônicas. Ele se propõe a contribuir para o avanço no estado da arte, relativo ao efeito de elementos de liga nas propriedades termomecânicas de materiais para soldagem branda de componentes em placas de circuito impresso. Especificamente, investigou-se a influência do elemento índio (In), nas recentemente introduzidas ligas para soldagem branda livres de chumbo. Para isto foram estudadas quatro composições químicas SnAg_{3,5}, SnAg_{3,5}In₂, SnAg_{3,5}In₄ e SnAg_{3,5}In₈. Inicialmente foram caracterizadas as microestruturas destas ligas utilizando-se microscopia óptica, eletrônica e difração de raios X. Foram também estudados os comportamentos destes materiais sob fluência e fadiga de baixo ciclo. A calorimetria diferencial de varredura foi utilizada para determinar a influência do volume de material no superresfriamento de cada uma destas ligas. A análise microestrutural revelou que a adição de índio aumenta o número de partículas dispersas na matriz de estanho. A liga contendo 8% de peso em índio apresentou uma microestrutura bastante refinada se comparada às outras ligas. Os ensaios de fluência demonstraram que, para temperaturas próximas da temperatura ambiente, quanto maior o teor de índio, maior a resistência à fluência, sendo que o mesmo não ocorre na temperatura de 125 °C. Neste caso, ocorre uma mudança no mecanismo que controla a taxa de deformação por fluência. As investigações de fadiga de baixo ciclo mostraram que todas as ligas sofrem amolecimento cíclico devido ao coalescimento dos intermetálicos presentes na microestrutura. A liga com 8% em peso de índio apresentou uma baixa vida sob fadiga de baixo ciclo se comparada às outras ligas. Todas as ligas apresentaram uma relação entre o volume de material e o grau de superresfriamento, sendo que, quanto menor a amostra, maior o superresfriamento. Contudo, este efeito foi menor nas ligas contendo índio. A adição do elemento índio promove o aumento da resistência à fluência de ligas para interconexão eletrônica. Isto ocorre devido ao aumento do número de partículas dispersas na matriz de Sn, bem como a um refino de microestrutura. Com uma maior resistência à fluência, estas ligas estão menos propensas à deformação durante seu uso, o que possibilita uma maior durabilidade das interconexões. O uso deste elemento em grandes quantidades, no entanto, pode comprometer a vida sob fadiga de baixo ciclo. As ligas contendo índio estão menos propensas a variações na temperatura de solidificação, o que diminui a variação microestrutural

das interconexões em uma placa eletrônica e também contribui para o aumento da confiabilidade dos produtos.

Palavras-chave: Soldagem Branda. Confiabilidade. Fluência.

ABSTRACT

This work is inserted within the area of electronic interconnection reliability. It aims to contribute to the state of the art related to the effect of alloying elements on the thermomechanical properties of solders, used to promote the interconnection of the electronic components and the printed circuit board. More specifically, the work investigated the influence of the element indium in the recently introduced lead free solder alloys. In order to achieve these results, four compositions were investigated: SnAg3,5, SnAg3,5In2, SnAg3,5In4 and SnAg3,5In8. Initially the microstructural characterization of the alloys was assessed through X-ray diffraction and optical and electronic microscopy. The behavior of the material under creep and low cycle fatigue was also investigated. Differential scanning calorimetry was used to determinate the influence of the volume in the undercooling behavior of the different materials. The microstructural analysis depicted that the inclusion of indium increases the number of dispersed particles within the tin matrix. The alloy containing 8% of indium presented a very refined microstructure in comparison to the other alloys. Creep tests have shown that for temperatures near room temperature, the higher the indium content the higher the creep resistance. This, although is not true for the temperature 125°C. At such temperature there is a change in the strain rate ruling mechanism. The investigation on low cycle fatigue indicates that all the alloys suffer from cyclic softening probably due to coarsening. The alloy with 8 wt% presented a lower life under fatigue, if compared to the others. All the alloys presented a relation in that the smaller the sample size, the higher the undercooling, this effect, however, is less intensive for the alloys containing indium. The introduction of indium as an alloying element increases creep resistance of solder alloys. This occurs due to the higher number of dispersed particles, as well as to a microstructure refinement. With a greater creep resistance, these alloys are less prompt to plastic deformation during their use, what generates a higher interconnection endurance. On the other hand, if the content of this element is as high as 8 wt%, there may be some compromise under low cycle fatigue's life. The alloys containing indium are less prompt to changes in the solidification temperature. That may decrease the variation in the microstructure of the interconnections on a PCB, and contributes also to an increase in product reliability.

Keywords: soldering, reliability, creep.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1– Níveis de hierarquia da interconexão eletrônica.....	27
Figura 2-2 – Diagrama de fases em equilíbrio de Sn-Pb.....	28
Figura 2-3 – Exemplos das regiões da placa eletrônica que são afetadas pelos diferentes esforços aos quais ela está exposta.	31
Figura 2-4 – Gráfico comparativo das temperaturas homólogas de diversos metais.....	32
Figura 2-5 – Geração de esforços termomecânicos em juntas de solda devido ao aquecimento causado pela operação dos componentes eletrônicos.....	33
Figura 2-6 – Mapa de mecanismos de deformação típico de metais puros.....	34
Figura 2-7 – Gráfico típico de fluência em metais mostrando as três fases da fluência.....	35
Figura 2-8 –Resultados de testes de fluência de vários autores que investigaram ligas à base de Sn-3,5Ag com corpos de prova de tração.	39
Figura 2-9 – Curva de histerese típica mostrando os valores acumulados de densidade de energia por deformação inelástica e deformação plástica acumulada por ciclo, representando graficamente as leis de Morrow e Coffin-Mason.....	41
Figura 2-10 – a) Micrografia de uma interconexão eletrônica feita com a liga SAC 305 de um componente do tipo BGA apresentando microestrutura do tipo “bola de praia”. b) Micrografia de uma interconexão eletrônica feita com a liga SAC 305 de um componente do tipo <i>flip-chip</i> apresentando microestrutura do tipo maclas entrelaçadas.	43
Figura 2-11 – Etapas da evolução típica da falha em interconexões eletrônicas utilizando ligas sem chumbo.....	45
Figura 2-12 – Micrografias de falhas em interconexões eletrônicas.....	46
Figura 2-13 – Diagrama de fases em equilíbrio de Sn e In.	47
Figura 3-1– Diagrama de fases Sn-Ag-In juntamente com as fases estáveis possíveis entre estes três elementos, bem como as transformações invariantes observadas neste diagrama.....	50
Figura 3-2 – Perfil térmico de fusão e resfriamento para a produção das amostras utilizadas para investigação metalográfica.	51
Figura 3-3 – a) Desenho do corpo de prova a ser utilizado para os testes de fluência. A região em azul - zona de maior tensão durante o teste - possui comprimento de 45 mm e área de 19mm ² . b) Desenho da	

cavidade do molde para produção dos corpos de prova. c) Fotografia do molde montado com o sistema de resistências para aquecimento.	54
Figura 3-4 – Esquema do aparelho utilizado para os testes de fluência.	54
Figura 3-5 - Descreve o ciclo utilizado para a realização dos ensaios de fluência.	55
Figura 3-6 – Exemplo do ciclo a ser utilizado para os ensaios de fluência cíclica.	56
Figura 3-7 - Desenho do corpo de prova utilizado para os testes de fluência cíclica.	57
Figura 4-1 – Difratoograma de raios X das quatro ligas investigadas neste trabalho, SnAg _{3,5} , SnAg _{3,5} In ₂ , SnAg _{3,5} In ₄ e SnAg _{3,5} In ₈	58
Figura 4-2 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} utilizando luz normal.	60
Figura 4-3 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} In ₂ utilizando luz normal.	60
Figura 4-4 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} In ₄ utilizando luz normal.	61
Figura 4-5 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} In ₈ utilizando luz normal.	61
Figura 4-6 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} utilizando luz polarizada.	64
Figura 4-7 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} In ₂ utilizando luz polarizada.	64
Figura 4-8 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} In ₄ utilizando luz polarizada.	65
Figura 4-9 – Micrografia óptica da liga SnAg _{3,5} In ₈ utilizando luz polarizada.	65
Figura 4-10 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg _{3,5}	66
Figura 4-11 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg _{3,5} In ₂	66
Figura 4-12 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg _{3,5} In ₄	67
Figura 4-13 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg _{3,5} In ₈	67
Figura 4-14 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg _{3,5} , bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.	68
Figura 4-15 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas,	

medidos para a liga SnAg _{3,5} In ₂ , bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.	68
Figura 4-16 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg _{3,5} In ₄ , bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.	69
Figura 4-17 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg _{3,5} In ₈ , bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.	69
Figura 4-18 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg _{3,5} , bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.	72
Figura 4-19 - – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg _{3,5} In ₂ , bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.	72
Figura 4-20– Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg _{3,5} In ₄ , bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.	73
Figura 4-21– Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg _{3,5} In ₈ , bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.	73
Figura 4-22 – Deformações calculadas para as diferentes ligas utilizando os ajustes da Lei de Garofallo e considerando apenas fluência secundária.	74
Figura 4-23– Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante A_{01} para as ligas SnAg _{3,5} In _X (X = 0, 2, 4 e 8).	75
Figura 4-24– Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante n_1 para as ligas SnAg _{3,5} In _X (X = 0, 2, 4 e 8).	75
Figura 4-25– Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante Q_{f1} para as ligas SnAg _{3,5} In _X (X = 0, 2, 4 e 8).	76
Figura 4-26– Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante A_{02} para as ligas SnAg _{3,5} In _X (X = 0, 2, 4 e 8).	76
Figura 4-27– Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante n_2 para as ligas SnAg _{3,5} In _X (X = 0, 2, 4 e 8).	77
Figura 4-28– Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante Q_{f2} para as ligas SnAg _{3,5} In _X (X = 0, 2, 4 e 8).	77

Figura 4-29 – Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg _{3,5} . Para os ciclos 1, 100 e 300.....	80
Figura 4-30– Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg _{3,5} In ₂ . Para os ciclos 1, 100 e 300.....	80
Figura 4-31– Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg _{3,5} In ₄ . Para os ciclos 1, 100 e 300.....	81
Figura 4-32– Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg _{3,5} In ₈ . Para os ciclos 1 e 29.....	81
Figura 4-33 – Média dos valores de taxa de deformação de tensão e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg _{3,5}	82
Figura 4-34– Média dos valores de taxa de deformação de tensão e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg _{3,5} In ₂	82
Figura 4-35– Média dos valores de taxa de deformação de tensão e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg _{3,5} In ₄	83
Figura 4-36– Média dos valores de taxa de deformação de tensão e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg _{3,5} In ₈	83
Figura 4-37 – Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg _{3,5}	86
Figura 4-38– Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg _{3,5} In ₂	86
Figura 4-39– Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg _{3,5} In ₄	87
Figura 4-40– Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg _{3,5} In ₈	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1– Mecanismos de deformação de metais puros em altas temperaturas.	36
Tabela 3-1 – Composição química das ligas investigadas neste trabalho.	51
Tabela 3-2 - Condições utilizadas nos ensaios de fluência.	55
Tabela 4-1– Valores utilizados no ajuste da Lei de Garofallo para as diferentes ligas, bem como o coeficiente de determinação de cada ajuste.	70

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

BGA	Tipo de Encapsulamento <i>Ball Grid Array</i> , (com arranjo de esferas em área)
CI	Circuito integrado
DRX	Difração de Raios X
DSC	Calorimetria Diferencial de Varredura
EDX	Fluorescência de Raios X por Energia Dispersiva
IAVT	<i>Institut für Aufbau und Verbindungs Technik</i> (Instituto para Montagem e Interconexão Eletrônica)
IPC	<i>Association Connecting Electronics Industries</i> (Associação Conectando Indústrias Eletrônicas)
LVDT	Transformador Diferencial Linear Variável
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia óptica
MOLP	Microscopia Óptica com Luz Polarizada
ROHS	Restrição ao Uso de Substâncias Perigosas (Referente à normativa europeia 2002/95/EC)
SAC	Liga para Interconexão Eletrônica à base de Sn, Ag, Cu
SAC305	Liga para Interconexão Eletrônica com a composição SnAg3,0Cu0,5
Sn100C	Liga para Interconexão Eletrônica com a composição SnCu0,7Ni0,05

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Fator pré-exponencial para fluência (s^{-1})
A	(Alfa) Constante do modelo de Clech (-)
A_0	Fator pré-exponencial da lei de potência para fluência (s^{-1})
a_0	Constante do modelo de Clech (-)
A_{01}	Primeiro fator pré-exponencial da lei de dupla potência para fluência (s^{-1})
A_{02}	Segundo fator pré-exponencial da lei de dupla potência para fluência (s^{-1})
AF	Fator de Aceleração (-)
Ag	Prata
A_g	Fator pré-exponencial da lei de Garofallo para fluência (s^{-1})
b	Vetor de Burgers
b_0	Constante do modelo de Clech (-)
Bi	Bismuto
Ce	Cério
Cu	Cobre
D	Coefficiente de difusão (m^2/s)
d	Tamanho de grão
D_0	Fator pré-exponencial para difusão (m^2/s)
E	Módulo de elasticidade (Pa)
f	Frequência (Hz)
G	Módulo de cisalhamento (Pa)
In	Índio
k	Constante de Boltzmann (J/K.mol)
m	Constante do modelo de Norris-Landzberg (-)
Mo	Molibdênio
n	Expoente de tensão (-)
N	Número de ciclos (-)
n_{NL}	Constante do modelo de Norris-Landzberg (-)
n_1	Primeiro expoente de tensão da lei de dupla potência para fluência (-)
n_2	Segundo expoente de tensão da lei de dupla potência para fluência (-)

n_g	Expoente de tensão da lei de Garofallo para fluência (-)
Ni	Níquel
P	Expoente de contorno de grão (-)
Pb	Chumbo
Q_d	Energia de ativação para difusão (J/mol)
Q_f	Energia de ativação para fluência na Lei de Potência (J/mol)
Q_{f1}	Primeira energia de ativação da lei de dupla potência para fluência (J/mol)
Q_{f2}	Segunda energia de ativação da lei de dupla potência para fluência (J/mol)
Q_{fg}	Energia de ativação para a lei de Garofallo para fluência (J/mol)
Q_{NL}	Energia de Ativação do modelo de Norris-Landzberg (J/mol)
R	Constante Universal dos Gases (J/K.mol)
r^2	Coefficiente de Determinação (-)
Sb	Antimônio
Sn	Estanho
T	Temperatura (K ou °C)
T_{max}	Temperatura máxima de exposição da liga de solda (K)
ΔT	Amplitude da variação de temperatura (K)
$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação por fluência (s^{-1})
ϵ	Alongamento (-)
ϵ_{min}	Taxa de deformação por fluência mínima (s^{-1})
ϵ_p	Deformação plástica (-)
ϵ_{ss}	Taxa de deformação por fluência em estado estacionário (s^{-1})
σ	Tensão aplicada (Pa)
Ω	Constante do modelo de Clech (-)

SUMÁRIO

LISTA DE SÍMBOLOS	18
SUMÁRIO	20
1. INTRODUÇÃO.....	22
1.1. OBJETIVOS.....	24
1.1.1 Objetivo Geral	24
1.1.2 Objetivos Específicos	24
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	26
2.1. PRINCÍPIOS BÁSICOS DA INTERCONEXÃO DE COMPONENTES ELETRÔNICOS	26
2.1.1 As ligas para interconexão eletrônica	29
2.1.2 Problemas de confiabilidade nas ligas de interconexão utilizadas em placas eletrônicas	29
2.2 FLUÊNCIA EM LIGAS PARA INTERCONEXÃO DE COMPONENTES ELETRÔNICOS	34
2.2.1 Princípios básicos de fluência	34
2.2.2 Fluência em Ligas para Interconexão Eletrônica.....	38
2.3 FADIGA DE BAIXO CICLO	40
2.3.1 Falha por Ciclagem Térmica em Ligas para Interconexão Eletrônica.....	41
2.3.2 Causas para Variação Microestrutural em Ligas Livres de Chumbo	43
2.3.3 Evolução da Microestrutura de Ligas Sem Chumbo Durante a Ciclagem Térmica	44
2.4 O In EM LIGAS PARA INTERCONEXÃO ELETRÔNICA ...	46
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	49
3.1 SELEÇÃO DAS LIGAS	49

3.2	OBTENÇÃO DAS LIGAS	49
3.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	51
3.3.1	Microscopia Óptica e Microscopia Óptica com Luz Polarizada	52
3.3.2	Microscopia Eletrônica de Varredura.....	52
3.3.3	Difração de Raios X	53
3.4	ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À FLUÊNCIA.....	53
3.5	ENSAIOS DE FLUÊNCIA CÍCLICA	56
3.6	CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)	57
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	58
4.1	ANÁLISE METALGRÁFICA DAS LIGAS APÓS A FUSÃO.....	58
4.2	RESULTADOS DE FLUÊNCIA	63
4.3	RESULTADOS DE FLUÊNCIA CÍCLICA.....	78
4.4	CONSIDERAÇÕES SOBRE A RELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS	79
4.5	CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA	84
5.	CONCLUSÃO.....	89
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	91
	REFERÊNCIAS	92

1. INTRODUÇÃO

Equipamentos eletroeletrônicos são cada vez mais utilizados para realizar atividades de monitoramento e controle de operações que requerem alta confiabilidade. Sistemas de monitoramento contínuo de vida, tais como aqueles encontrados em aeronaves ou máquinas para mineração, equipamentos médicos, automóveis e equipamentos agrícolas, possuem hoje sistemas eletrônicos complexos. Sua expectativa de vida é a mesma dos equipamentos que estão monitorando ou controlando. É o caso, hipoteticamente, de um sensor ultrassônico na fuselagem de uma aeronave que é projetado para se comunicar sem fios com outros sensores. Tal sistema deve prever falhas estruturais na fuselagem da aeronave e também suportar ciclos térmicos extremos, além de impactos e vibrações. Estes equipamentos eletroeletrônicos se enquadram em uma categoria diferente da eletrônica de consumo, em que a confiabilidade e a durabilidade do sistema passam a ser os requisitos de maior importância do projeto, superando as questões de custo dos materiais.

Diversos parâmetros devem ser analisados para se obter sistemas eletroeletrônicos de alta confiabilidade. Entre eles estão o próprio ambiente de trabalho do sistema e os materiais utilizados em sua construção.

Em relação ao próprio ambiente de trabalho, vale ressaltar que sistemas eletrônicos podem ser afetados por diversos tipos de esforços, tais como mecânicos, eletromagnéticos, térmicos, químicos ou mesmo a combinação de diversos esforços. É primordial entender precisamente quais são os esforços aos quais o sistema estará exposto. Dentre os esforços sofridos se destacam os termomecânicos, por estarem presentes em todos os tipos de sistemas, que podem ser provenientes do ambiente em que o equipamento está operando e também gerados pelo próprio funcionamento do equipamento. Quando o sistema é ligado e a corrente elétrica passa pelos diversos componentes eletrônicos do sistema, o calor começa a ser gerado por efeito Joule. Os componentes trocam calor com o sistema e este encontra uma temperatura de equilíbrio acima da temperatura ambiente. Os diversos materiais presentes nos sistemas eletroeletrônicos possuem diferentes coeficientes de expansão térmica, o que gera uma tensão no sistema afetando principalmente os materiais utilizados nas interconexões dos componentes. Uma vez que a maioria dos componentes eletrônicos não possui resistência a altas temperaturas, os materiais utilizados para sua interconexão devem possuir baixas temperaturas de fusão. Por este mesmo motivo estes materiais são mais

suscetíveis à deformação por fluência, o que acaba por causar deformações plásticas, mesmo em temperaturas bastante amenas. Quando o equipamento é desligado o sistema sofre tensão no sentido contrário levando a interconexão a um processo de fadiga de baixo ciclo.

A fadiga de baixo ciclo, causada por ciclos térmicos, é a principal causa de falhas de diversos equipamentos eletroeletrônicos e este fenômeno já foi bastante estudado por diversos pesquisadores [Darveux, 1992; Roellig, 2006; Grossmann, 2009]. As ligas mais utilizadas para a interconexão eletrônica são as ligas Sn-Pb e Sn-Ag-Cu (SAC). As ligas Sn-Pb estão sendo cada vez menos utilizadas devido à toxicidade do chumbo, enquanto que as ligas Sn-Ag-Cu ganham cada vez mais mercado na eletrônica de consumo. Apesar do amplo uso das ligas SAC na eletrônica de consumo, seu uso em aplicações de alta confiabilidade ainda é bastante restrito e suas propriedades não são adequadas para determinados ambientes [Dudek, 2011]. Por este motivo, diferentes materiais já foram desenvolvidos visando a melhora da vida em fadiga de baixo ciclo de ligas para interconexão eletrônica. Entre eles estão materiais com pequenas adições de elementos de liga, materiais com reforços adicionados artificialmente, bem como ligas com diversos elementos. Neste último caso, o exemplo mais importante é a liga Innolottm, uma liga hoje comercialmente disponível, que contém seis elementos ligantes (Sn-Ag-Cu-Ni-Sb-Bi). Desta forma, não existe um consenso sobre uma liga universalmente adequada para a utilização em aplicações de alta confiabilidade, sendo que aplicações específicas têm demandas por ligas específicas e com propriedades adequadas.

A escolha do material adequado para determinada aplicação passa por um estudo das características deste material. No caso da seleção de uma liga para interconexão de componentes eletrônicos que irá operar sob fadiga térmica, autores como Darveux [1992] e Clech [2005], indicam que é necessário um amplo conhecimento do comportamento destes materiais sob fluência e sob fadiga de baixo ciclo. Além do conhecimento do comportamento dos materiais, é desejável ainda um modelo matemático contendo equações constitutivas e parâmetros dos materiais que sejam confiáveis.

Ligas à base de Sn-Ag contendo índio foram estudadas primordialmente para aplicações com temperaturas reduzidas, uma vez que ligas contendo este elemento químico em grandes quantidades, próximas de 20% em peso, [Yeh, 2003] possuem temperaturas de fusão semelhantes às das ligas Sn-Pb, ou seja, cerca de 40°C inferior à liga Sn-Ag. Estas ligas apresentaram boa resistência mecânica em temperatura

ambiente, no entanto, possuem alta energia de ativação para fluência, o que reduz sua resistência à fluência em altas temperaturas.

