

# PROPRIETÀ MECCANICHE DI LEGHE SENZA PIOMBO PER GIUNTI BGA MEDIANTE MISURE DI INDENTAZIONE

Antonello Vicenzo, Niccolò Adami  
Dipartimento CMIC - Politecnico di Milano  
Via Mancinelli, 7  
20131 Milano

## SOMMARIO

Leghe senza piombo da brasatura -nella forma di giunti per componenti BGA (Ball Grid Array)- sono state sottoposte a indentazione strumentata per la misura delle proprietà di durezza e modulo elastico e per la valutazione della sensibilità alla velocità di deformazione, secondo una procedura indicata in letteratura, qui opportunamente vagliata e applicata. I materiali considerati sono leghe della famiglia SAC Stagno Argento Rame, con diverso tenore di alliganti, una lega simile addizionata di un quarto elemento, Sb, e lo stagno puro. Durezza e modulo elastico da misurazioni a carico massimo di 50 mN sono coerenti con i dati reperibili in letteratura, anche da analoghe misure, e, nel caso della durezza, ben correlate con le caratteristiche morfologiche. Il modulo di indentazione varia da 24 MPa (lega SAC 105) a 45 MPa (Sn puro, campione massivo). Questo è il parametro più sensibile alle modalità di misura; è anche il parametro più sensibile alle dimensioni e alla porosità dei giunti. Le durezze mostrano una variabilità più ridotta e oscillano tra 10 (Sn) e 22 HV (SAC 305). Quest'ultima è la lega più ricca in alliganti e con un eutettico a struttura fine e regolare. I valori di sensibilità alla velocità di deformazione determinati per le diverse leghe variano nell'intervallo 0,10-0,18 e sono in accordo con dati pubblicati, laddove è stato possibile reperirne. Sn puro e SAC 105 presentano i valori più elevati, cioè una spiccata sensibilità alla velocità con cui vengono deformate. Le leghe SAC 305, Castin e SAC N201 hanno mostrato i valori più bassi. Si è accertata con questo lavoro la possibilità di valutare il comportamento meccanico di leghe di brasatura nella forma di giunti di componenti BGA mediante indentazione; si sono ottenuti dati sperimentali per tipologie di leghe ancora poco caratterizzate; si è confermata infine la possibilità di valutare mediante indentazione strumentata la sensibilità alla velocità di deformazione di materiali a bassa temperatura omologa quali Sn e sue leghe.

## INTRODUZIONE

La traduzione in legge della direttiva Europea 2002/95/CE, comunemente nota come direttiva RoHS, che impone restrizioni sull'uso di determinate sostanze pericolose all'interno di apparecchiature elettriche ed elettroniche, in particolare in tutti i prodotti del segmento consumer della manifattura elettronica, ha resa necessaria la sostituzione delle leghe brasanti contenenti piombo con leghe esenti da piombo.

Le leghe SAC, Sn-Ag-Cu, quasi-eutettiche sono emerse attraverso numerosi studi sperimentali come il materiale più indicato per rimpiazzare lo Sn-Pb nell'interconnessione elettronica. (1) Rispetto alle leghe Sn-Pb, tipicamente utilizzate con limitazione a condizioni di impiego in cui il giunto è relativamente poco sollecitato e a temperatura di servizio ridotta, a causa dell'instabilità microstrutturale e della suscettibilità a creep della fase ricca in piombo, poco resistente, l'alto tenore di stagno e di intermetallici di una lega SAC ben formulata possono permettere un campo di temperatura operativo più ampio per sistemi e apparecchi elettronici. Le leghe SAC si sono dimostrate superiori a quelle Sn-Pb, sia a temperatura ambiente sia ad alta temperatura, in termini di resistenza a taglio, resistenza a fatica in condizioni isoterme e resistenza all'invecchiamento durante escursioni termiche fino a 150°C, la temperatura di prova standard per le applicazioni più severe nel

settore automotive. Altre caratteristiche rilevanti ai fini della valutazione di affidabilità in alcune applicazioni, sono il comportamento a fatica termo-meccanica e la resistenza ad impatto dei giunti SAC, aspetti entrambi tuttora oggetto di investigazione.