O índio, por outro lado, é utilizado em ligas para interconexões eletrônicas apresentando bons resultados de resistência à ciclagem térmica [Sebo, 2008] quando aplicado em baixas quantidades. Nestes casos o elemento é encontrado, inclusive, em aplicações comerciais em ligas com teores de índio entre 3 e 5% em peso. Tais ligas são utilizadas em aplicações como a aeronáutica. Seu uso, nestas aplicações, necessita de um grande grau de conhecimento das propriedades destas ligas. No entanto, até o momento, não foi realizado um estudo aprofundado da influência do índio em baixas quantidades, nas propriedades termomecânicas de ligas, para interconexão eletrônica, ou mesmo das diferenças microestruturais que as adições deste elemento podem causar, afetando desta forma, a confiabilidade de produtos eletroeletrônicos que utilizam ligas para interconexão contendo índio.

1.1. OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é determinar a influência do elemento índio nas propriedades termomecânicas de ligas à base de Sn-Ag-In, utilizadas na interconexão de componentes eletrônicos em placas de circuito impresso. Além disso, estabelecerem-se correlações entre estas propriedades e as características microestruturais das ligas com diferentes teores de índio, buscando, assim, um melhor entendimento do comportamento destes materiais ao longo de sua vida útil.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Consolidar um método para comparação de diferentes materiais de interconexão eletrônica, que envolva:
 - O estudo do comportamento mecânico dos materiais sob fluência;
 - O estudo do comportamento mecânico dos materiais sob fluência cíclica;
 - O estudo microestrutural dos materiais;
 - O estudo da influência do volume do material em seu superresfriamento

- Correlacionar o comportamento termomecânico das ligas Sn-Ag-In com suas características microestruturais;
- Realizar uma comparação entre os materiais com diversos teores de In para inferir sobre sua influência na confiabilidade das ligas Sn-Ag-In para interconexão eletrônica.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. PRINCÍPIOS BÁSICOS DA INTERCONEXÃO DE COMPONENTES ELETRÔNICOS

De acordo com o *ASM MetalsHandbook*, soldagem branda, “*soldering*” em inglês, é um processo de junção pelo qual dois substratos são unidos usando um metal de preenchimento cuja temperatura *liquidus* não exceda 450°C [Schwartz, 1993]. Hoje, a maior aplicação para a soldagem branda é a montagem de placas eletrônicas, e esta aplicação define as propriedades necessárias dos materiais utilizados como ligas de solda branda.

Apesar de esta ser a realidade atual, a utilização de soldas brandas antecede muito a eletrônica. Soldas brandas já eram utilizadas em tempos da história antiga, quando em função do alto custo eram utilizadas principalmente em joias e ornamentos, sendo que, para tais aplicações, as propriedades mais importantes das soldas eram resistência, aparência e ponto de fusão.

Quando as soldas brandas começaram a ser utilizadas para a montagem de placas eletrônicas, sua principal função passou a ser a condução de corrente elétrica para alimentar e transmitir sinal entre os diversos componentes eletrônicos. Além de transmitir corrente elétrica, ela também é responsável por promover o resfriamento dos componentes eletrônicos e, na maioria dos casos, por manter os componentes eletrônicos mecanicamente fixos na placa de circuito impresso.

A interconexão eletrônica é subdividida em hierarquias [Tummala, 2004]. São três níveis de interconexão, apresentados na Figura 2-1 - Níveis de hierarquia da interconexão eletrônica. Adaptado de [Tummala, 2004]:

Primeiro Nível – realizado diretamente no circuito integrado (CI);

Segundo Nível – realizado entre os componentes eletrônicos e a placa de circuito impresso;

Terceiro Nível – realizada entre diferentes placas eletrônicas, montando um sistema.

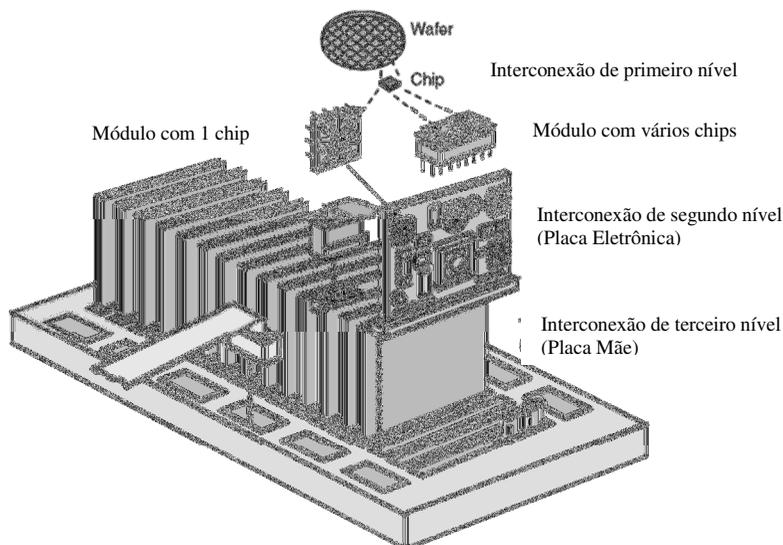


Figura 2-1– Níveis de hierarquia da interconexão eletrônica. Adaptado de [Tummala, 2004].

Ligas de solda branca são utilizadas principalmente no primeiro e no segundo nível. Para as conexões de primeiro nível são utilizadas, normalmente, ligas à base de Sn-Pb com teores de Sn menores que 20% em massa [Coombs, 2001]. Tais ligas possuem uma temperatura de fusão entre 280 °C e 300 °C e são utilizadas por apresentarem maior resistência mecânica em altas temperaturas, bem como permitirem que os componentes eletrônicos sejam conectados à placa sem que suas interconexões internas passem para o estado líquido. Isto só é possível, se as ligas utilizadas para o segundo nível de interconexão possuírem uma temperatura de fusão menor do que aquelas utilizadas no primeiro nível de interconexão. Tradicionalmente, são utilizadas ligas de Sn-Pb com composições próximas ou iguais à do ponto eutético [Coombs, 2001].

A Figura 2-2 mostra o diagrama de fases de Sn e Pb com as composições químicas tradicionalmente utilizadas nas respectivas hierarquias de montagem eletrônica.

Como o chumbo é considerado uma substância perigosa, existe um grande esforço para restringir seu uso em equipamentos eletroeletrônicos. A iniciativa mais difundida é da comunidade europeia que instituiu uma diretiva conhecida por RoHS, (*Restriction on the Use*

of Hazardous Substances) [RoHS], e restringiu o uso de chumbo e outras substâncias em equipamentos eletroeletrônicos. Esta diretiva, no entanto, excluiu o chumbo apenas de equipamentos eletroeletrônicos voltados para a eletrônica de consumo e eletrodomésticos. Outros equipamentos que necessitam de alta confiabilidade - como equipamentos da área médica, ferramentas industriais ou equipamentos de monitoramento e controle - ainda podem utilizar chumbo para realização das interconexões. Também podem ser utilizadas ligas com chumbo possuindo mais que 80% de chumbo em sua composição, nas interconexões de primeiro nível.

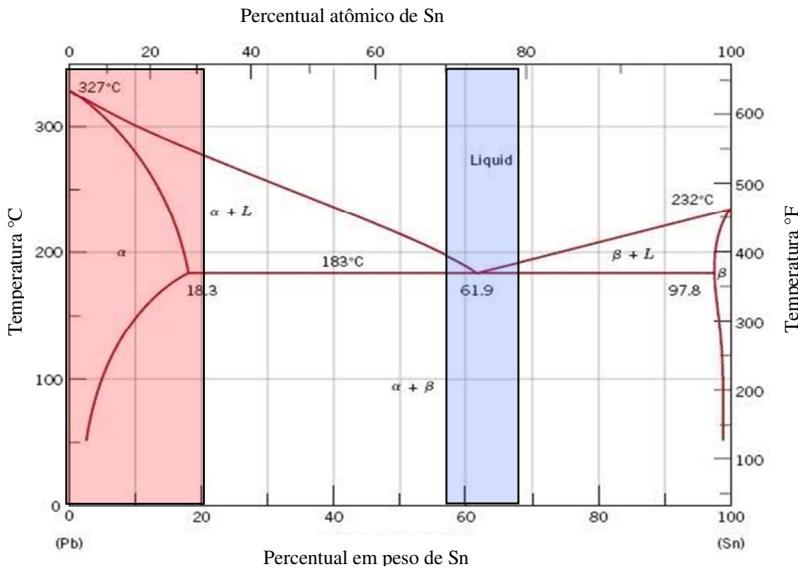


Figura 2-2 – Diagrama de fases em equilíbrio de Sn-Pb. A região em vermelho indica composições típicas para uso de interconexões de primeiro nível e a região em azul indica faixa típica de composições para uso em interconexões de segundo nível.

A diretiva RoHS atingiu principalmente as empresas de eletrônica de consumo e eletrodomésticos que utilizavam ligas à base de Sn-Pb para a montagem de suas placas eletrônicas. Um grande esforço das empresas foi feito para desenvolver ligas sem chumbo para utilização na interconexão de placas eletrônicas. Variadas ligas e patentes foram desenvolvidas [Suganuma, 2004] visando atender principalmente a estas

empresas. Estas ligas apresentam principalmente baixo custo e boa processabilidade, ou seja, baixo ponto de fusão e boa molhabilidade em superfícies de cobre.

No entanto, novas aplicações de equipamentos eletrônicos em ambientes extremamente hostis têm encontrado dificuldades tanto na utilização de ligas com chumbo, quanto sem chumbo. Aplicações que envolvam altas temperaturas ou grandes variações de temperatura têm a tendência de apresentar falhas prematuras [Dudek, 2011]. Em casos como a aeronáutica, aplicações militares, automobilísticas, mineração, entre outras, estas falhas podem ter consequências catastróficas, portanto, novos materiais, com propriedades específicas, têm sido desenvolvidos para atender a estas novas demandas. A seção seguinte irá tratar do status atual das ligas para interconexão eletrônica e suas formulações.

2.1.1 As ligas para interconexão eletrônica

Há alguns anos, o processo de montagem de placas eletrônicas era realizado apenas utilizando-se ligas à base de Sn-Pb. Tais ligas apresentavam pouca variação de composição química, com leves variações do teor de Pb em torno da composição eutética e a pequena adição de outros elementos de liga como Ag, Cu ou Bi para melhoria, principalmente, das propriedades mecânicas da liga [Suganuma, 2004]. Hoje, no entanto, não existe uma liga padrão para o processo de montagem de placas eletrônicas.

As ligas com chumbo ainda são bastante utilizadas, principalmente em países sem restrições a esta substância, como o Brasil, e onde alta confiabilidade é exigida. As ligas sem chumbo para aplicação em eletrônica de consumo são várias. Destacam-se as ligas à base de Sn-Ag-Cu e Sn-Cu(Ni), sendo SAC305 (Sn96,5-Ag3-Cu0,5) e Sn100C (Sn99,45-Cu0,5-Ni0,05), as duas ligas mais comuns para montagem eletrônica sem chumbo. Entre as diversas variações de ligas SAC, atualmente estão sendo oferecidas ligas com baixo teor de prata visando à redução de custos [Trödler, 2008].

2.1.2 Problemas de confiabilidade nas ligas de interconexão utilizadas em placas eletrônicas

A avaliação da confiabilidade em placas eletrônicas envolve vários aspectos, tanto construtivos quanto de utilização. Estes aspectos irão gerar esforços na placa, entre as principais fontes de esforços que

podem gerar falhas estão aspectos ambientais, térmicos, químicos, mecânicos entre outros. A Figura 2-3 apresenta as principais origens de esforços que podem levar à falha em placas eletrônicas em função do espectro de componentes que podem ser atingidos.

A interconexão de segundo nível, como se pode observar, sofre influência de diversos esforços, eletroquímicos, químicos, mecânicos, termoquímicos e termomecânicos. Os materiais utilizados neste tipo de interconexão, uma vez que possuem baixo ponto de fusão, são bastante susceptíveis a esforços termomecânicos. A Figura 2-4 mostra um gráfico comparativo da temperatura homóloga, ou seja, a razão entre a temperatura de trabalho e a temperatura de fusão, de vários metais. Pode-se observar que as ligas de solda estão entre os materiais com maiores temperaturas homólogas típicas. Em casos extremos, uma liga Sn-Pb operando em temperaturas de 125°C (398 K) está a quase 90% de sua temperatura de fusão, que é de 183°C (456 K), considerando-se temperaturas absolutas. Mesmo à temperatura ambiente, estas ligas já estão atuando em temperaturas homólogas de 0,65, o que faz com que já sofram fluência quando expostas a esforços mecânicos.

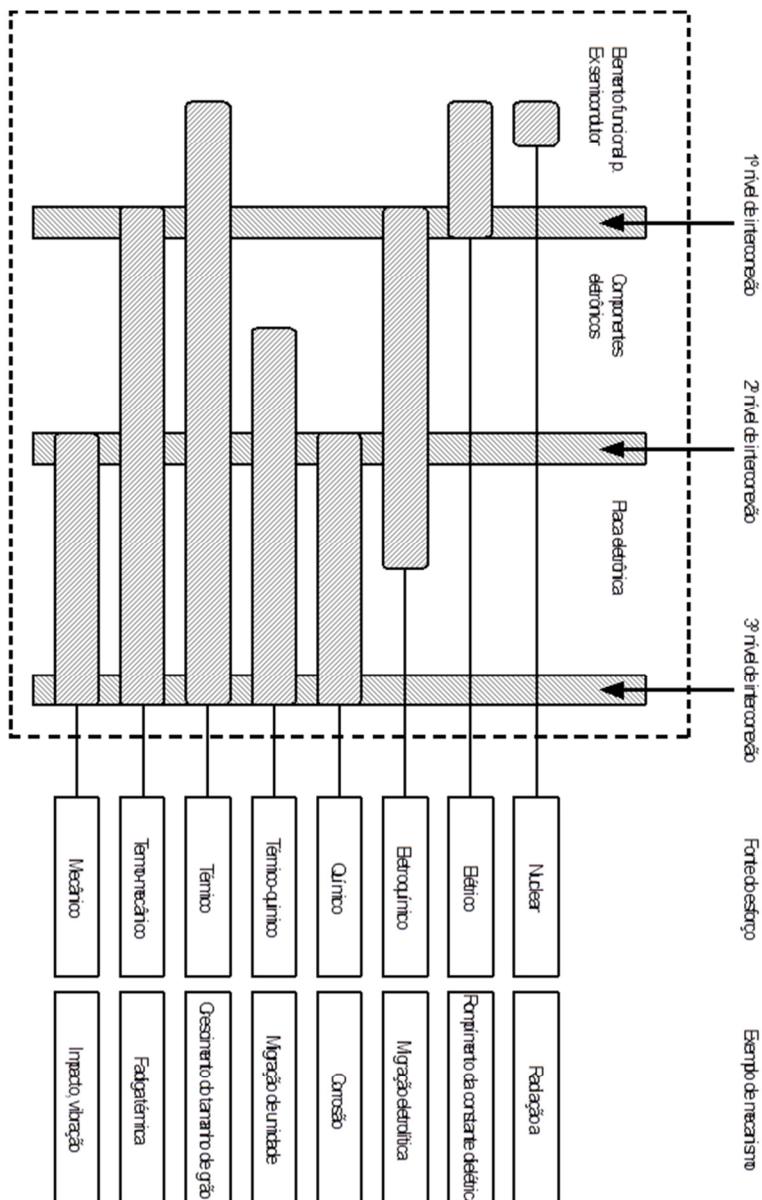


Figura 2-3 – Exemplos das regiões da placa eletrônica que são afetadas pelos diferentes esforços a que ela está presente. Adaptado de [Wiese, 2008]

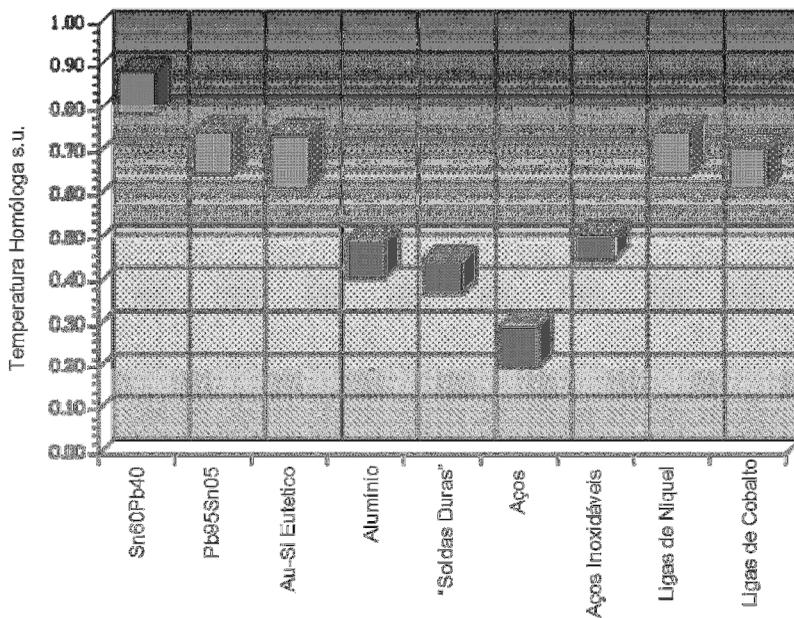


Figura 2-4 – Gráfico comparativo das temperaturas homólogas de diversos metais. Temperatura homóloga = temperatura de trabalho/temperatura de fusão. Adaptado de [Grossmann, 2009].

Os esforços mecânicos que uma junta em uma placa eletrônica sofre podem advir de diferentes fontes, por exemplo, no caso de um telefone celular que cai no chão, o esforço advém de um impacto. Equipamentos eletrônicos em automóveis sofrem bastante vibração, então, os esforços que um equipamento eletrônico irá sofrer variam conforme a aplicação. No entanto, esforços termomecânicos são inerentes a todos os equipamentos eletrônicos, já que eles são gerados pela própria utilização do equipamento. Durante seu funcionamento os componentes eletrônicos conduzem correntes elétricas e, por efeito Joule, geram calor. Este calor pode ser retirado por meio de resfriamento externo, ainda assim, os componentes eletrônicos esquentam. Ao esquentar eles dilatam e, como normalmente os componentes eletrônicos e o substrato ao qual estão conectados são de materiais diferentes, a junta de solda sofre uma tensão. A Figura 2-5 explica a origem dos esforços na junta de solda oriundos da variação de temperatura.

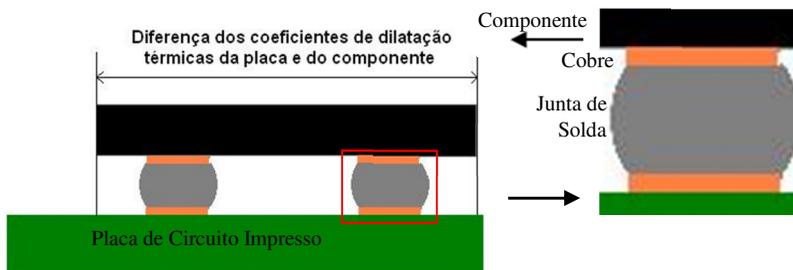


Figura 2-5 – Geração de esforços termomecânicos em juntas de solda devido ao aquecimento causado pela operação dos componentes eletrônicos.

Os projetistas de componentes eletrônicos se preocupam em desenhar componentes que sofram tensões baixas durante o seu uso normal. Desta forma, a tensão gerada apenas pela ciclagem térmica, proveniente do ligar e desligar o componente eletrônico, não ultrapassa sua tensão de escoamento [Clech, 2005]. Dependendo da tensão aplicada, bem como da temperatura a qual o material é submetido, este irá se deformar através de um mecanismo diferente. Estes mecanismos já foram mapeados para vários materiais, e a forma mais comum de se identificar qual o mecanismo de deformação para determinada temperatura e tensão aplicadas, é por meio de mapas de mecanismos de deformação [Wiese, 2008]. A Figura 2-6 apresenta um mapa de deformação típico de metais puros. Outra forma de se apresentar os diferentes mecanismos a que um material está submetido, é através de um gráfico apresentando a taxa de deformação em função da tensão normalizada [Kassner, 2004].

Já que as ligas para interconexão eletrônicas são bastante susceptíveis à deformação plástica por fluência, elas tendem a se deformar até atingirem um equilíbrio. Quando o equipamento eletrônico é desligado ocorre, então, um novo desajuste mecânico e a interconexão sofre novamente deformação por fluência, desta vez no sentido contrário, gerando um ciclo termomecânico toda vez que o aparelho eletrônico é ligado e desligado.

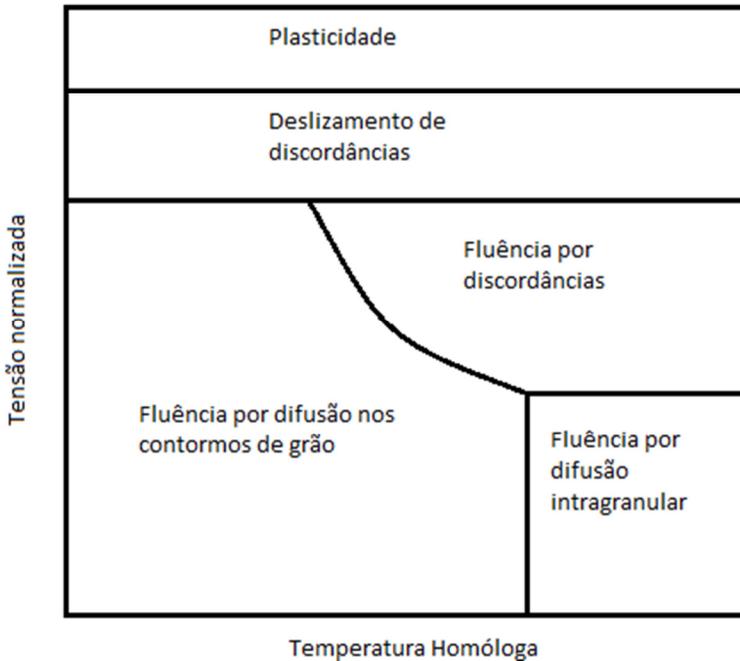


Figura 2-6 – Mapa de mecanismos de deformação típico de metais puros. Adaptado de [Wiese, 2008].

2.2 FLUÊNCIA EM LIGAS PARA INTERCONEXÃO DE COMPONENTES ELETRÔNICOS

2.2.1 Princípios básicos de fluência

Fluência está normalmente associada à plasticidade dependente do tempo sob uma tensão fixa em temperaturas elevadas, normalmente temperaturas maiores que 50% da temperatura de fusão do material [Kassner, 2004]. Ensaios de fluência são usualmente realizados aplicando-se uma tensão fixa e medindo-se a deformação do material em função do tempo. A Figura 2-7 mostra um exemplo de curva de fluência para um metal. São normalmente identificadas três fases. A fase primária é uma região em que a taxa de deformação sob fluência é reduzida com o tempo. A fase secundária é tratada como sendo uma região onde o material se deforma com uma taxa de deformação por fluência constante, esta taxa de deformação é comumente chamada de

taxa de fluência em regime estacionário. Durante a fase terciária ocorre o aumento da taxa de deformação.

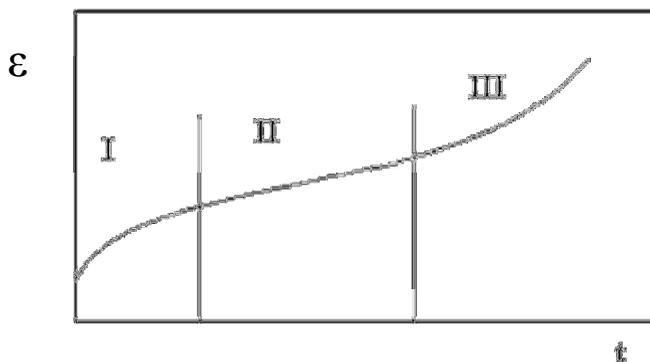


Figura 2-7 – Gráfico típico de fluência sob tensão constante em metais mostrando as três fases da fluência. O eixo das abscissas apresenta o tempo e o das ordenadas o alongamento.

Para descrever o comportamento dos materiais durante a fase primária normalmente são utilizadas equações constitutivas envolvendo endurecimento por alongação. Já a fase secundária, que é tratada como uma faixa de deformação constante, é considerada como sendo uma função da temperatura e da tensão aplicadas sobre o material, utilizando-se uma lei de potência. Finalmente, a fase terciária é descrita utilizando-se tensores anisotrópicos de falhas, normalmente vazios e trincas [Betten, 2005]. Do ponto de vista do fenômeno, as três fases também podem ser consideradas independentemente.

Existe um grande número de trabalhos que procuram descrever o fenômeno de fluência durante a fase primária com base em aspectos como rede de subgrãos, densidade de discordâncias, distância média de discordâncias nas paredes dos subgrãos e densidade de discordâncias, tanto nos contornos de subgrão quanto nas chamadas discordâncias “livres” [Ferreira, 1983; Huang, 1997; Langdon, 1980; Evans, 1985]. Estes trabalhos estudaram metais puros ou em ligas que possuem o mesmo comportamento de metais puros. Estes experimentos mostram que durante a fase primária ocorre uma variação destas características microestruturais relacionada à alongação, e que, após determinado tempo, elas tendem a atingir um equilíbrio, o que leva à redução da taxa

de variação da velocidade de deformação, indicando a transição para a fase secundária.

Durante a fase secundária, o fenômeno de fluência normalmente é tratado de acordo com o mecanismo de controle da taxa de deformação. A Tabela 2-1 mostra algumas características destes mecanismos em função de seus respectivos expoentes de tensão (n) e expoentes de contornos de grão (p).

Tabela 2-1– Mecanismos de deformação de metais puros em altas temperaturas. Adaptado de [Wiese, 2008]

Mecanismo		p	n	Deformação do Grão	Efeito no contorno de grão	Fonte
Mecanismos de intragranulares de movimentação de discordâncias	Escalamento de discordâncias	0	4,5	Sim	Não	[Weertman, 1957]
	Deslizamento e escalamento de discordâncias	0	3	Sim	Não	[Weertman, 1957]
	Fluência Harper-Dorn	0	1	sim	Não	[Harper, 1957]
Mecanismos de deslizamento de contornos de grão	Deslizamento de contornos de grão por fluência	1	3	Não	Sim	[Langdon, 1980]
	Deslizamento de contornos de grão por superplasticidade	2	2	Não	Sim	[Langdon, 1994]
Fluência por difusão	Fluência Nabarro-Heering	2	1	Sim	Sim	[Nabarro 1948 Herring, 1950]
	Fluência Coble	3	1	Sim	Sim	[Coble, 1973]

As taxas de fluência são normalmente associadas a diversas características microestruturais bem como características externas associadas à situação em questão, estas características podem ser

colocadas na forma de uma equação [Wiese, 2008], onde $\dot{\epsilon}_{ss}$ é a taxa de deformação associada ao mecanismo, A é um fator pré-exponencial sem dimensão, D é o coeficiente de difusão, expresso pela equação 2.1:

$$D=D_0.\exp(-Q_d/RT) \quad \text{eq.2.1}$$

onde T é a temperatura, Q é a energia de ativação para difusão, D_0 é um coeficiente inicial para difusão e R é a constante universal dos gases.

G é o módulo de cisalhamento, k é a constante de Boltzmann, b é o vetor de Burgers, d é o tamanho de grão e σ é a tensão aplicada.

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = \frac{A \cdot D \cdot G \cdot b}{k \cdot T} \cdot \left(\frac{b}{d}\right)^p \cdot \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \quad \text{eq. 2.2}$$

Normalmente, para avaliação da taxa de fluência em um material, as variáveis relacionadas à microestrutura e propriedades intrínsecas deste material são agrupadas, levando a uma lei de potência com compensação de temperatura. Esta igualdade é válida para um grande número de metais em uma larga faixa de temperaturas e tensões [Kassner, 2004].

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = A_0 \left(\frac{\sigma}{B}\right)^{nf} e^{-\left(\frac{Q_f}{RT}\right)} \quad \text{eq. 2.3}$$

Neste caso A_0 é um fator pré-exponencial que engloba características microestruturais do material, E é o módulo de elasticidade, porém pode ser substituído pelo módulo de cisalhamento, e Q_f é a energia de ativação para fluência. Esta equação é válida para um mecanismo de deformação; para a análise de mecanismos de deformação combinados, pode-se utilizar uma lei de potência dupla:

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = A_{01} \left(\frac{\sigma}{E}\right)^{n1} e^{-\left(\frac{Q_{f1}}{RT}\right)} + A_{02} \left(\frac{\sigma}{E}\right)^{n2} e^{-\left(\frac{Q_{f2}}{RT}\right)} \quad \text{eq. 2.4}$$

onde A_0 , Q_f e n representam dois mecanismos diferentes ou utilizar a lei de Garofalo:

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = A_g \cdot \sinh\left(\frac{\sigma}{B}\right)^{ng} e^{-\left(\frac{Q_{fg}}{RT}\right)} \quad \text{eq. 2.5}$$

esta última descreve o comportamento de materiais sob fluência quando a lei de potência sofre uma transição. É importante frisar que as constantes e expoentes não têm o mesmo valor, nem o mesmo significado físico para cada uma destas equações.

Partículas de segunda fase tendem a aumentar a resistência à deformação em altas temperaturas, da mesma forma que em baixas

temperaturas. As partículas de segunda fase constituem barreiras à movimentação de discordâncias e para que as discordâncias atravessassem a partícula e continuem sua movimentação, é necessária a adição de energia, ou seja, o aumento da tensão. Existem dois principais mecanismos que permitem a continuidade da movimentação das discordâncias em baixas temperaturas, o mecanismo de Orowan e Friedel, que normalmente estão associados, respectivamente, às partículas incoerentes e coerentes. Em altas temperaturas, um terceiro mecanismo é possibilitado através da escalagem de discordâncias do tipo hélice [Kassner, 2004].

Em ligas com partículas de segunda fase são observados, normalmente, expoentes de tensão bem mais elevados do que em metais puros, sendo estes expoentes bastante superiores a 5 [Kassner, 2004], o que indica um maior efeito da tensão aplicada na taxa de deformação por fluência.

2.2.2 Fluência em Ligas para Interconexão Eletrônica

Uma vez que as ligas utilizadas na montagem de placas eletrônicas são bastante susceptíveis à fluência, este é um item muito importante na determinação da confiabilidade de placas eletrônicas. Vários trabalhos investigaram o comportamento em fluência de ligas de solda. Inicialmente, os trabalhos estavam focados no estudo das ligas Sn-Pb, vários trabalhos foram publicados apresentando equações constitutivas, bem como constantes e expoentes para diversas faixas de temperatura e tensão [Kashiapy, 1981; Darveux, 1992; Busso, 1992; Shi, 2003].

Em relação às ligas sem chumbo, as que possuem maior número de trabalhos investigando as propriedades de fluência são as ligas à base de SnAg e Sn-Ag-Cu. Novamente, vários trabalhos procuraram investigar as propriedades de fluência destas ligas, pesquisando várias equações constitutivas, bem como constantes e expoentes [Clech, 2007]. A Figura 2-8 mostra o resultado de várias investigações de fluência realizadas por diferentes autores.

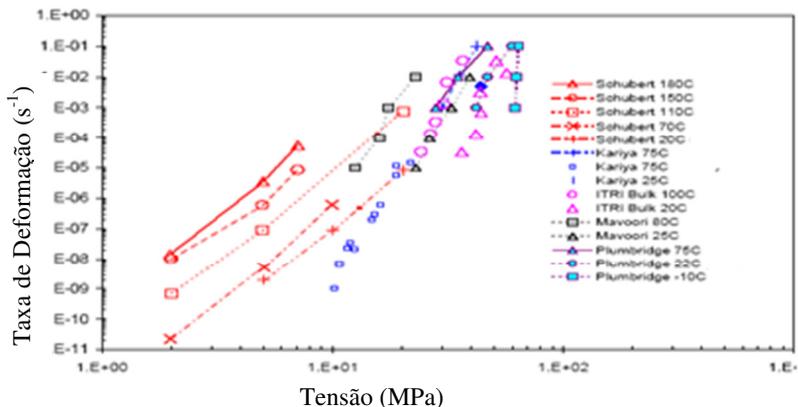


Figura 2-8 – Resultados de testes de fluência de vários autores que investigaram ligas à base de Sn-3,5Ag com corpos de prova de tensão. Fonte [Clech, 2007]

Materiais específicos com altas resistências à fluência foram desenvolvidos com pequenas adições de elementos de liga que formam compostos intermetálicos com Sn, tais como: Mo [Mohankumar, 2004], Ce [Lau, 2007]. Ligas nanocompósitas foram desenvolvidas adicionando-se materiais insolúveis na solda líquida, também visando à melhoria na resistência à fluência [Shi, 2008].

As leis de potência, bem como de Garofallo, têm sido bastante utilizadas para descrever o comportamento das ligas para interconexão eletrônica, visto que representam bem matematicamente estes materiais. No entanto, ambas possuem suas limitações: principalmente no caso das ligas à base de SnAg, ocorre uma transição do mecanismo de controle de taxa de deformação de altas tensões para baixas tensões. Tal alteração neste mecanismo tem sido atribuída à mudança do mecanismo controlador da taxa de deformação passando de escalamento de discordâncias para o deslizamento de contornos de grão. Esta mudança no mecanismo não permite a utilização da lei de potência simples, mas sim da lei de dupla potência, que não é comum em softwares de elementos finitos. Já a lei de Garofallo, que é bastante presente nestes softwares, possui uma limitação já que os valores de suas constantes não representam as características físicas dos materiais.

Estas equações descrevem o comportamento dos materiais apenas na segunda fase da fluência. Para a descrição completa do comportamento de ligas de interconexão eletrônica, Clech [2005] desenvolveu uma equação constitutiva. O modelo de Clech consiste em uma extensão do modelo Omega de Prager [2000] para a fase primária

de fluência, chegando a uma equação constitutiva que descreve a curva completa de fluência dos materiais:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{\min} (a_0 \cdot \epsilon^A + b_0 \cdot \epsilon^\Omega) \quad \text{Eq. 2.6}$$

neste caso $\dot{\epsilon}_{\min}$ é a menor taxa de deformação do material para determinada tensão e temperatura e pode ser determinado utilizando-se as equações 2.3 ou 2.4. a_0 , b_0 , A e Ω são constantes que dependem do material, da tensão e temperaturas aplicadas. Apesar de permitir um bom ajuste às curvas de fluência das ligas em questão, a determinação das constantes somente é possível através de um grande número de testes de longa duração, o que torna as investigações que utilizam este método, bastante morosas [Metasch, 2009].

Apesar do principal mecanismo de deformação associado à ligas de solda durante a ciclagem térmica ser a fluência, as juntas de solda não sofrem deformação por fluência unidirecional até falhar, na verdade, os componentes eletrônicos são projetados para sofrer deformações localizadas na junta de solda de até no máximo 2%, deformação esta insuficiente para causar uma falha apenas por fluência. Neste caso, é mais importante determinar a quantidade de deformação por ciclo do que a vida sob fluência. Dada a complexidade geométrica das juntas de solda, a determinação da quantidade de deformação associada é feita através do uso de métodos numéricos com elementos finitos. Para tal, utilizam-se as equações acima descritas. A vida da junta de solda é realmente determinada somente após uma análise de sua vida sob sucessivos ciclos de deformação plástica.

2.3 FADIGA DE BAIXO CICLO

Como citado na seção anterior, as interconexões de componentes eletrônicos sofrem fadiga causada pelo aquecimento e resfriamento gerados pelo ligar e desligar dos equipamentos. Uma vez que estes ciclos são lentos e os materiais utilizados nas interconexões são susceptíveis à deformação por fluência, esses sofrem deformação plástica durante os ciclos térmicos, mesmo que as tensões aplicadas não excedam a tensão de escoamento, o que caracteriza uma fadiga de baixo ciclo.

de solda foram Norris e Landzberg [1969]. O modelo propõe uma adaptação da lei de Coffin-Manson assumindo que a amplitude da variação de temperatura (ΔT) é proporcional à amplitude de deformação plástica. Eles também introduziram duas outras variáveis, uma relação da frequência dos ciclos (f), bem como da temperatura máxima de exposição da liga de solda (T_{max}). A equação 2.6 apresenta este modelo:

$$AF = \frac{N_{campo}}{N_{teste}} = \left(\frac{f_{campo}}{f_{teste}} \right)^{-m} \left(\frac{\Delta T_{campo}}{\Delta T_{teste}} \right)^{-n_{NL}} \left(e^{\frac{Q_{NL}}{k} \left(\frac{1}{T_{max\ campo}} - \frac{1}{T_{max\ teste}} \right)} \right) \quad \text{eq.2.7}$$

onde, AF é o fator de aceleração, N o número de ciclos até a falha, Q_{NL} a temperatura de ativação, k a constante de Boltzmann, m e n são constantes do material.

Posteriormente, Engelmeier [1984] criou um modelo de previsão de vida mais detalhado, já levando em conta as diversas geometrias dos componentes, de maneira a melhorar a correlação entre a variação de temperatura e a amplitude de deformação. Este modelo foi transcrito para uma norma IPC [IPC-9701, 2002] e é até hoje o modelo mais utilizado para previsão de vida em junções eletrônicas.

Apesar de amplamente utilizado o modelo de Engelmeier apresenta grandes diferenças entre os valores estimados e aqueles observados em campo [Dudek, 2011]. Tal fato é amplificado quando este modelo é utilizado para realizar previsões em placas eletrônicas que utilizam tecnologia sem chumbo.

Esta variação vem de diferenças entre as ligas com e sem chumbo. A primeira diferença é microestrutural. As ligas com chumbo apresentam uma microestrutura tipicamente eutética, composta por duas fases distintas, uma rica em chumbo e outra rica em estanho. Já as ligas sem chumbo possuem uma estrutura relativamente complexa, composta por dendritas de β -Sn, bem como vários compostos intermetálicos, tanto agrupados em um microconstituente eutético, quanto dispersos na matriz de Sn [Wiese, 2004].

A falha do modelo de Engelmeier em prever a vida de interconexões eletrônicas que utilizam ligas sem chumbo, também é atribuída à grande variação microestrutural encontrada nas ligas sem chumbo. Junções formadas pelas ligas SnPb apresentam microestrutura

bastante semelhantes, enquanto às formadas por ligas SnAg ou SnAgCu apresentam grandes variações microestruturais, mesmo em conexões realizadas na mesma placa.

2.3.2 Causas para Variação Microestrutural em Ligas Livres de Chumbo

Grandes variações microestruturais vêm sendo reportadas na literatura, envolvendo ligas à base de SnAgCu para uso em interconexões eletrônicas [Mueller, 2007; Arfaei, 2011]. Pequenas variações na composição química, bem como variações na taxa de resfriamento e/ou no tamanho da interconexão, podem causar uma mudança drástica da microestrutura. A Figura 2-10 apresenta micrografias realizadas em interconexões de componentes do tipo BGA e *Flip-Chip*; a principal diferença entre estes dois componentes é o tamanho da interconexão.

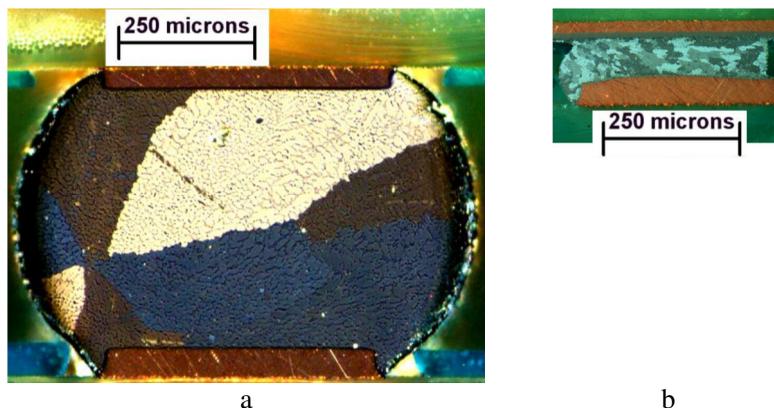


Figura 2-10 – a) Micrografia de uma interconexão eletrônica feita com a liga SAC 305 de um componente do tipo BGA apresentando microestrutura do tipo “bola de praia”. b) Micrografia de uma interconexão eletrônica feita com a liga SAC 305 de um componente do tipo *flip-chip* apresentando microestrutura do tipo maclas entrelaçadas. [Arfaei, 2011]

A solidificação deste tipo de liga inicia-se através da formação de dendritas de β -Sn; sob condições normais estas dendritas crescem preferencialmente em uma direção, a direção cristalográfica [101], formando, desta forma, uma estrutura do tipo “bola de praia” com maclas dividindo as diferentes regiões. No caso de um resfriamento

muito rápido e/ou uma amostra de tamanho muito reduzido, ocorre uma variação no mecanismo de nucleação, e estas maclas se entrelaçam, causando um refino da microestrutura.

Vários autores investigaram este fenômeno, sendo que todos concordam que composição química, taxa de resfriamento e tamanho da amostra influenciam na formação das diferentes microestruturas. O divisor de águas quanto à formação de uma ou de outra microestrutura parece estar no grau de superresfriamento. Arfei [2011] sugere que para as ligas do tipo SAC 305, uma solidificação em temperaturas abaixo de 190°C já começa a apresentar uma microestrutura de maclas entrelaçadas.

Existem ainda divergências sobre as vantagens de uma microestrutura sobre outra, no entanto, está claro que a existência de ambas as microestruturas em uma placa eletrônica pode ser a causa de várias das previsões de vida erradas utilizando-se os modelos atuais. Isto ocorre por dois motivos: primeiro, as propriedades iniciais da placa, como resistência à fluência, são diferentes nos dois casos; segundo, diferente das ligas SnPb, onde a microestrutura não sofre muitas alterações durante a vida em trabalho da solda, as ligas sem chumbo sofrem grandes variações microestruturais.

2.3.3 Evolução da Microestrutura de Ligas Sem Chumbo Durante a Ciclagem Térmica

Conforme discutido anteriormente, a microestrutura da maioria das ligas sem chumbo utilizadas na interconexão de componentes eletrônicos é composta por dendritas de β -Sn, bem como vários compostos intermetálicos, tanto agrupados em um microconstituente eutético, quanto dispersos na matriz de Sn. A primeira alteração microestrutural observada nestes materiais durante sua ciclagem térmica, é o engrossamento da microestrutura, onde os grãos crescem e os compostos intermetálicos coalescem. Este fenômeno é acompanhado do amolecimento da liga [Borgesen, 2011]. Posteriormente, inicia-se um processo de recristalização. Após a recristalização iniciam-se defeitos microscópicos nesta área, passando-se então para o processo de crescimento de trincas. A Figura 2-11 apresenta imagens destas etapas.

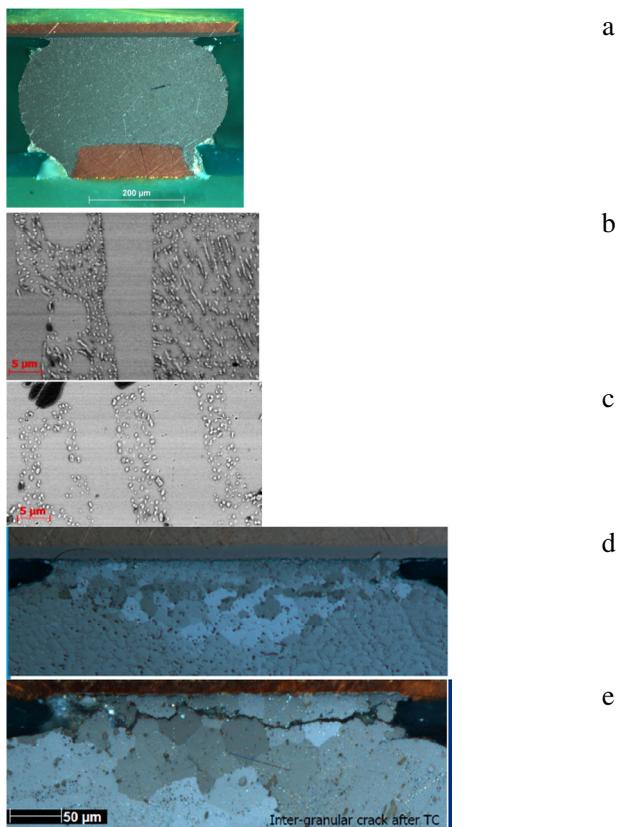


Figura 2-11 – Etapas da evolução típica da falha em interconexões eletrônicas utilizando ligas sem chumbo a) Interconexão, visão macroscópica; b) Interconexão visão microscópica; c) Coalescimento dos compostos intermetálicos; d) Recristalização da área que sofre maior deformação; e) Formação e crescimento de trincas na área recristalizada. Fonte: [Borgeses, 2011].