Per numerose delle possibili formulazioni di leghe brasanti esenti da piombo, i dati disponibili restano parziali e insufficienti, certamente rispetto alle conoscenze accumulate sulle proprietà ed il comportamento delle leghe contenenti piombo, ed in ogni caso anche rispetto alle esigenze di progetto e di valutazione dell'affidabilità di componenti e assemblati.

Inoltre, proprio sulla base della necessità di acquisire informazioni finalizzate a valutare l'affidabilità dei giunti, è fortemente sentita l'esigenza di studiarne il comportamento nella forma e dimensione definitiva; ad esempio quella, considerata in questo lavoro, di *package* BGA, Ball Grid Array, vale a dire prodotti finiti dell'industria della componentistica elettronica, pronti ad entrare nel ciclo produttivo delle schede e apparecchiature elettroniche.

Nella loro destinazione finale, i giunti saldati si troveranno soggetti a sollecitazioni dovute a cicli termici (accensione e spegnimento) o a shock meccanici e dovranno avere caratteristiche tali da poter permettere di garantire l'affidabilità ovvero la vita utile di un prodotto elettronico.

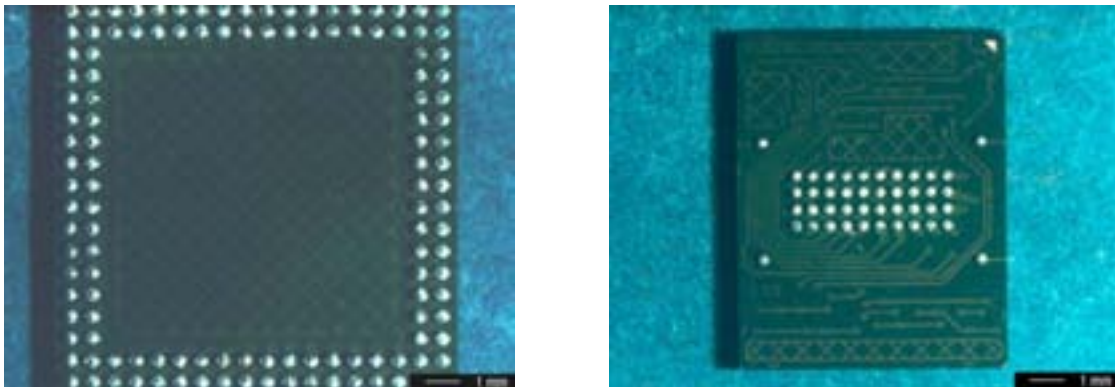
Sulla base di queste premesse e considerazioni, questo lavoro ha inteso sperimentare una tecnica di misura quale l'indentazione strumentata al fine di caratterizzare le terminazioni di componenti BGA realizzate con diverse leghe di brasatura. Le terminazioni dei componenti BGA esaminati, cioè componenti con interconnessione a matrice di sfere o palline, hanno ciascuna dimensione, espressa come diametro, inferiore a mezzo millimetro, da qui l'evidente necessità di ricorrere ad una tecnica di misura che possa operare su oggetti di dimensioni così piccole.

Mediante microindentazione, sono stati determinati i valori di durezza e del modulo di indentazione e si è valutato il comportamento a creep a temperatura ambiente. È stato applicato e verificato un metodo proposto in letteratura (2) per valutare la sensibilità alla velocità di deformazione delle leghe considerate, sempre nella forma di sfere su componenti BGA. Si è infine esaminata la microstruttura delle diverse leghe allo stato di rifusione su package, discutendo i risultati dello studio micromeccanico alla luce delle principali caratteristiche morfologiche.