A maioria das medições de vida de interconexões em ciclagem térmica é realizada diretamente em placas eletrônicas. No entanto, este tipo de teste apresenta dificuldade no seu acompanhamento, bem como na identificação de parâmetros críticos. Por este motivo, faz-se bastante o uso de ensaios de fadiga isotérmica, buscando correlacionar os dois resultados. Zubelewicz e Rao [1996] desenvolveram um método para transferir os resultados de fadiga isotérmica para ciclagem térmica para ligas SnPb. Estudos têm sido realizados para que se possa fazer o mesmo com ligas sem chumbo. Sabe-se até o momento que os ensaios

de fadiga isotérmica também iniciam seu processo de dano com o engrossamento da microestrutura, no entanto, observam-se diferenças no processo de recristalização. Este, que é muito aparente na ciclagem térmica, ocorre apenas na região em que a trinca se encontra. A Figura 2-12 apresenta esta diferença.

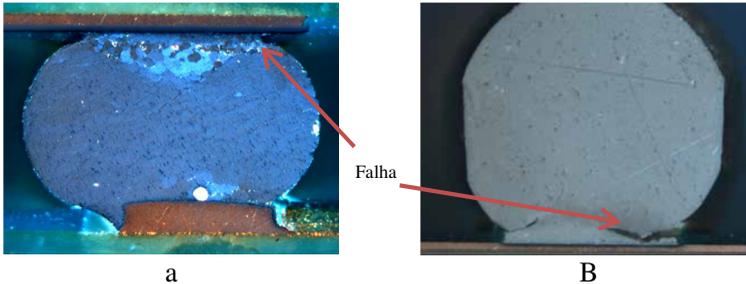


Figura 2-12 – Micrografias de falhas em interconexões eletrônicas a) Fadiga termomecânica; b) Fadiga isotérmica [Quasimed, 2011].

As diversas alterações microestruturais encontradas nas ligas sem chumbo durante a ciclagem térmica, alteram significativamente suas propriedades.

2.4 O In EM LIGAS PARA INTERCONEXÃO ELETRÔNICA

A Figura 2-13 apresenta um diagrama de fases em equilíbrio de estanho e índio. Ligas com percentuais de massa próximas a 50% de In são utilizadas em aplicações especiais onde baixíssimas temperaturas de fusão são necessárias, ou em aplicações que necessitem de alta ductilidade. Estas ligas apresentam um fenômeno de superplasticidade [Mei, 1992]. Combinadas ainda com Bi ou Pb estas ligas possuem um ponto de fusão ainda mais baixo. Interconexões com In puro foram desenvolvidas inclusive para aplicações em temperatura ambiente [Subramanian, 2004].

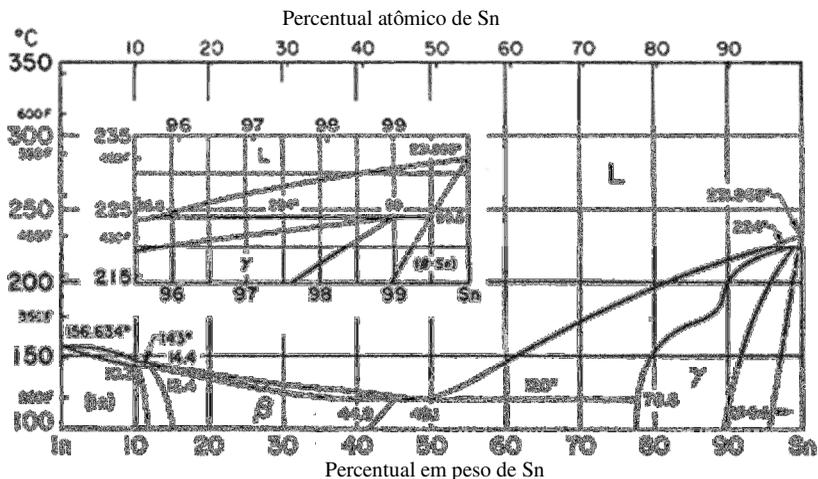


Figura 2-13 – Diagrama de fases em equilíbrio de Sn e In. Fonte [Infomet, 2010]

Já ligas com menor teor de In, em torno de 20% em peso, foram bastante discutidas quando ocorreu a proibição do chumbo pela diretiva RoHS, uma vez que estas ligas possuíam temperatura de fusão semelhante a das ligas Sn-Pb; outros elementos de liga como Ag ou Cu foram sendo adicionados para promoverem melhora das propriedades mecânicas. Yeh [2003] investigou as propriedades termomecânicas de ligas Sn-In-Ag contendo teores de In acima de 10% em peso. Nestes casos observa-se que estas ligas possuem uma energia para ativação da fluência bastante superior a das ligas Sn-Ag. Isto é atribuído às temperaturas homólogas maiores no caso da utilização do In como elemento de liga. Tal observação também foi feita por Negm *et al* [2010].

O alto custo do In, no entanto, é proibitivo para sua utilização em equipamentos de eletrônica de consumo. Sua aplicação em ligas para soldagem branda de componentes eletrônicos em escala industrial, hoje, é restrita à aplicações de alta confiabilidade, como aeronáutica, e em teores abaixo de 10% onde sua influência no ponto de fusão da liga não é tão alta. Sebo [2008] investigou a resistência ao cisalhamento de ligas Sn-Ag-Cu-In com teores de In abaixo de 10%. Seus resultados mostram que após 500 ciclos térmicos, ligas com In possuem uma maior resistência ao cisalhamento que ligas sem In. Kanlayarisi *et al* [2009], reportou aumento da molhabilidade das ligas contendo índio, bem como

aumento da dureza e tensão de escoamento com o aumento do teores de índio em ligas SnAgCuIn com teores entre 0 e 3%.

O efeito do índio como elemento de liga em materiais para interconexão eletrônica também têm sido estudado em outras características importantes de materiais para interconexão eletrônica como: corrosão [Rosalbino, 2008], reação com metais de base [Sharif, 2005 e 2006], soldabilidade [Zhang, 2010] e propriedades elásticas [El-Daly, 2011].

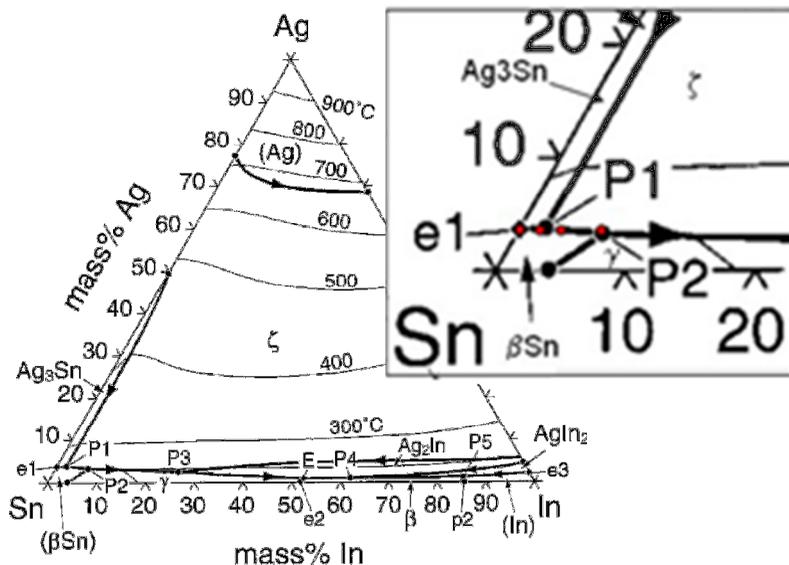
3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 SELEÇÃO DAS LIGAS

Conforme apresentado na seção 2.1.1, as ligas à base de SnAg estão entre as mais estudadas para interconexão eletrônica sem chumbo e, o grande número de estudos feitos com este tipo de liga, levou à decisão sobre o uso da liga SnAg_{3,5} como liga base para este estudo. Optou-se por estudar neste trabalho, composições que possuam teores de índio que não reduzam drasticamente o ponto de fusão das ligas, visto que já foi retratado na literatura que nestes casos a resistência à fluência é reduzida. Desta forma, foram selecionadas composições químicas com teores abaixo de 10% em peso de índio. A Figura 3-1 mostra o diagrama de fases ternário Sn-Ag-In. Nela pode-se observar duas reações peritéticas de grande interesse neste estudo. As composições foram selecionadas de maneira que estas reações ocorram nas ligas. Os pontos em vermelho, no detalhe, indicam as composições químicas estudadas, SnAg_{3,5}InX (X = 0, 2, 4 e 8). Na mesma figura podem-se observar as fases encontradas com a combinação destes três elementos e as transformações que ocorrem neste diagrama.

3.2 OBTENÇÃO DAS LIGAS

Todos os experimentos realizados neste trabalho foram feitos utilizando ligas produzidas por fusão. A síntese das ligas foi realizada pela empresa alemã Heraeus Holding. Os materiais foram sintetizados com a composição química apresentada na Tabela 3-1 e fundidos em lingotes, sem controle de resfriamento. Os materiais em lingotes foram então cortados em pequenas partes de aproximadamente 5mm de espessura para facilitar o uso nos moldes de produção de amostras de fluência e fadiga.



Tipo	Reação	Temperatura (°C)	Composição Química da Fase Líquida	
			In	Ag
P1	$L + Ag_3Sn \rightleftharpoons (\beta Sn) + \zeta$	227	1.9	3.9
P2	$L + (\beta Sn) \rightleftharpoons \gamma + \zeta$	209	6.8	3.3
P3	$L + \zeta \rightleftharpoons \gamma + Ag_2In$	180	25.5	2.5
P4	$L + Ag_2In \rightleftharpoons \beta + AgIn_2$	119	61.1	1.0
P5	$L + (In) \rightleftharpoons \beta + AgIn_2$	135	84.6	1.4
E	$L \rightleftharpoons \beta + \gamma + Ag_2In$	114	52.2	0.9

$\alpha(Ag)$	0–21 at.% In
	0–12 at.% Sn
$\beta(Ag_4In)^3$	25–30 at.% In
$\zeta(Ag_3In)$	25–46 at.% In
$\alpha'(Ag_3In)^3$	25 at.% In
$\gamma(Ag_9In_4)$	31–33.5 at.% In
$\varphi(AgIn_2)^3$	66.7 at.% In
$(In)^3$	0–11 at.% Sn
$\beta(In_3Sn)^3$	12–44 at.% Sn
$\gamma(InSn_4)^3$	72–95 at.% Sn
$(\beta Sn)^3$	96.7–100 at.% Sn
$(\alpha Sn)^3$	100 at.% Sn
$\varepsilon(Ag_3Sn)$	24–25 at.% Sn
$\zeta(Ag_4Sn)$	~13–21.5 at.% Sn

Figura 3-1– Diagrama de fases Sn-Ag-In juntamente com as fases estáveis possíveis entre estes três elementos, bem como as transformações invariantes observadas neste diagrama. Fonte [Ohnuma, 2000; Vassilev, 2005].

Tabela 3-1 – Composição química das ligas investigadas neste trabalho.

Liga	Sn (% em peso)	Ag (% em peso)	In (% em peso)
1	96,5	3,5	0
2	94,5	3,5	2
3	92,5	3,5	4
4	88,5	3,5	8

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Uma vez que não se tinha controle na produção dos lingotes originais antes da caracterização microestrutural dos materiais recebidos, foi realizada uma nova fusão dos materiais após a fusão das amostras em um molde de alumínio, elas foram resfriadas de maneira controlada. A Figura 3-2 apresenta as condições térmicas em que as amostras foram produzidas.

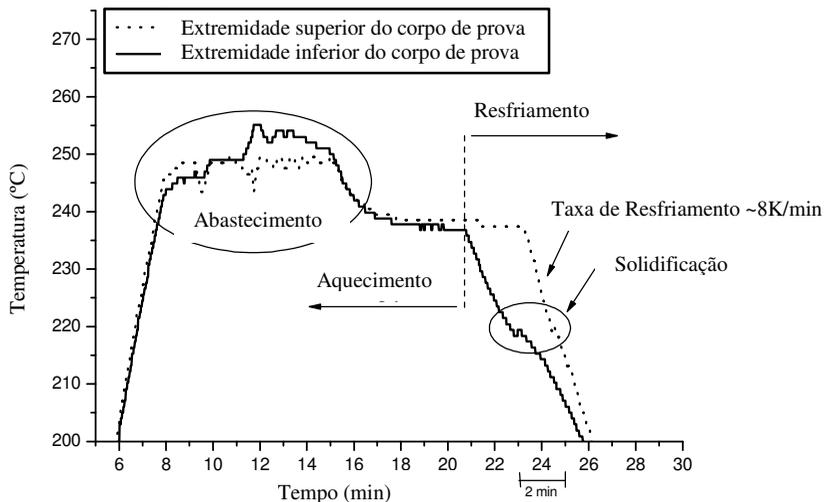


Figura 3-2 – Perfil térmico de fusão e resfriamento para a produção das amostras utilizadas para investigação metalográfica, as Temperaturas 1 e 2 representam a temperatura medida nas duas extremidades da amostra.

As amostras, retiradas dos corpos de prova de fluência e fluência cíclica, foram cortadas com disco de diamante e embutidas sob vácuo em uma resina epóxi com cura à temperatura ambiente. Procedeu-se, então, o lixamento das mesmas, utilizando lixas com grade 800, 1200, 2400 e 4000. Após o lixamento, as amostras foram polidas, inicialmente em uma suspensão de diamante 1 μm , seguida de suspensão de diamante $\frac{1}{4}$ μm e, finalmente, em uma suspensão de sílica coloidal. A última etapa, além de realizar o polimento fino, ainda revela a estrutura de intermetálicos, dada a grande diferença de dureza entre a matriz de estanho e dos compostos intermetálicos tipicamente encontrados nestes materiais. A análise microestrutural foi realizada em amostras provenientes de diferentes localizações, bem como orientações dos corpos de prova.

Várias técnicas foram utilizadas para a caracterização microestrutural das amostras, sendo: microscopia óptica (MO), microscopia óptica com luz polarizada (MOLP), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX).

3.3.1 Microscopia Óptica e Microscopia Óptica com Luz Polarizada

Para a realização das análises de microscopia óptica utilizou-se um microscópio da marca Leica, modelo DM 4000. Foi utilizado o software da mesma empresa para otimização dos valores de saturação, contraste e brilho de maneira a facilitar a observação das características microestruturais de cada amostra. Esta análise foi utilizada para observação das diferentes fases presentes nos materiais.

Para a realização das análises com luz polarizada utilizou-se o mesmo equipamento, a polarização foi mantida constante para todas as amostras e as mesmas áreas foram micrografadas com e sem luz polarizada. O uso da luz polarizada permite a observação da estrutura de grãos dos materiais investigados.

3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

O equipamento utilizado para a microscopia eletrônica de varredura foi o Modelo Supra da empresa Carl Zeiss. O equipamento possui campo de emissão (*field emission*) e está acoplado com uma microsonda do tipo EDX (Espectroscopia de Raios X de Energia Dispersiva) que permite análise química pontual das fases.

Para evitar o carregamento elétrico das amostras, elas foram aterradas utilizando uma tinta condutiva à base de prata e posicionada em suportes condutores de eletricidade. As imagens foram obtidas utilizando o detector de elétrons secundários, que apresentam variações no relevo. Não foi possível obter imagens relevantes utilizando-se o detector de elétrons retroespalhados, pois os pesos atômicos dos elementos estanho, índio e prata são bastante semelhantes.

3.3.3 Difração de Raios X

A difração de raios X foi realizada com o intuito de se investigar as fases presentes nas amostras. Para tal foi utilizado o equipamento X'Pert Plus da marca Philips. As amostras utilizadas nesta análise não foram embutidas, mas foram lixadas até uma grade 2400. Foi utilizado um alvo de Cu.

3.4 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À FLUÊNCIA

Para a realização dos ensaios de resistência à fluência, foi utilizada a infraestrutura do Instituto de Interconexão Eletrônica (IAVT) da Universidade Técnica de Dresden. O IAVT se destaca nessa área, pois possui grande experiência tanto nas características dos materiais para interconexão eletrônica, quanto na construção de equipamentos para caracterização dos mesmos, o que levou a construção de uma série de dispositivos para investigação de materiais para interconexão eletrônica. Desta forma, a infraestrutura encontrada nesse laboratório é única no mundo. Os ensaios de fluência foram realizados em corpos de prova de tração que foram produzidos por fusão utilizando um molde em alumínio com controle de temperatura. A taxa de resfriamento utilizada foi a mesma apresentada na Figura 3-2. A Figura 3-3 mostra um desenho do corpo de prova e imagens do molde.

Estes ensaios foram realizados em um equipamento desenvolvido especialmente para testes de fluência em ligas de solda. Um esquema do equipamento é apresentado na Figura 3-4. O equipamento possui controle computadorizado completo de todos os parâmetros, força, temperatura e deslocamento. A medida da elongação da amostra é realizada de forma direta, via a inserção de um LVDT (Transformador Diferencial Linear Variável) diretamente na amostra.

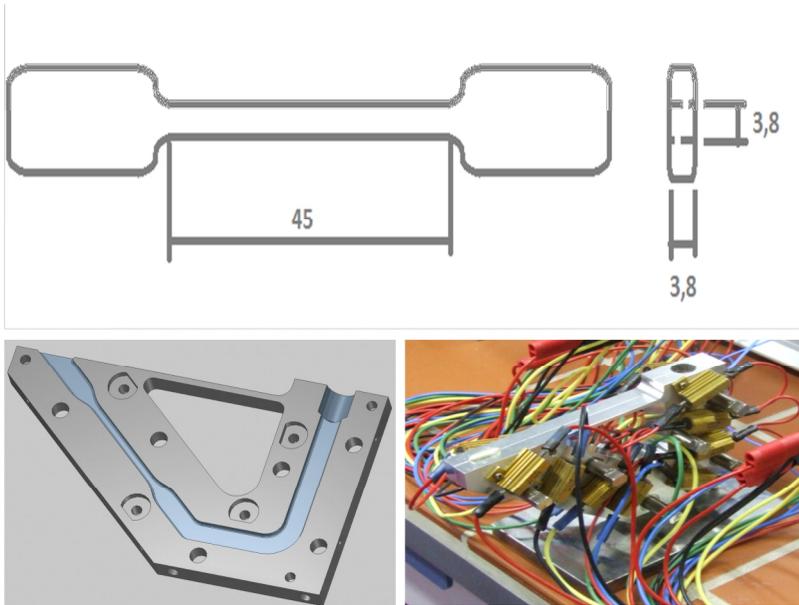


Figura 3-3 – a) Desenho do corpo de prova a ser utilizado para os testes de fluência. A zona de maior tensão durante o teste possui comprimento de 45 mm e área de 19mm². b) Desenho da cavidade do molde para produção dos corpos de prova. c) Fotografia do molde montado com o sistema de resistências para aquecimento, os fios são necessários para alimentação das 16 resistências posicionadas para garantir um aquecimento homogêneo.

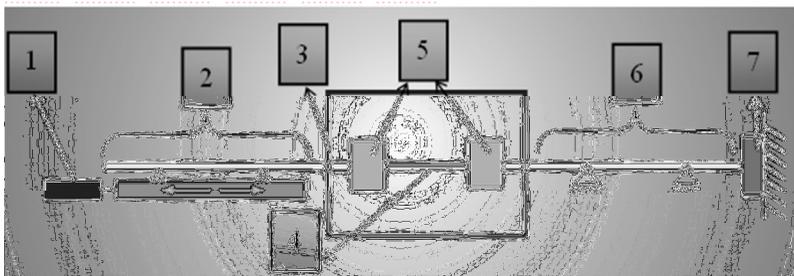


Figura 3-4 – Esquema do aparelho utilizado para os testes de fluência. 1) Motor de passo. 2) Atuador linear, para transmissão de força para as garras. 3) Câmara com temperatura controlada. 4) Amostra. 5) Garras para fixação da amostra. 6) Haste de transmissão para o sensor de força. 7) Sensor de força.

Os testes foram realizados para caracterização das taxas de deformação mínimas, ou seja, da fluência secundária em função de diferentes temperaturas e tensões. Uma mesma amostra pode ser utilizada para medições de diferentes tensões [Röllig, 2006] desde que se inicie o teste com tensões maiores. A Figura 3-5 representa graficamente este ensaio.

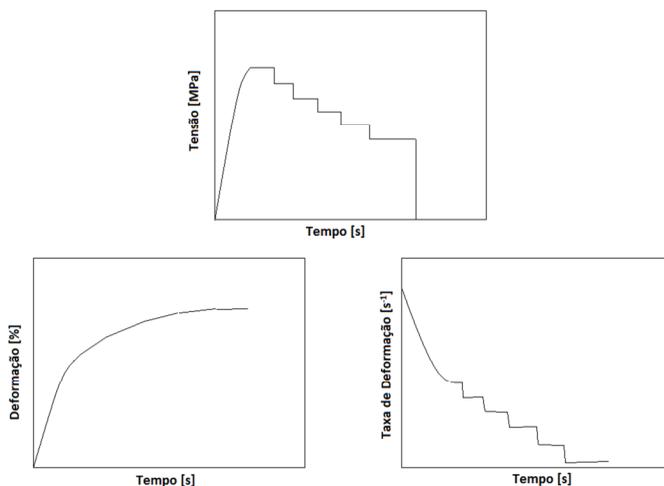


Figura 3-5 - Descreve o ciclo utilizado para a realização dos ensaios de fluência. Os gráficos expressam o resultado do ensaio analisado de três maneiras: Tensão x Tempo, Deformação x Tempo e Taxa de Deformação x Tempo.

Os ensaios foram realizados para diferentes tensões e temperaturas conforme apresentado na Tabela 3-2. Os ensaios foram realizados com 2 repetições para cada liga.

Tabela 3-2 - Condições utilizadas nos ensaios de fluência.

Temperatura (°C)	Tensões (MPa)
25°C	15, 18, 21, 24, e 27
75°C	9, 12, 15, 18 e 21
125°C	3, 6, 9, 12 e 15

O comportamento das amostras foi descrito utilizando-se as Equações 2.4 e 2.5, buscando um melhor resultado de ajuste. Para tal,

foi utilizado o software Opty, utilizando-se para a otimização o algoritmo de Hooker-Jeeves.

3.5 ENSAIOS DE FLUÊNCIA CÍCLICA

Para os ensaios de fluência cíclica ou fadiga em alta temperatura, foi utilizado o mesmo equipamento dos testes de fluência. O ciclo utilizado nos testes não foi um ciclo de fadiga de baixo ciclo tradicional, uma vez que entre os parâmetros que se deseja obter está a taxa de deformação por fluência em função do número de ciclos. A Figura 3-6 mostra o ciclo a ser utilizado. Os ensaios foram feitos na forma de tração e compressão, com amplitude constante e alteração da direção em alta velocidade, simulando a cada ciclo dois ensaios de fluência: um de tração e um de compressão. O alongamento da amostra foi mantido constante a cada ciclo, sendo, desta forma, possível relacionar os ciclos entre si, com respeito tanto à quantidade de deformação, quanto à energia associada a cada ciclo.

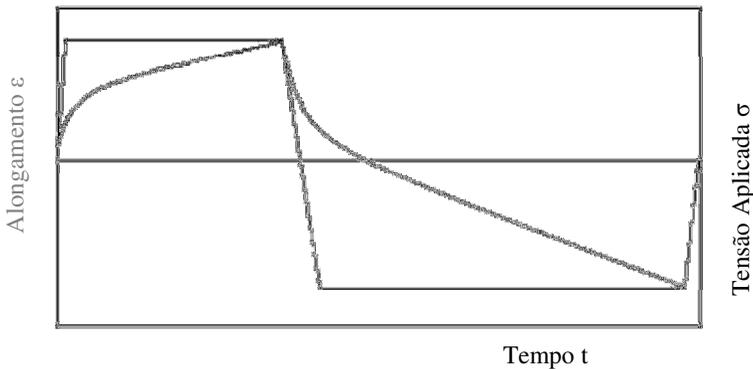


Figura 3-6 – Exemplo do ciclo a ser utilizado para os ensaios de fluência cíclica.

A amplitude de tensão foi variada em 12 e 21 MPa, para se buscar uma possível influência do mecanismo de controle da taxa de fluência no resultado de fadiga. Os ensaios foram realizados a uma temperatura de 75°C, a amplitude de deformação foi mantida em -1 a +1 % do comprimento de teste da amostra. Foi realizado um ensaio por condição.

As amostras foram fundidas em um molde semelhante ao utilizado na fabricação dos corpos de prova de fluência, porém com a cavidade alterada para a geometria do corpo de prova de fluência cíclica. A Figura 3-7 apresenta um esquema desse corpo de prova.



Figura 3-7 - Esquema do corpo de prova utilizado para os testes de fluência cíclica.

3.6 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

A calorimetria diferencial de varredura foi utilizada para a determinação do grau de superresfriamento apresentado pelas diferentes ligas. O superresfriamento foi determinado através da diferença entre a temperatura de fusão e solidificação de cada amostra.

Para os ensaios foram produzidas amostras de cada material com diferentes tamanhos, sendo os diâmetros: 1,25mm, 0,6mm e 0,3mm. Estas amostras possuem volumes tipicamente encontrados em interconexões eletrônicas. Foram realizados testes com duas amostras de cada tamanho.

O equipamento utilizado foi um DSC da marca TA Instruments, modelo 2010 e os ensaios foram realizados em cadinhos de alumínio em atmosfera de nitrogênio. As taxas de aquecimento e resfriamento foram 5 K/min.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DAS LIGAS APÓS A FUSÃO

Com o intuito de verificar as condições iniciais das ligas previamente aos ensaios termomecânicos, assim como de determinar as diferenças microestruturais entre as ligas, que podem explicar o comportamento das mesmas sob os ensaios termomecânicos, foram realizadas análises microestruturais. Para esse feito, foram utilizadas 3 técnicas principais: microscopia óptica, microscopia eletrônica e difração de raios X. A técnica de difração de raios X foi utilizada com o intuito de se revelar as fases presentes em cada liga. A Figura 4-1 apresenta os quatro difratogramas gerados através da análise das ligas SnAg, contendo 0, 2, 4 e 8% em peso de índio.

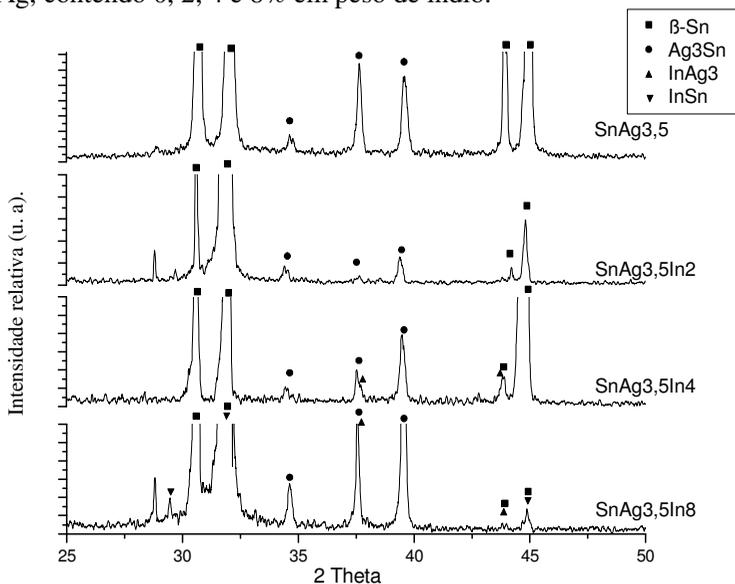


Figura 4-1 – Difratograma de raios X das quatro ligas investigadas neste trabalho, SnAg_{3,5}, SnAg_{3,5}In₂, SnAg_{3,5}In₄ e SnAg_{3,5}In₈. Os picos referentes às fases foram identificados nas legendas.

A análise da Figura 4-1 indica a presença das fases previstas no diagrama de fases, apresentado na Figura 3-1. No caso da liga referência, sem índio, foram identificadas apenas 2 fases β -Sn e o intermetálico Ag_3Sn . O mesmo ocorreu na liga contendo 2% em índio, provavelmente devido aos limites de detecção do aparelho. Já no caso

das ligas contendo 4 e 8% em índio já foram identificadas as fases correspondentes ao composto intermetálico InAg_3 , bem como InSn_4 .

Microscopia óptica foi empregada visando uma identificação preliminar da microestrutura. Foi utilizada tanto a luz normal, quanto a polarizada. As Figuras 4-2 a 4-5 apresentam micrografias das ligas contendo 0, 2, 4 e 8 % em peso de índio, respectivamente, enquanto as Figuras 4-6 a 4-9 apresentam as mesmas áreas utilizando luz polarizada.

Pode-se observar nas Figuras 4-2 e 4-3 que as microestruturas da liga sem índio, bem como da liga contendo 2% em peso de índio, são bastante semelhantes, compostas por dendritas de $\beta\text{-Sn}$ e regiões eutéticas compostas por $\beta\text{-Sn}$ e o intermetálico SnAg_3 . Esta microestrutura é um indício, já observado por outros autores [Wiese, 2004], de que o processo de solidificação destas ligas não ocorre de acordo com o diagrama de fases em equilíbrio, visto que a liga $\text{SnAg}_{3,5}$ representa exatamente a composição eutética. Mesmo ligas hipereutéticas de SnAg , como por exemplo $\text{SnAg}_{4,5}$, apresentam dendritas de $\beta\text{-Sn}$.

As dendritas de $\beta\text{-Sn}$ podem também ser observadas nas Figura 4-4 e 4-5, que apresentam as ligas com maiores teores de In. No entanto, nestas ligas, além das dendritas e das regiões eutéticas, podem ser observados outros microconstituintes, investigados posteriormente utilizando-se microscopia eletrônica. Na Figura 4-5 pode-se também observar uma porosidade superior à encontrada nas outras ligas.

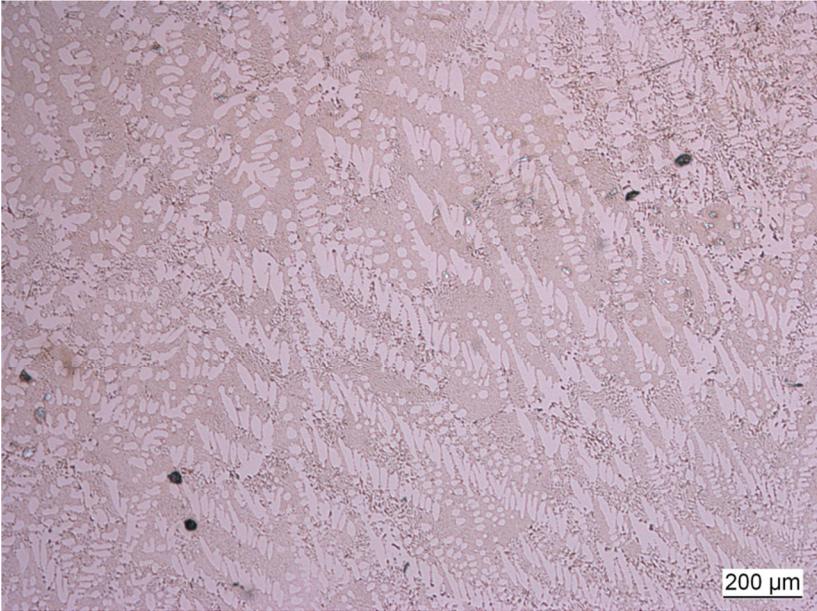


Figura 4-2 – Micrografia óptica da liga SnAg3,5 utilizando luz normal.

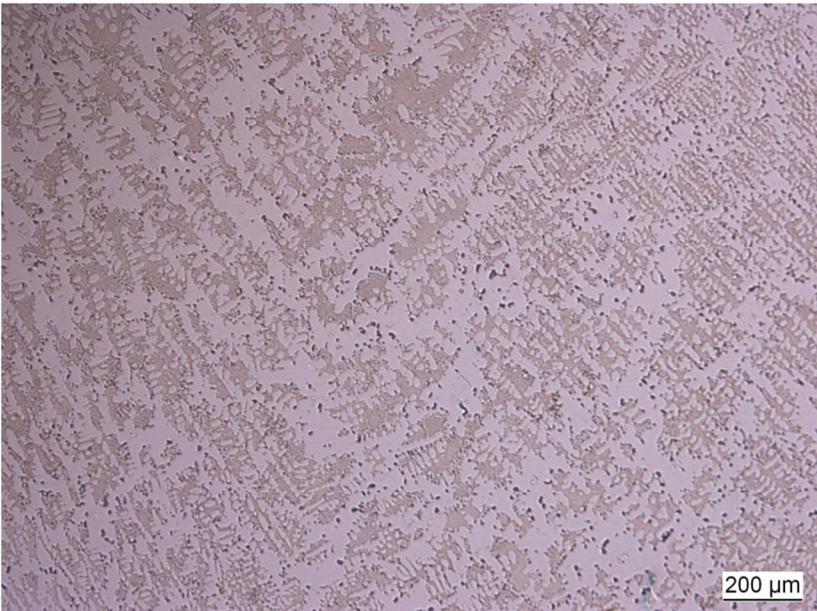


Figura 4-3 – Micrografia óptica da liga SnAg3,5In2 utilizando luz normal.

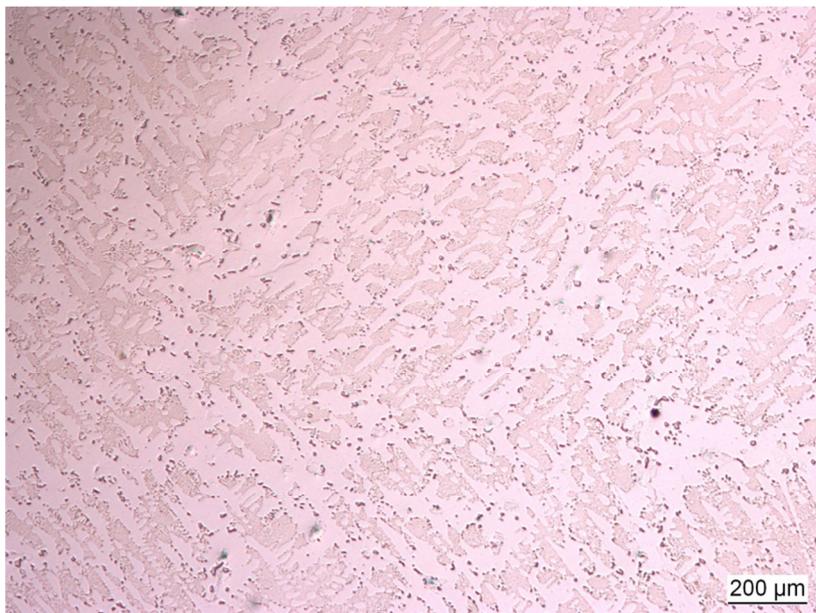


Figura 4-4 – Micrografia óptica da liga SnAg_{3,5}In₄ utilizando luz normal.

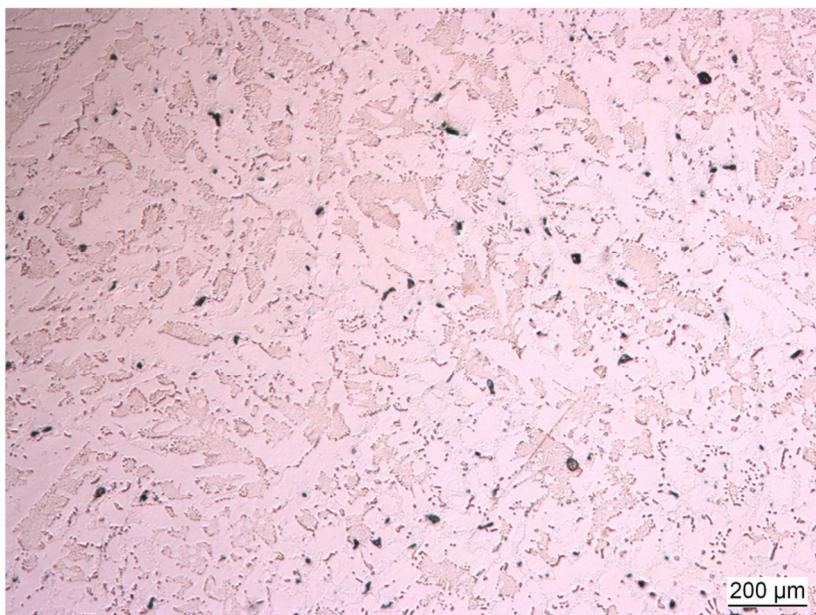


Figura 4-5 – Micrografia óptica da liga SnAg_{3,5}In₈ utilizando luz normal.

Da mesma forma que nas micrografias sem luz polarizada, observa-se nas Figura 4-6 e 4-7 que as microestruturas das ligas com 0 e 2% em peso de índio apresentam similaridade. Em ambas pode-se observar a presença de poucos grãos com orientações preferenciais, da mesma maneira como é relatado na literatura [Wiese, 2003] para ligas à base de SnAg.

Esta mesma estrutura já não se repete mais no caso da liga contendo 4 % em peso de índio. Na Figura 4-8 pode-se observar que um número maior de grãos está presente, bem como a estrutura de orientação destes grãos já não é mais a mesma. No entanto, a maior mudança é observada na liga contendo 8% em peso de índio. Nesta liga, observa-se uma estrutura bastante refinada, onde existe uma orientação de grãos, mas estes estão ordenados em áreas com vários pequenos grãos. É importante ressaltar que o tamanho e a taxa de resfriamento de todas as amostras foram mantidos os mesmos, de maneira que as diferenças microestruturais sejam causadas apenas pela diferença na composição química.

A diferença observada na microestrutura dos diferentes materiais já é um indício de que as propriedades termomecânicas deles apresentarão diferenças.

As mesmas amostras foram também investigadas utilizando-se microscopia eletrônica de varredura, em um equipamento equipado com uma microsonda EDX Esta análise foi realizada com o intuito de se obter maiores informações sobre a composição de cada microconstituente. As Figura 4-10 a 4-13 apresentam as imagens de microscopia eletrônica de varredura obtidas através da análise das ligas SnAg_{3,5} contendo 0, 2, 4 e 8 % em peso de índio. Nas imagens pode-se observar também as indicações das diversas fases encontradas através do uso da microsonda EDX.

Na Figura 4-10 pode-se observar a presença da β -Sn e do intermetálico SnAg₃ na região eutética, já na Figura 4-11, além das fases anteriores, pode-se encontrar também precipitados da fase InAg₃, como era esperado através da análise do diagrama de fases em equilíbrio.

A micrografia apresentada na Figura 4-12 mostra que a liga com 4% em peso de índio já apresenta mais uma nova fase, composta por In e Sn, a fase γ . Para esta composição, esta fase é encontrada em pequenas quantidades.

A Figura 4-13 apresenta a micrografia eletrônica de varredura da liga SnAg_{3,5}In₈. Nessa imagem são encontrados todos os microconstituintes encontrados nas outras fases, β -Sn, SnAg₃, InAg₃ e

γ , sendo que, neste caso, o maior número de fases secundárias é encontrado, o que é esperado que aumente a resistência à fluência.

4.2 RESULTADOS DE FLUÊNCIA

Foi realizado um grande número de experimentos de fluência, o método utilizado nos ensaios está explicado na seção 3.4. Em cada ensaio foram realizadas medições da taxa de deformação por fluência em estado estacionário para várias tensões diferentes de acordo com a Tabela 3-2. Estes ensaios foram realizados para as várias ligas, com várias temperaturas diferentes e houve duas repetições de cada ensaio.

Os resultados de $\dot{\epsilon}_{ss}$ em todas as condições foram agrupados e estão expressos em gráficos apresentados nas Figura 4-14 a 4-17. Pode-se observar nestas imagens que para a temperatura de 25°C, a liga SnAg3,5 é a que apresenta maiores taxas de fluência, ou seja, a mais susceptível à deformação por fluência nesta temperatura. Já a liga que contém 8% em peso de índio, é a liga que sofre as menores taxas de deformação. Este fenômeno se altera para temperaturas mais altas, como pode-se observar nos mesmos gráficos, principalmente para temperaturas altas e tensões baixas, as taxas de deformação medidas foram semelhantes para as várias ligas. Pode-se também verificar que a taxa de fluência não varia de uma forma exponencial simples em função da tensão aplicada para todas as temperaturas, o que, conforme a literatura [Kassner, 2004], indica uma mudança no mecanismo que regula a taxa de deformação. Essa mudança é agravada com o aumento do teor de índio.

Os valores medidos de $\dot{\epsilon}_{ss}$ também foram utilizados para realização de um ajuste de duas leis utilizadas na descrição matemática do fenômeno de fluência, a Lei de Garofallo e a Lei de Dupla Potência, apresentadas nas Equações 2.4 e 2.5, respectivamente.

As Figura 4-14 a 4-17 apresentam graficamente esse ajuste para a Lei de Garofallo, enquanto as Figura 4-18 a 4-21 demonstram esse ajuste para a Lei de Dupla Potência. O ajuste foi feito utilizando o software Opty, um software de simulação, e os valores considerados ótimos para a Lei de Garofallo estão apresentados na

Tabela 4-1, enquanto os valores utilizados para ajuste da Lei de Dupla Potência estão representados na forma de gráfico nas Figura 4-23 a 4-26.

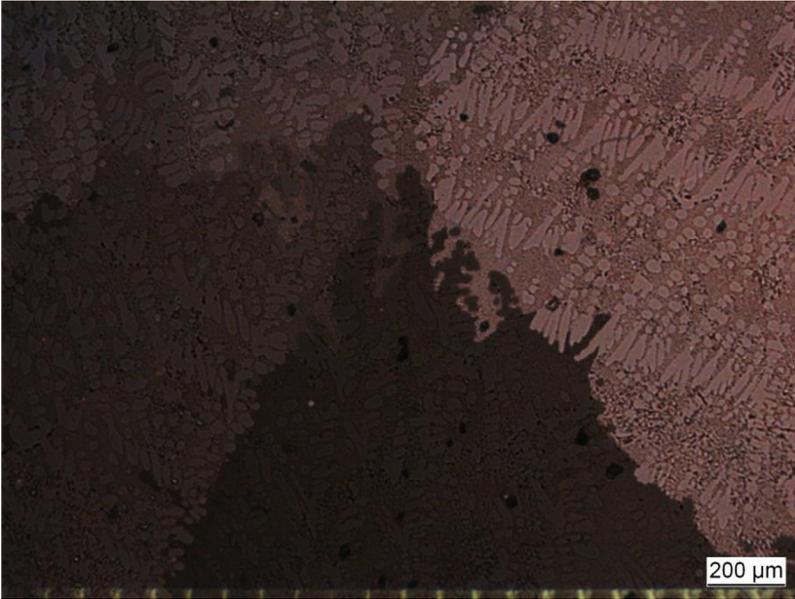


Figura 4-6 – Micrografia óptica da liga SnAg3,5 utilizando luz polarizada.



Figura 4-7 – Micrografia óptica da liga SnAg3,5In2 utilizando luz polarizada.

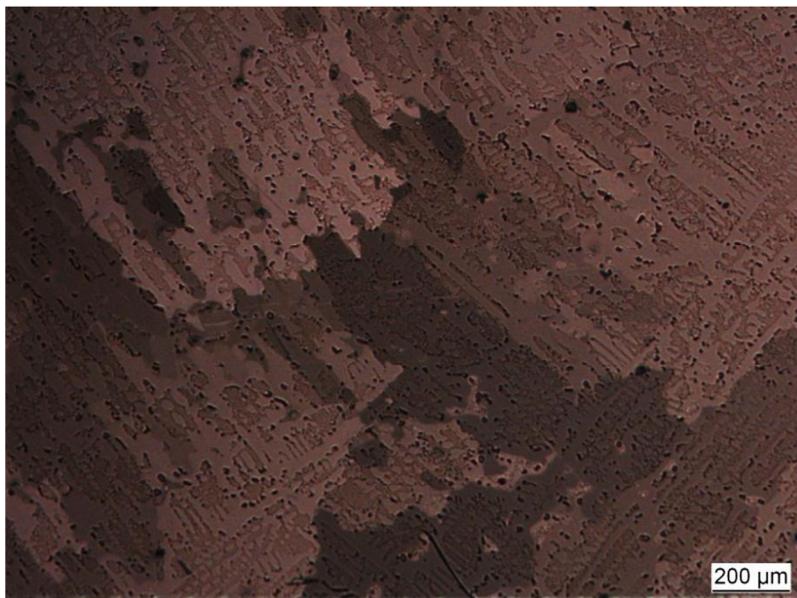


Figura 4-8 – Micrografia óptica da liga SnAg_{3,5}In₄ utilizando luz polarizada.

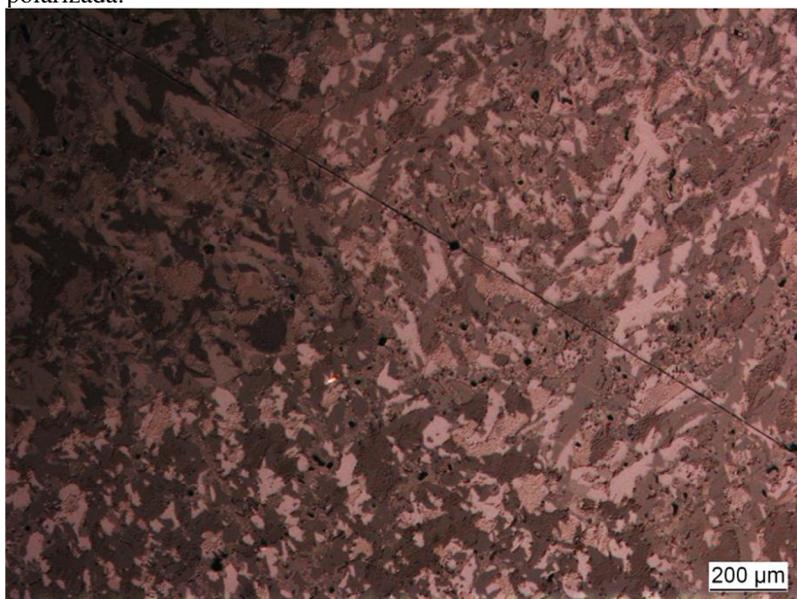


Figura 4-9 – Micrografia óptica da liga SnAg_{3,5}In₈ utilizando luz polarizada.

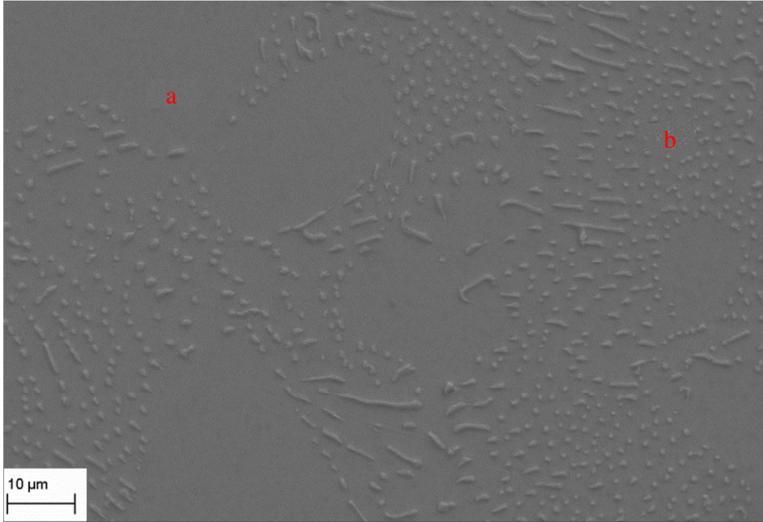


Figura 4-10 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg_{3,5}. a) β -Sn. b) Região eutética β -Sn / SnAg₃.

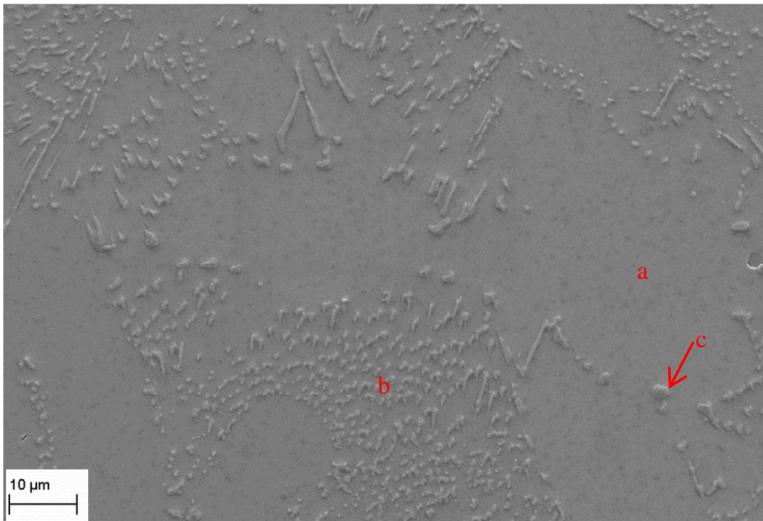


Figura 4-11 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg_{3,5}In₂. a) β -Sn. b) Região eutética β -Sn / SnAg₃. c) Ag₃In.

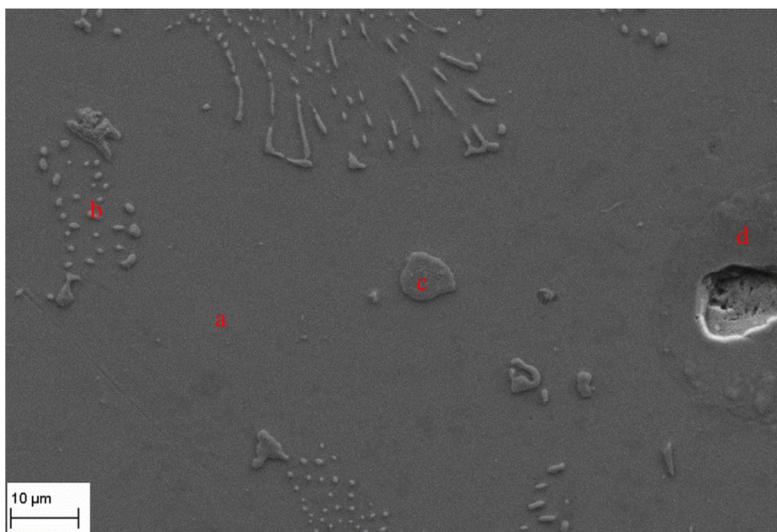


Figura 4-12 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg_{3,5}In₄. a) β -Sn. b) Região eutética β -Sn / SnAg₃. c) Ag₃In. d) γ .

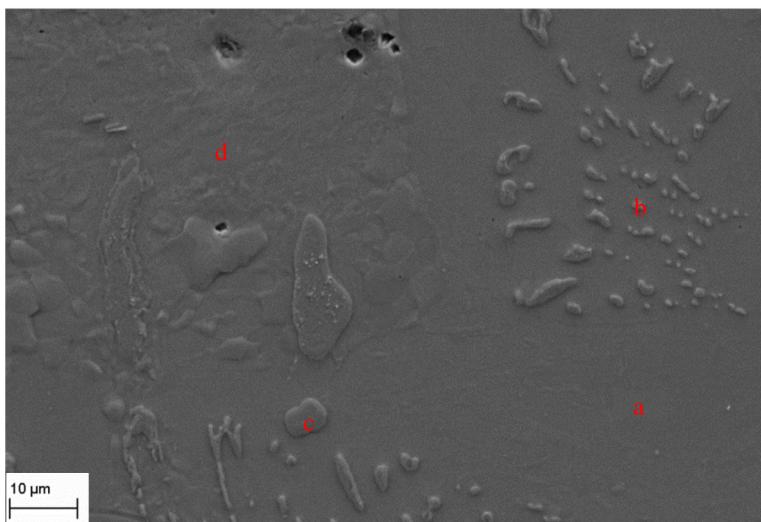


Figura 4-13 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura da liga SnAg_{3,5}In₈. a) β -Sn. b) Região eutética β -Sn / SnAg₃. c) Ag₃In. d) γ .

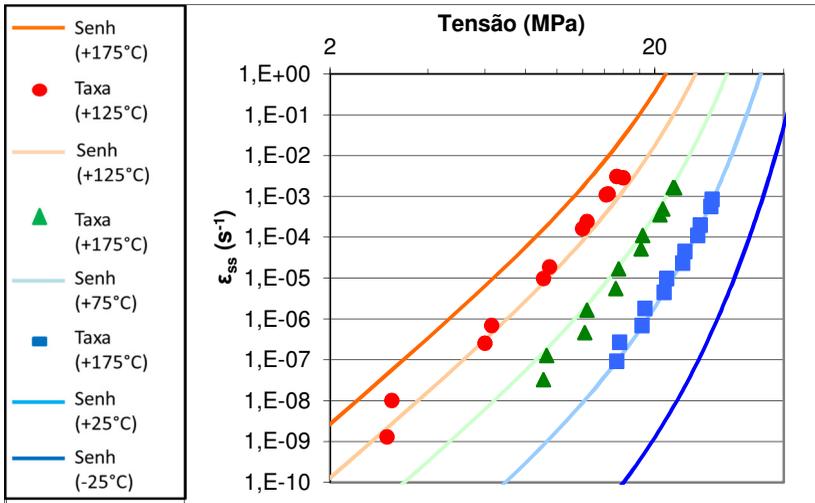


Figura 4-14 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg_{3,5}, bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.

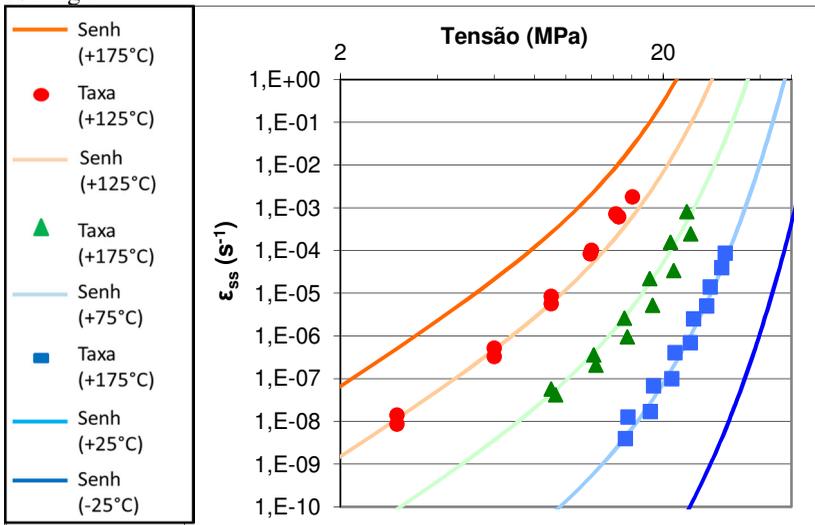


Figura 4-15 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg_{3,5}In₂, bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.

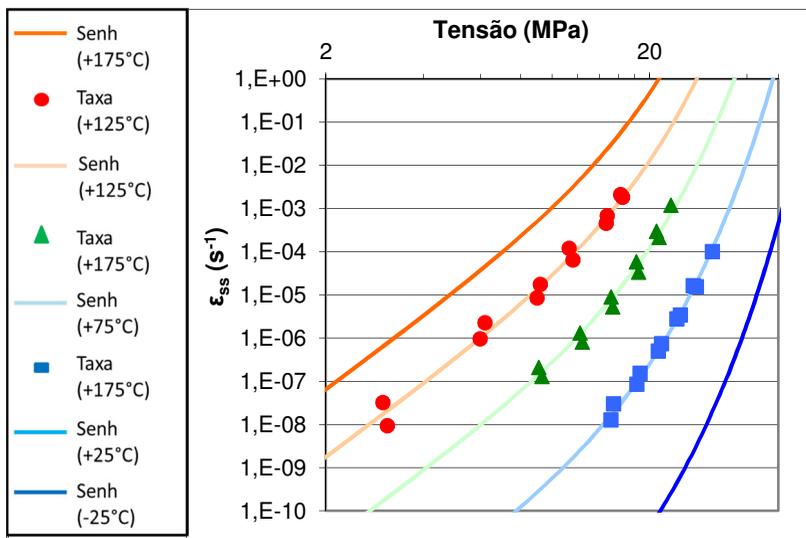


Figura 4-16 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg_{3,5}In₄, bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.

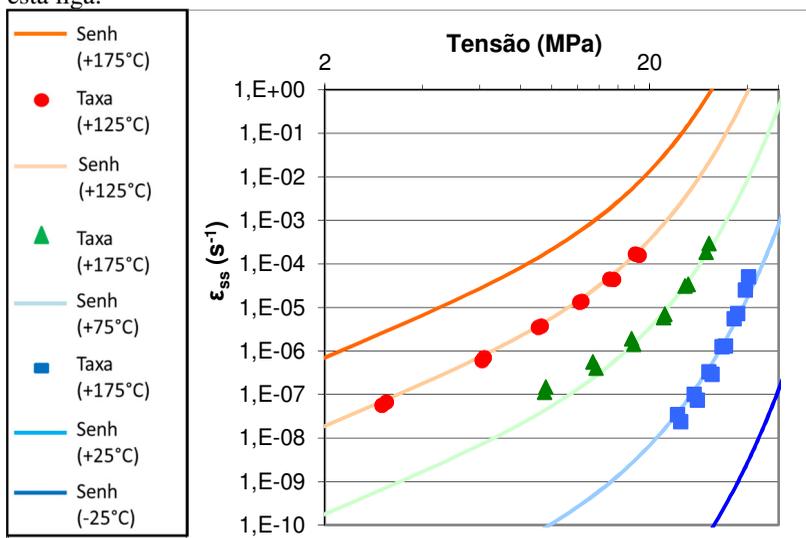


Figura 4-17 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg_{3,5}In₈, bem como o resultado do ajuste da lei de Garofallo para esta liga.

Tabela 4-1– Valores utilizados no ajuste da Lei de Garofallo para as diferentes ligas, bem como o coeficiente de determinação de cada ajuste.

Liga	A_g (s^{-1})	B (Mpa)	n_g (-)	Q_{fg} (J/mol)	R^2 (-)
SnAg3,5	1,68E+07	11,88	6,86	90157	0,9685
SnAg3,5In2	8,78E+08	8,30	4,91	112472	0,9629
SnAg3,5In4	1,59E+09	10,31	5,53	106967	0,9887
SnAg3,5In8	1,58E+08	7,94	3,09	107399	0,9691

A Lei de Garofallo foi a que matematicamente melhor expressou os dados medidos; o erro encontrado entre as medições e os ajustes foi relativamente pequeno. Após o ajuste, é possível utilizar as equações geradas para descrever, de forma simples, a taxa de deformação por fluência que cada liga irá sofrer dada a aplicação de determinada temperatura e tensão. Caso seja considerada apenas a deformação no regime estacionário, onde a taxa de fluência não varia com o tempo, pode-se determinar a deformação acumulada para um período de tempo apenas multiplicando-se a taxa de deformação calculada pelo tempo. A Figura 4-22 apresenta um conjunto de deformações acumuladas para casos com diferentes condições de tensão e temperatura visando uma rápida comparação entre os diferentes materiais.

Pode-se verificar que a diferença entre as deformações encontradas para as condições de alta tensão e baixa temperatura pode chegar a várias ordens de grandeza para a liga sem adição de índio e a liga com 8% em peso do elemento. Já quando deformadas em condições de alta temperatura e baixa tensão, esta diferença diminui consideravelmente. É importante ressaltar que estas deformações foram calculadas utilizando uma taxa de deformação constante, ou seja, ignorando a fluência primária e servem apenas como referência para comparação entre as diferentes ligas.

Apesar do ajuste utilizando a Lei de Dupla Potência descrever matematicamente o comportamento das diferentes ligas de maneira inferior, o uso desta lei permite a comparação de suas constantes, principalmente n_1 , n_2 , Q_{f1} e Q_{f2} , com grandezas conhecidas. Os expoentes de tensão n_1 e n_2 são normalmente atribuídos ao mecanismo controlador da taxa de fluência. Valores maiores destas constantes indicam que o mecanismo é deslizamento e ascensão de discordâncias limitada por partículas de segunda fase dispersas [Kassner, 2004]. Já valores menores indicam que o mecanismo predominante é o

deslizamento de contorno de grão. Todas as ligas apresentaram a mudança do mecanismo no intervalo de tensão e temperatura investigado.

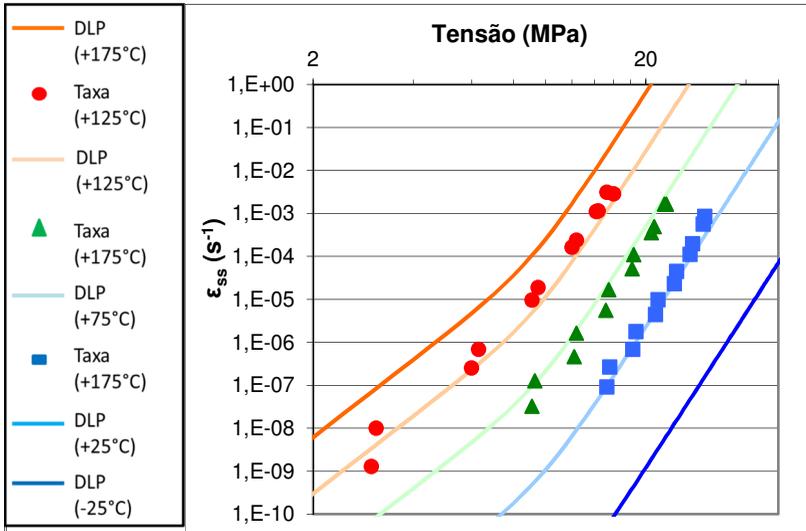


Figura 4-18 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg3,5, bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.

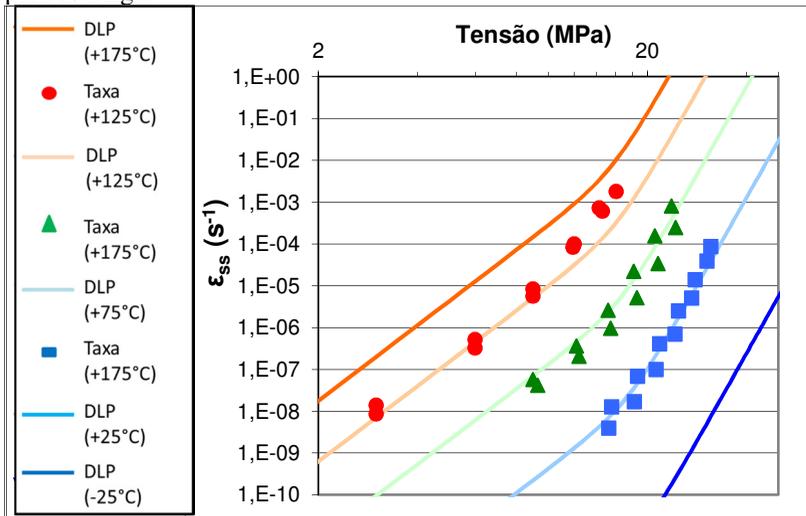


Figura 4-19 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg3,5In2, bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.

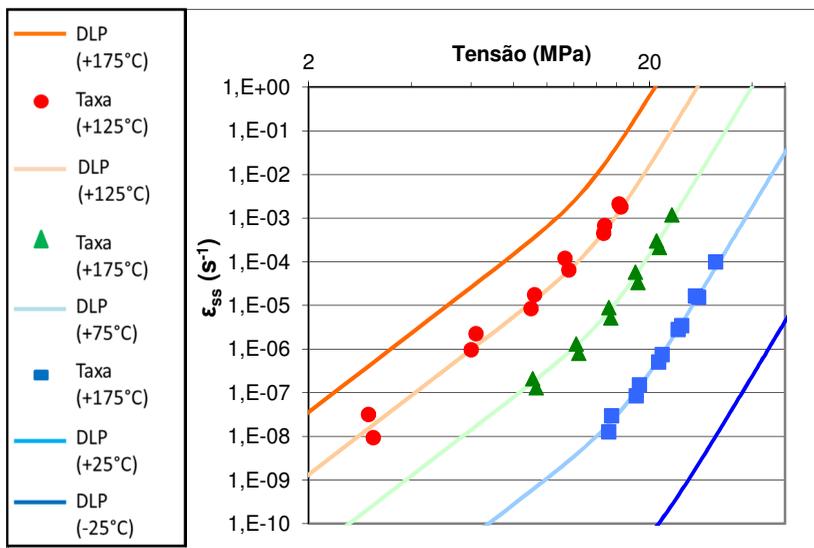


Figura 4-20 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg_{3,5}In₄, bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.

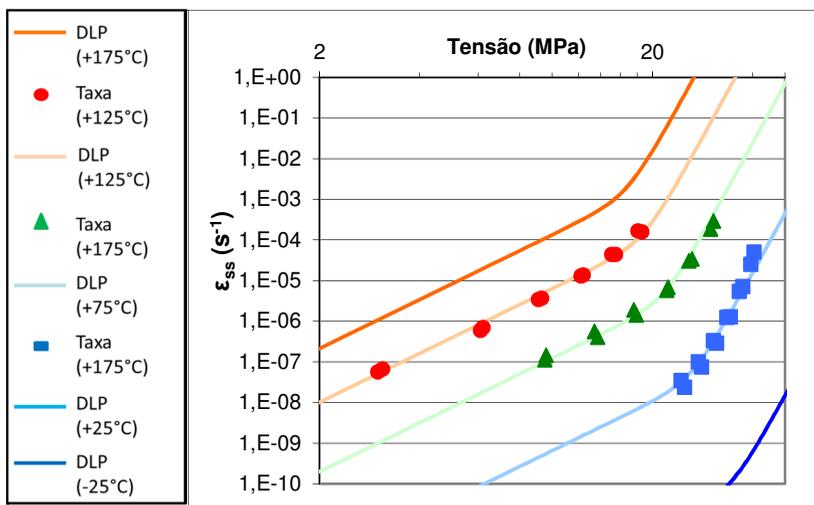


Figura 4-21 – Gráfico apresentando os dados medidos de taxa de fluência em estado estacionário para diferentes tensões e temperaturas, medidos para a liga SnAg_{3,5}In₈, bem como o resultado do ajuste da lei de potência dupla para esta liga.

Liga	Temperatura	Tensão	Tempo	Deformação Calculada
SnAg3,5	25°C	15 MPa	120h	3,5%
SnAg3,5In2	25°C	15 MPa	120h	2,2%
SnAg3,5In4	25°C	15 MPa	120h	0,2%
SnAg3,5In8	25°C	15 MPa	120h	0,005%
SnAg3,5	60°C	10 MPa	120h	3,8%
SnAg3,5In2	60°C	10 MPa	120h	3,2%
SnAg3,5In4	60°C	10 MPa	120h	1%
SnAg3,5In8	60°C	10 MPa	120h	0,1%
SnAg3,5	85°C	7 MPa	120h	1,7%
SnAg3,5In2	85°C	7 MPa	120h	2%
SnAg3,5In4	85°C	7 MPa	120h	1,7%
SnAg3,5In8	85°C	7 MPa	120h	0,6%

Figura 4-22 – Deformações calculadas para as diferentes ligas utilizando os ajustes da Lei de Garofallo e considerando apenas fluência secundária, ou seja, taxa de deformação constante.

Os valores de Q_{f1} e Q_{f2} representam a energia de ativação para cada mecanismo de deformação, ou seja, quanto maior o valor, mais propensa é a ocorrência daquele mecanismo em temperaturas mais altas. Já A_{01} e A_{02} representam as várias características microestruturais referentes a cada material.

As análises das Figura 4-23 a 4-28 permitem a observação de algumas tendências nas diferentes constantes, entre elas destacam-se:

- A_{01} aumenta com o aumento do teor de índio;
- n_1 (que representa o expoente de tensão com menores valores) decresce apenas para a liga que contém 8% em peso de índio;
- Q_{f1} tem um ponto mais alto para a composição SnAg3,5In2;
- Q_{f2} tende a aumentar com o teor de índio;

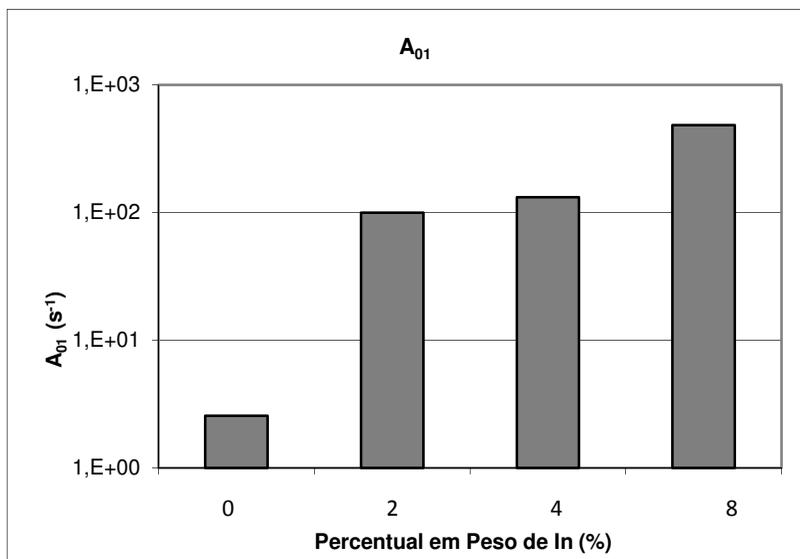


Figura 4-23 – Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante A_{01} para as ligas SnAg_{3,5}In_X (X = 0, 2, 4 e 8).

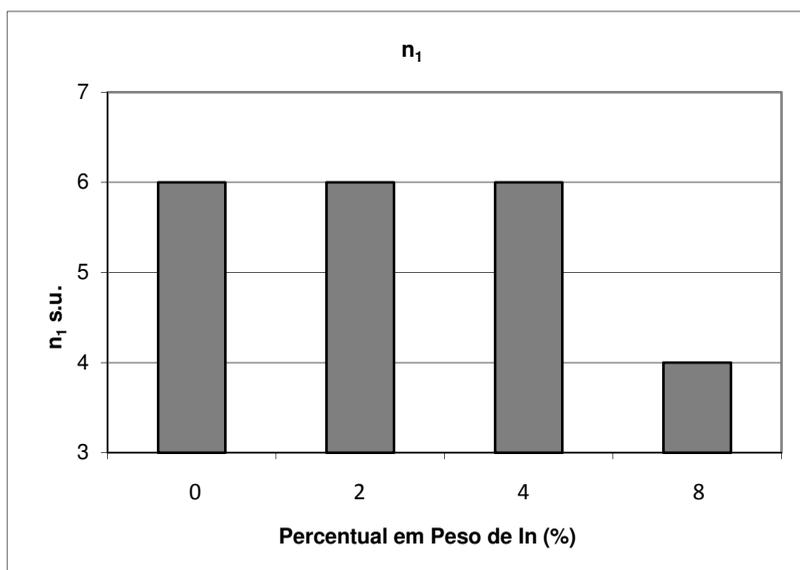


Figura 4-24 – Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante n_1 para as ligas SnAg_{3,5}In_X (X = 0, 2, 4 e 8).

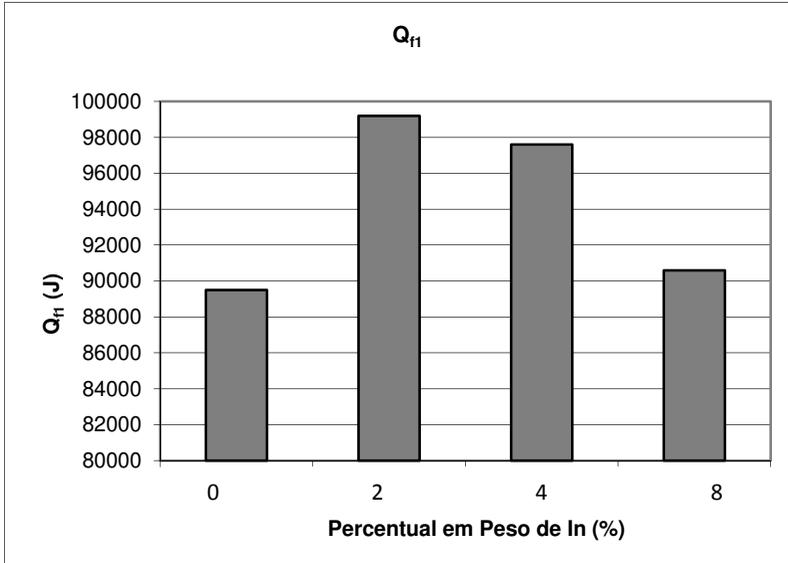


Figura 4-25 – Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante Q_{fi} para as ligas SnAg_{3,5}In_X (X = 0, 2, 4 e 8).

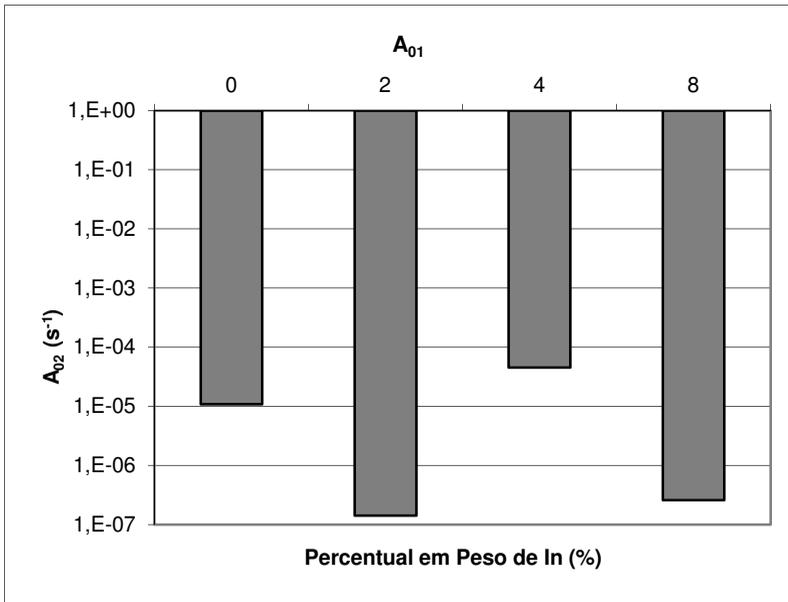


Figura 4-26 – Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante A_{02} para as ligas SnAg_{3,5}In_X (X = 0, 2, 4 e 8).

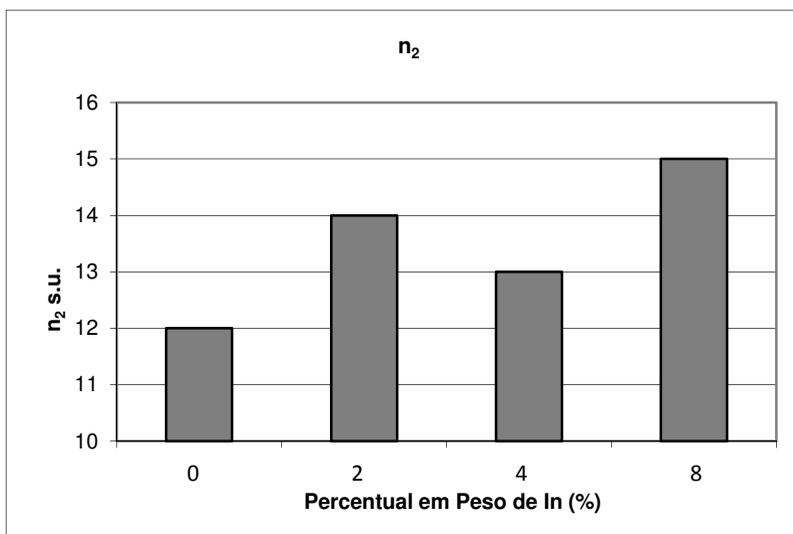


Figura 4-27 – Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante n_2 para as ligas SnAg_{3,5}In_X (X = 0, 2, 4 e 8).

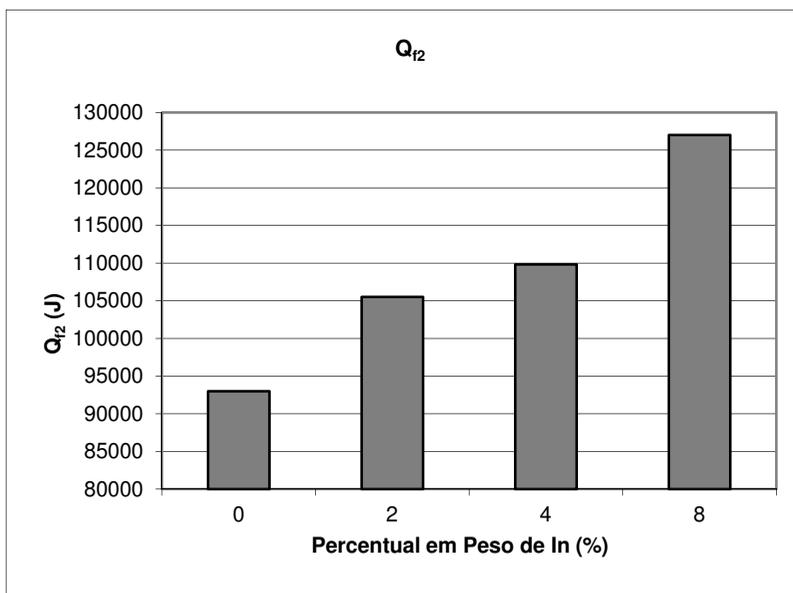


Figura 4-28 – Valores utilizados no ajuste da Lei de Dupla Potência para a constante Q_{12} para as ligas SnAg_{3,5}In_X (X = 0, 2, 4 e 8).

4.3 RESULTADOS DE FLUÊNCIA CÍCLICA

Uma vez que em seu ambiente de trabalho as ligas de interconexão eletrônica não sofrem fluência até sua falha, e sim deformações sob fluência em direções alternadas, de maneira cíclica, não é possível o entendimento de seu comportamento em campo apenas com as propriedades de fluência. Para tal compreensão, foram realizados testes de fluência cíclica, que é um tipo de ensaio de fadiga de baixo ciclo.

Neste caso, os materiais investigados, com diferentes teores de índio, foram deformados sob tração e compressão. A vantagem do uso deste tipo de ensaio é que, tanto a tensão, quanto a deformação são mantidas constantes a cada ciclo, de maneira que a energia associada à deformação plástica, em todos os ciclos, é mantida a mesma durante a maior parte do experimento, mesmo ocorrendo alteração das propriedades dos materiais.

As Figura 4-29 a 4-32 apresentam os gráficos de histerese obtidos para os ensaios realizados nas ligas com os diferentes teores de índio, os ensaios foram realizados à 75°C. Estes gráficos foram gerados sobrepondo os vários ciclos de histerese que os materiais sofreram até a sua falha, ou até o fim do teste.

Nota-se, em todas as imagens, que no início do teste a curva de histerese é bastante quadrada, o que significa que o material não sofre deformação plástica instantânea, deformando-se, principalmente, por fluência no decorrer do tempo, até atingir o limite de deformação preestabelecido.

Após determinado número de ciclos o material inicia uma deformação plástica antes de atingir o valor máximo de tensão programada, o que mostra que as propriedades do material mudam. Esta deformação plástica instantânea vai ficando cada vez maior à medida que os ciclos vão ocorrendo.

Como este ensaio simula uma sequência de ensaios de fluência de tensão e compressão, é possível fazer uma medição da taxa de deformação ao final de cada meio ciclo. Isto foi feito para cada ciclo, de cada ensaio, com cada liga e está apresentado nos gráficos das Figura 4-33 a 4-36.

Os gráficos que expressam a taxa de deformação em função do ciclo são melhores para expressar o comportamento das diferentes ligas analisadas. Em conformidade com o que foi observado nos ensaios de fluência, quanto maior o teor de índio da liga, menor a taxa de deformação inicial apresentada. No entanto, todos os materiais apresentaram o fenômeno de amolecimento cíclico, de maneira que a taxa de deformação, em todos os casos, aumenta com o passar do tempo. Esta observação está em conformidade com o apresentado por outros autores observando ligas de interconexão à base de SnAg e é atribuído às mudanças microestruturais, principalmente o coalescimento dos compostos intermetálicos, que é atribuído tanto à temperatura, quanto à deformação.

A Figura 4-36 mostra que apesar da liga com alto teor de índio possuir uma maior resistência à fluência, ela apresenta uma menor resistência à fadiga de baixo ciclo, o que indica que o uso de quantidades muito grandes de índio pode também levar a uma falha precoce da interconexão eletrônica.

O fenômeno de amolecimento é mais aparente nas ligas com maior teor de índio, isto pode ser atribuído tanto a uma menor resistência à fadiga de baixo ciclo, quanto ao fato dos ciclos iniciais de deformação destas ligas serem muito mais longos, devido às baixas taxas de deformação iniciais. Como o coalescimento ocorre através de difusão, existe um maior tempo para que ocorra o coalescimento durante o ciclo.

4.4 CONSIDERAÇÕES SOBRE A RELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

Uma vez que o índio forma compostos novos com estanho e prata, o aumento no teor de índio aumenta a quantidade de partículas de segunda fase, que servem como barreira para o deslocamento de discordâncias e, por consequência, aumenta a resistência da liga, bem como à susceptibilidade de fluência por deslizamento e ascensão de discordâncias. Desta forma, as ligas com maiores teores de índio são mais resistentes à deformação por fluência em temperaturas menores e tensões maiores.

Tal aumento na resistência à fluência diminui a quantidade de deformação plástica que ocorre a cada ciclo térmico do equipamento.

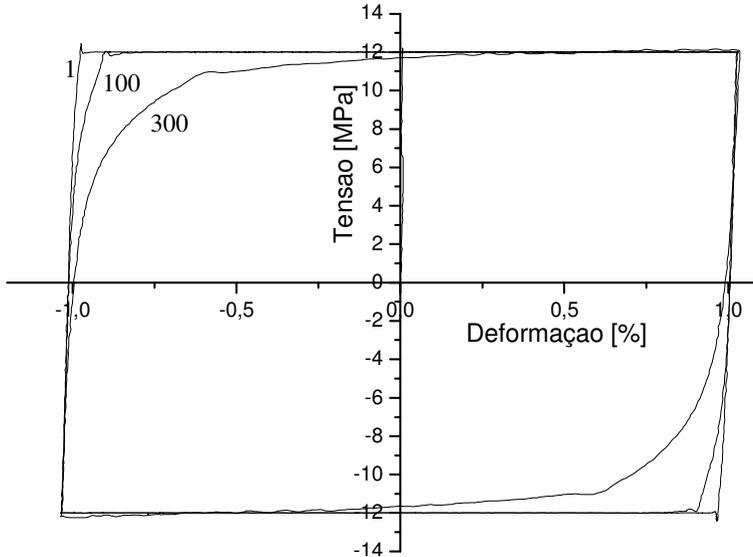


Figura 4-29 – Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg_{3,5}. Para os ciclos 1, 100 e 300.

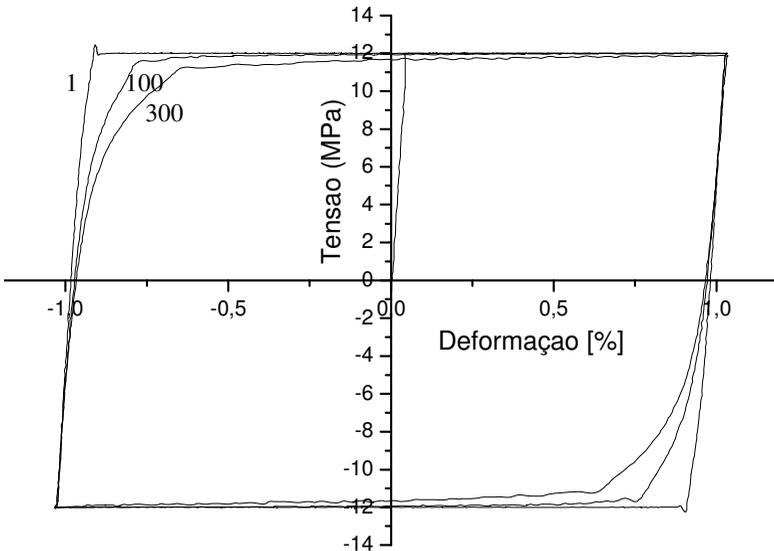


Figura 4-30 – Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg_{3,5}In₂. Para os ciclos 1, 100 e 300.

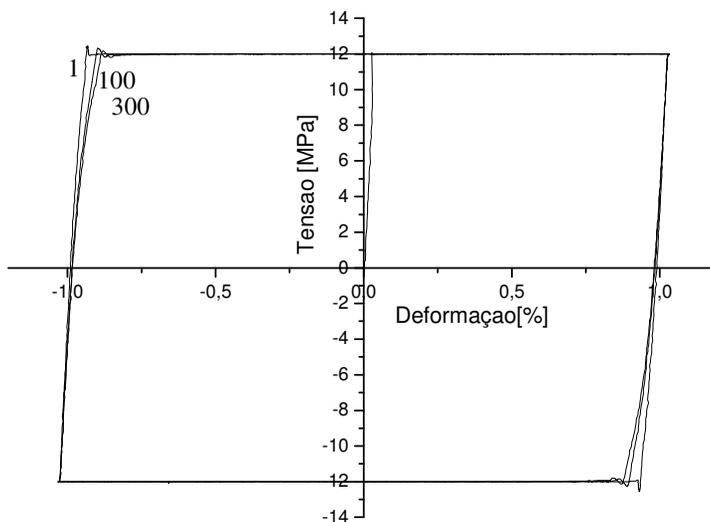


Figura 4-31 – Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg3,5In4. Para os ciclos 1, 100 e 300.

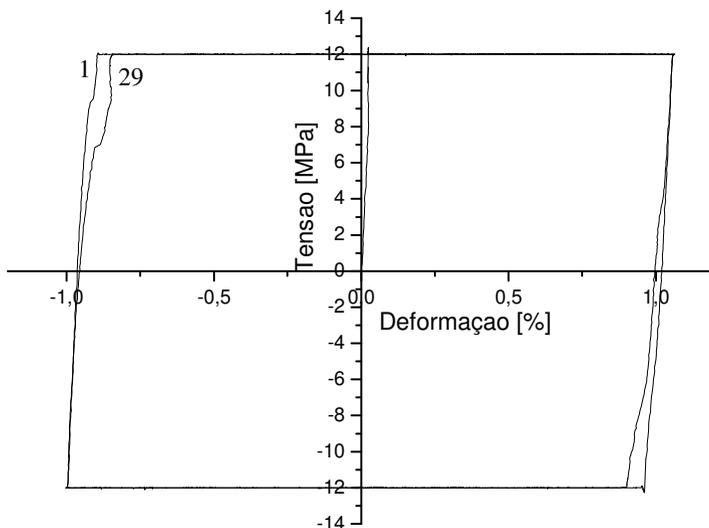


Figura 4-32 – Gráfico de histerese obtido em um ensaio de fluência cíclica realizado com uma amplitude de tensão de +12/-12 MPa e amplitude de deformação de +1/-1 % para a liga SnAg3,5In8. Para os ciclos 1 e 29.

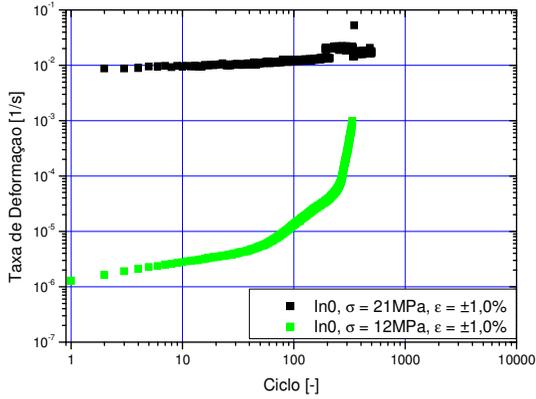


Figura 4-33 – Média dos valores de taxa de deformação de tração e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg_{3,5}.

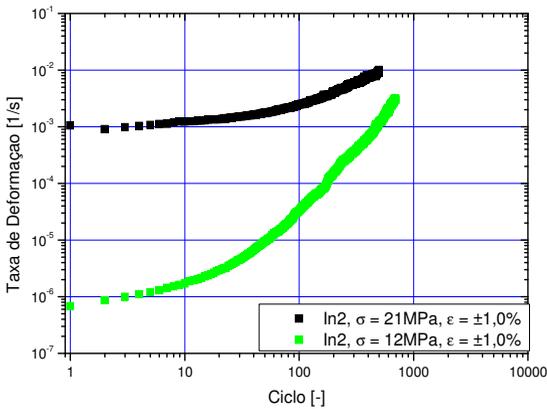


Figura 4-34 – Média dos valores de taxa de deformação de tração e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg_{3,5}In₂.

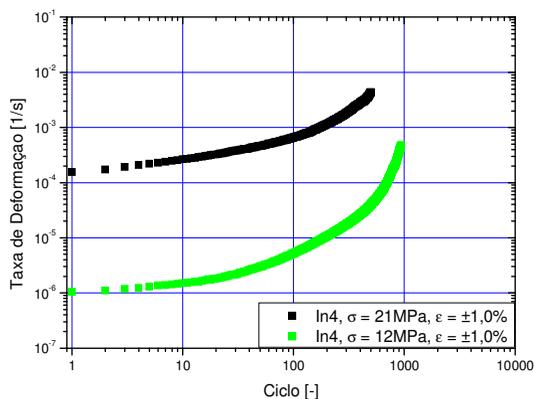


Figura 4-35 – Média dos valores de taxa de deformação de tração e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg_{3,5}In₄.

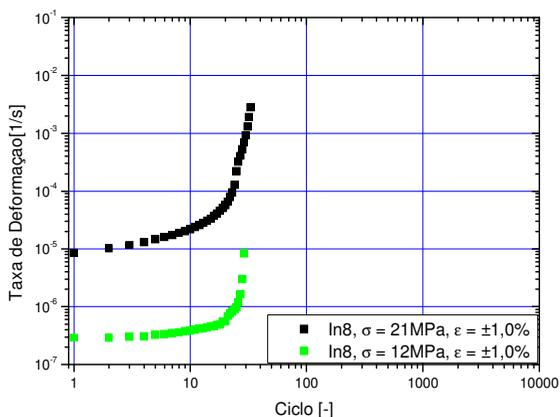


Figura 4-36 – Média dos valores de taxa de deformação de tração e compressão tomados a cada ciclo dos ensaios de fluência cíclica realizados com a liga SnAg_{3,5}In₈.

Pelo fato de a vida em fadiga de baixo ciclo diminuir com o aumento da deformação plástica por ciclo, esta é uma forma de se aumentar a vida de interconexões eletrônicas. Para casos em que os ciclos sejam curtos, ou seja, na casa de horas ou poucos dias, uma análise simples é que devam ser utilizadas ligas com teores maiores de índio.

No caso de ciclos mais longos, existe a chance de ocorrer a total saturação da deformação, causada pelo relaxamento da tensão decorrente da deformação plástica. Nestes casos, uma liga com menores teores de índio, ou seja, mais resistente à fadiga, deve ser utilizada.

Tal relação poderia ser obtida utilizando uma lei de fadiga como Coffin-Manson ou Morrow, no entanto, para tal, seria necessário o cálculo da deformação plástica associada a cada ciclo. Tal cálculo somente é possível com a determinação de um fator para a mudança de propriedade que ocorre durante os ciclos, essa relação ainda não existe para as ligas estudadas, portanto o uso de qualquer modelo de previsão de vida seria prejudicado.

Finalmente, conforme apresentado na seção 2.3.2, as ligas sem chumbo à base de SnAg, apresentam grande variação microestrutural, tanto em função da composição química, quanto da taxa de resfriamento e volume de material.

Todas estas investigações foram realizadas em corpos de prova de volume muito superior ao tamanho de uma interconexão eletrônica, portanto, pode-se esperar variações microestruturais entre as amostras analisadas e as que seriam encontradas em uma interconexão real.

Considerando que as propriedades de resistência à fluência e fadiga de baixo ciclo apresentam dependência na microestrutura, uma análise mais a fundo de tais variações deve ser feita.

4.5 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA

Uma vez que a principal causa de variação microestrutural apresentada pelas ligas à base de SnAg é atribuída ao superresfriamento que elas sofrem, foi realizada uma investigação da variabilidade do grau de superresfriamento das ligas em função do teor de índio e do volume da amostra.

As Figura 4-37 a 4-40 apresentam os gráficos resultantes destas análises, neles é apresentado o superresfriamento (diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação) de amostras das ligas com diâmetros diferentes.

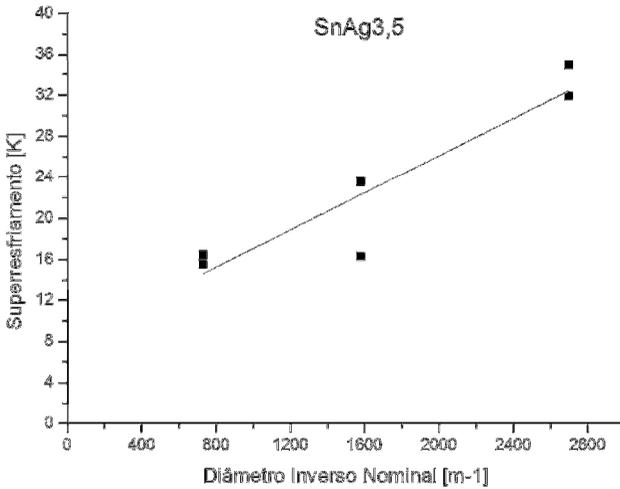


Figura 4-37 – Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg_{3,5}.

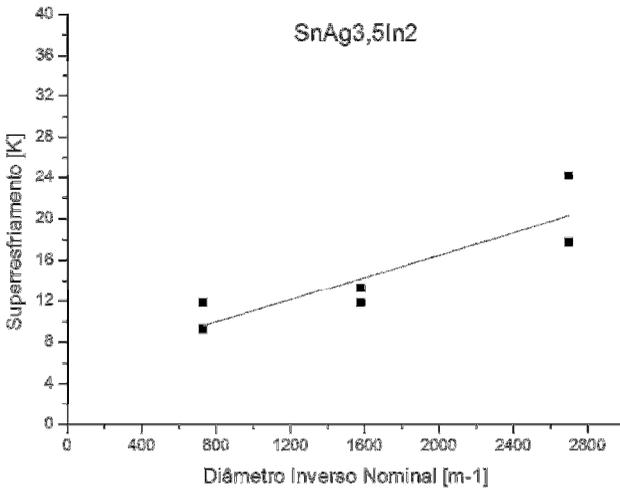


Figura 4-38 – Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg_{3,5}In₂.

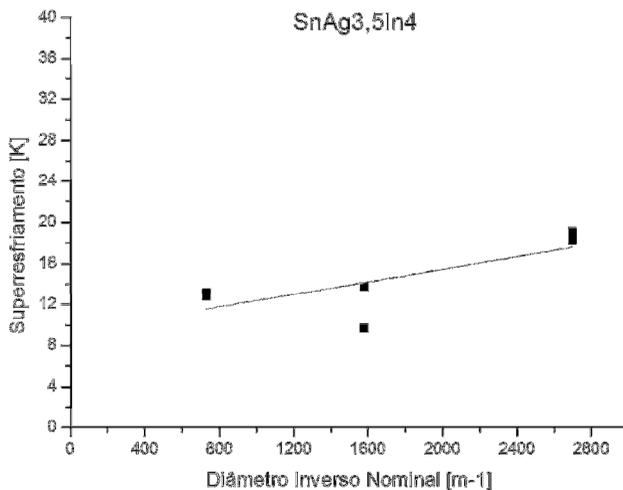


Figura 4-39 – Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg3,5In4.

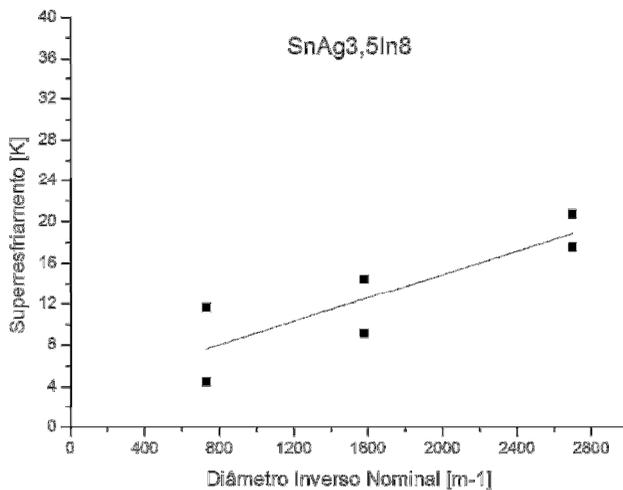


Figura 4-40 – Diferença entre a temperatura de fusão e de solidificação medida em um calorímetro diferencial de varredura para amostras com diferentes volumes da liga SnAg3,5In8.

A análise da Figura 4-37 apresenta a grande influência do volume de material no grau de superresfriamento podendo chegar, inclusive, até em torno de 35K para amostras com diâmetro de 0,3mm. Esta observação está em conformidade com a literatura e, realmente, indica que deva ocorrer uma grande variação da microestrutura em placas eletrônicas que utilizam este tipo de material.

Não foram encontrados os mesmos graus de superresfriamento nas ligas contendo índio, apesar de ainda ocorrer uma tendência de aumento do grau de superresfriamento, em função da diminuição do tamanho de partícula. A diferença foi observada em amostras com tamanho entre 0,3 e 1,25 mm. Duas observações podem ser feitas a partir deste fato:

1. a diferença esperada nas propriedades das ligas, conforme investigadas neste trabalho e em seu ambiente real de trabalho, sejam menores para as ligas com maiores teores de índio;
2. ligas com teores maiores de índio deverão apresentar menores variações microestruturais em placas eletrônicas reais, o que, por si só, já é um requisito para aumento da confiabilidade das interconexões.

5. CONCLUSÃO

Estabeleceu-se pela combinação de ensaios termomecânicos, análise microestrutural e aplicação de modelos consagrados na literatura uma metodologia de análise que permitiu a avaliação preliminar da confiabilidade de interconexões eletrônicas compostas de ligas Sn-Ag com adição de índio como elemento de liga.

Mais especificamente, observou-se que o teor de índio influencia as propriedades termomecânicas de ligas Sn-Ag-In. Para o intervalo entre 2 e 8%, quanto maior o teor deste elemento, maior a resistência à fluência em temperaturas próximas da temperatura ambiente. Uma vez que a resistência à deformação por fluência é determinante para o tempo de vida das interconexões eletrônicas, conclui-se que é possível aumentar a confiabilidade de determinados produtos eletrônicos utilizando-se ligas contendo índio.

Por outro lado a resistência à fadiga de baixo ciclo foi drasticamente reduzida no caso da utilização de 8% de índio. Como as duas propriedades são relevantes do ponto de vista da confiabilidade, acredita-se que em condições de uso, onde os dois mecanismos estão operantes, teores intermediários sejam mais adequados.

A alteração nas propriedades termomecânicas das diferentes ligas pode ser entendida através da observação de suas microestruturas. A adição do elemento índio promove a formação de novas fases que funcionam como barreira à movimentação de discordâncias, o que aumenta a resistência à fluência em baixas temperaturas. Além disso, a liga com maior teor de índio (8%) apresentou uma microestrutura composta por grãos pequenos, o que ativa a fluência nos contornos de grão, bem como reduz a vida em fadiga de baixo ciclo. Ainda com relação ao comportamento sob fadiga, a adição de índio não inibiu o amolecimento cíclico destes materiais, o que dificulta o uso de modelos matemáticos na previsão de vida de interconexões eletrônicas.

Finalmente, foi observado que existe uma influência do volume de material no seu grau de superresfriamento. Esta influência é, no entanto, menor para as ligas que possuem índio em sua composição. Esta característica implica que estes materiais são menos susceptíveis às variações microestruturais, que, por sua vez, alteram as propriedades termomecânicas. Também este fato contribui para o uso de ligas contendo índio na montagem de placas eletrônicas de produtos de alta confiabilidade.

Em resumo, dentre as três características estudadas, resistência à fluência, resistência à fadiga de baixo ciclo e influência do volume no grau de superresfriamento, duas são melhoradas com o uso de índio na composição química. Como o uso de 8% de índio reduz a vida em fadiga de baixo ciclo, propõem-se o uso de materiais com teores em torno de 4%.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1) Realizar ensaios de fluência cíclica variando-se a amplitude de deformação, bem como a temperatura, de maneira a buscar descrever o comportamento das ligas utilizando-se a lei de Coffin-Manson ou Morrow.
- 2) Realizar análise microestrutural das amostras com diferentes tamanhos, composição química e grau de superresfriamento.
- 3) Determinar o comportamento dos materiais investigados durante a etapa de fluência primária e terciária.
- 4) Realizar experimentos utilizando as ligas investigadas neste trabalho em placas reais e investigar seu comportamento durante ciclagem térmica, de maneira a validar as conclusões do trabalho.
- 5) Buscar soluções para diminuir a perda da resistência à fluência das ligas durante a fadiga de baixo ciclo. Por exemplo, o uso de nanopartículas para estabilizar o engrossamento da microestrutura.

REFERÊNCIAS

- Arfaei, B.; Tashtoush, T.; Kim, N.; Wentlent, L.; Cotts, E.; Borgesen, P. **Dependence of SnAgCu Solder Joint Properties on Solder Microstructure** Anais Electronic Components and Technology Conference (2011)
- Betten, J.; **Creep Mechanics** Springer, 2ª Edição (2005)
- Borgesen, P. **Constitutive Equation Updates** Presentation on the AREA Consortium Meeting, Binghamtom (2011)
- Busso, E. P.; Kitano, M.; Kumazawa, T. **A viscoplastic Constitutive Model for 60/40 Tin-Lead Solder Used in IC Package Joints** J. Eng. Mater. Technol., V114 (1992)
- Clech, J. P. **An Extension of Omega Method to primary and Tertiary Creep of Lead-Free Solders** Anais Electronic Components and Technology Conference (2005)
- Clech, J. P. http://www.metallurgy.nist.gov/solder/clech/Sn-Ag_Bulk.htm acessado em 01/04/2010
- Coble, R. L. **A model for boundary diffusion controlled creep in polycrystalline materials** Journal of Applied Phisics V. 34 p. 1679 - 1682 (1973)
- Coombs Jr., C. F. **Printed Circuit Handbook** Macgraw Hill 5ª Edição (2001)
- Darveux, R.; Banerji K. **Constitutive Relations for Tin-Based Solder Joints** IEEE Trans. Compon. Hybrids, Manuf. Technol., Part A V 15 p. 1013-1024 (1992)
- Dudek, R.; Auerswald, E.; **Thermal Fatigue Analisis** in The ELFNET book on failure mechanisms, testing methods, and quality issues of lead-free solder interconnects, Springer (2011)
- El-Daly A. A.; El-Tantawy, F.; Hammad, A. E.; Gaafar, M. S.; El-Mossalamy, E. H.; Al-Ghamdi A. A. **Structural and elastic properties of eutectic Sn-Cu lead-free solder alloy containing small amount of A and In** Journal of Alloys and Compounds V509 p7238-7246 (2011)
- Engelmaier, W. **Functional Cycles and Surface Mounting Attachment Reliability** *Surface Mount Technology*, ISHM Technical Monograph Series 6984-002, Silver Spring, (1984)

- Evans, B.W., Roach, W.J.F. & Wilshire, B. **Creep of Aluminium following stress reductions** Scripta Metall., V19, p 999 (1985)
- Ferreira, P.I.; Stang, R.G. **The effect of Stress and subgrain size on the creep behavior of high purity aluminum** Acta Metall., V. 31, p585, (1983)
- Grossman, G. **Werkstofftechnische Einführung zur Zuverlässigkeit von Lötverbindungen** BFE, Hanau,(2009)
- Harper, J.; Dorn, J.E. **Viscous Creep of Aluminium Near Its Melting Temperature** Actametall, V. 5 (1957)
- Herring, C. **Diffusional viscosity of a polycrystalline solid** Journal of Applied Physics V. 21 (1950)
- Huang, Y.; Humphreys, F.J. **Transient dynamic recrystallization in an aluminium alloy subjected to large reductions in strain rate** Acta Mater., V. 45,p 4491 (1997)
- IPC 9701A Performance Test Methods and Qualification Requirements for Surface Mount Solder Attachments** (2002)
- Infomet http://www.infomet.com.br/diagramas-fases-ver.php?e=mostrar&id_diagrama=272&btn_filtrar=Ok acessado em 04/04/2010
- Kanlayasiri, K.; Mongkolwongrojn, M.; Ariga, T. **Influence of indium addition on characteristics of Sn-0.3Ag-0.7Cu solder alloy** Journal of Alloys and Compounds, V485 p 225-230 (2009)
- Kashyap, B. P.; Munty, G. S. **Experimental Constitutive Relations of High Temperature Deformation of a Pb/Sn Eutectic Alloy** Mater. Sci. Eng., V 50 (1981)
- Kassner, M.E; Perez-Prado, M.T. **Fundamentals of Creep in Metals and Alloys** Elsevier (2004)
- Langdon, T. G. **A unified approach to grain boundary sliding in creep and superplasticity**ActaMeall.Mater. V 42 (1994)
- Langdon, T.G.; Vastava, R.D. &Yavari, P. **Strength of Metals and Alloys**, Haasen, P.; Gerold, V. &Kostorz, G. Eds., Pergamon, Oxford. (1980)
- Lau, J. H.; Pang, J. H. L.; Lee, N. C.; Xu, L. **Material Properties and Intermetallic Compounds of Sn3wt% Ag0.5wt% Cu0.019wt% Ce (SACC)** Anais Electronic Components and Technology Conference (2007)
- Mei, Z.; Morris, J. W. Jr **Superplastic creep of low melting point solder joints** J. of Electronic Materials V. 21 1992
- Metasch, R.; Boareto, J. C.; Roellig, M.; Wiese, S.;Wolter, K.-J. **Primary and tertiary creep properties of eutectic SnAg3.8Cu0.7 in bulk specimens** Anais Eurosimme (2009)

Mohankumar, K.; Tay, A. A. O. **Nano-Particle Reinforced Solders for fine pitch applications** Proc. Electronic Components and Technology Conference (2004)

Mueller, M.; Wiese, S.; Roellig, M.; Wolter, K.-J. **Effect of Composition and Cooling Rate on the Microstructure of SnAgCu – Solder Joints** Proc. Electronic Components and Technology Conference (2007)

Nabarro, F.R.N. **Deformation of crystals by motion of a single ion** Strenght of solids, conference Physical Society (1948)

Negm, S. E.; Mady, H.; Bahgat, A. A. **Influence of the addition of indium on the mechanical creep of Sn – 3,5%Ag alloy** Journal of Alloys and Compounds V503 p 65-70 (2010)

Norris, C. K.; Landzberg, A. H. **Reliability of Controlled Collapsed Interconnections** IBM Journal of Research and Development V13 p. 266-271 (1969)

Ohnuma, I.; Cui, Y.; Liu, X. J.; Inohana, Y.; Ishihara, S.; Ohtani, H.; Kainuma, R.; Ishida, K. **Phase Equilibria of Sn-In Based Micro-Soldering Alloys** J. of Electronic Materials, V 29 (2000)

Praguer, M. **The Omega Method – An Engineering Approach to Life Assessment** J. of Press.Ves. Tech. V 122 (2000)

Qasaimeh, A. **Mechanical Fatigue Study of Lead Free Alloys** Presentation on the AREA Consortium Meeting, Binghamtom (2011)

RoHS - **Restriction on the Use of Hazardous Substances** – European Community –Diretiva 2002/095/EC

Röllig, M.; Wiese, S.; Wolter, K.-J. **Extraction of material parameters for creep experients on real solder joints by FE-analisys** EuroSime Conference (2006)

Rosalbino, F.; Angelini, E.; Zanicchi G.; Marazza, R. **Corrosion behaviour assessment of lead-free Sn-Ag-M (M=In, Bi, Cu) solder alloys** Materials Chemistry and Physics V109 p 386-391 (2008)

Schwartz, M. M. **ASM Metals Handbook V6Welding, Brazing and Soldering** ASM International (1993)

Sebo, P.; Svec, P.; Janickonic, D; Stefanik, P. **Influence of thermal cycling on shear strength of Cu-Sn3.5AgIn-Cu joints with various content of indium** J. of Alloys and Compounds, V463 (2008)

Sharif, A.; Chan, Y. C. **Effect of indium addition in Sn-rich solder on the dissolution of Cu metallization** Journal of Alloys and Compounds V390 p67-73 (2005)

- Sharif, A.; Chan, Y.C. **Liquid and solid state interfacial reactions of Sn – Ag – Cu and Sn – In – Ag – Cu solders with Ni – under bump metallization** Thin Solid Films V504 p431-435 (2006)
- Shi, S.; Liu, J.; Xia, Z.; Lei, Y.; Guo, F.; Li, X. **Creep property of composite solders reinforced by nano-sized particles** J Mater Sci: Mater Electron V19 p. 349-356 (2008)
- Shi, X. Q.; Wang Z. P.; Yang, Q. J.; Pang, H. L. J. **Creep Behavior and Deformation Mechanism Map of Sn-Pb Eutectic Solder Alloy** Journal of Eng. Mat. And Tech. V. 125 (2003)
- Subramanian, J. S.; Rude, T.; Newson, J.; He, Z.; Besnoin, E.; Weihs, T.; **Direct Die Attach With Indium Using a Room Temperature Soldering Process** 37th IMAPS (2004)
- Suganuma, K. **Lead Free Soldering in Electronics** Marcel Decker (2004)
- Trödler, J.; Nowottnick, M. **Silberreduzierte Weichlote auf Basis SnAgCu** DVS Weichlöten, Hanau (2008)
- Tummala, R. **Fundamentals of Electronic Packaging** Mackgraw-Hill (2004)
- Vassilev, G. P.; Dobrev, E. S.; Tedenac J. C. **Experimental study of the Ag-Sn-In phase diagram** J. of Alloys and Compounds, V 399 (2005)
- Weertman, J. **Steady-state creep of crystals** Journal of Applied Physics V 28 p. 1185-1189 (1957)
- Weertman, J. **Steady-state creep through dislocation climb** Journal of Applied Physics V. 28 p. 362-364 (1957)
- Wiese, S. **Verformungs- und Schädigungsverhalten metallischer Werkstoffe in Mikrodimensionen** Habilitação, TUDresden (2008)
- Wiese, S.; Wolter, K.-J. **Microstructure and creep behavior of eutectic SnAg and SnAgCu solders** Microelectronics Reliability, V44, p 1923-1931 (2004)
- Yeh, M.S. **Effects of Indium on the Mechanical Properties of Ternary Sn-In-Ag Solders** Trans. Metall. Materials, Part A, V. 34 (2003)
- Zhang, H.; Sun, F.; Liu, Y. **Effects of Adding Some Elements on Solderability of Sn-0,7Ag-0,5Cu Solder** Proc. International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging (2010)
- Zubelewicz, A.; Rao, T. **ASM Metals Handbook V19 – Fatigue and Fracture** ASM International (1996)