## GIUNTI BGA

I campioni esaminati in questo lavoro sono componenti con terminazioni a matrice di sfere di lega saldante, cosiddetti componenti BGA (Ball Grid Array). L'aspetto dei campioni è illustrato dalle immagini in Fig. 1. Il package con la matrice di sfere centrale, a destra in Fig. 1, reca una lega SAC con antimONIO ( $\text{Sn-Ag}_{2,5}\text{-Cu}_{0,8}\text{-Sb}_{0,5}$ ); l'altro package, a sinistra in Fig. 1, è quello con matrice di sfere in leghe SAC, di composizione:  $\text{Sn-Ag}_3\text{-Cu}_{0,5}$  (SAC 305);  $\text{Sn-Ag}_1\text{-Cu}_{0,5}$  (SAC 105);  $\text{Sn-Ag}_{1,2}\text{-Cu}_{0,5}$  (SAC N125);  $\text{Sn-Ag}_2\text{-Cu}_{0,1}$  (SAC N201).

La dimensione delle sfere è di  $300\ \mu\text{m}$  (package SAC-Sb) o  $450\ \mu\text{m}$  (*package* SAC).



**Fig. 1.** Aspetto dei campioni (*package* BGA) con *ball* in lega tipo SAC (a sinistra) e lega  $\text{Sn-Ag}_{2,5}\text{-Cu}_{0,8}\text{-Sb}_{0,5}$  (a destra).

## MICROSTRUTTURA DELLE LEGHE

Le leghe della famiglia SAC, leghe del sistema ternario Sn-Ag-Cu, contengono oltre il 95% di stagno in peso e sono il materiale di brasatura più utilizzato e studiato per l'impiego in microelettronica. (3) Dato l'elevato tenore in Sn e la generale scarsa solubilità della maggior parte degli elementi nello stagno allo stato solido, la fase prevalente nei giunti in lega SAC è lo stagno puro, con struttura tetragonale, stagno bianco o fase beta,  $\beta$ -Sn. Oltre ad essere la fase dominante della microstruttura di queste leghe allo stato solido, lo stagno è presente simultaneamente in diversi micro-costituenti, cioè miscele di due o più fasi aventi una morfologia caratteristica che compaiono nella microstruttura di solidificazione.

La composizione delle leghe SAC è prevalentemente entro l'intervallo Sn-(2,0-4,0%Ag)-(0,5-1,0%Cu). Questo campo di composizione è stato scelto in considerazione dell'esistenza di una reazione eutettica ternaria, vale a dire la formazione delle tre fasi solide  $\beta$ -Sn,  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  e  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  dalla fase liquida, che ha luogo alla temperatura di 217°C per tenore di Ag e Cu in fase liquida pari a 3,5% (calcolato: 3,7%) e 0,9%, rispettivamente.<sup>(4)</sup> Queste leghe si sono affermate come quelle di maggior potenziale per un largo uso nell'industria, benché vi siano ancora discussioni circa la composizione preferita.

La composizione delle leghe effettivamente impiegate varia nell'intorno dell'eutettico e, a seconda della precisa composizione entro questo intorno e degli equilibri tra le diverse fasi, si possono formare sette diversi micro-costituenti nella lega solida (5). Possono essere presenti come fasi primarie, cioè come fasi che si formano direttamente dal liquido, lo stagno  $\beta$ -Sn, l'intermetallico  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  e l'intermetallico  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ . Inoltre, possono formarsi i costituenti bifasici che risultano dalla loro combinazione (3 diversi costituenti) e, infine, può formarsi l'eutettico ternario. Le diverse fasi si presentano con una morfologia ben definita:  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  in placchette,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  in aghi esagonali cavi,  $\beta$ -Sn in dendriti. Queste sono le morfologie tipiche delle fasi primarie, ma possono presentarsi anche nel caso dei costituenti bifasici; l'eutettico ternario è costituito da una matrice di  $\beta$ -Sn dendritico in cui sono dispersi gli intermetallici  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  nella forma di bacchette e particelle di  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ .

I fattori cinetici operanti nella solidificazione delle leghe SAC ordinarie, quelle di composizione circa eutettica, permettono di spiegare il fatto che, contrariamente a quanto atteso sulla base del diagramma di stato, la microstruttura di queste leghe non sia dominata dalla presenza dell'eutettico ternario come micro-costituente prevalente (5). Al contrario, i costituenti caratteristici della microstruttura di queste leghe sono le fasi primarie ed i costituenti bifasici.

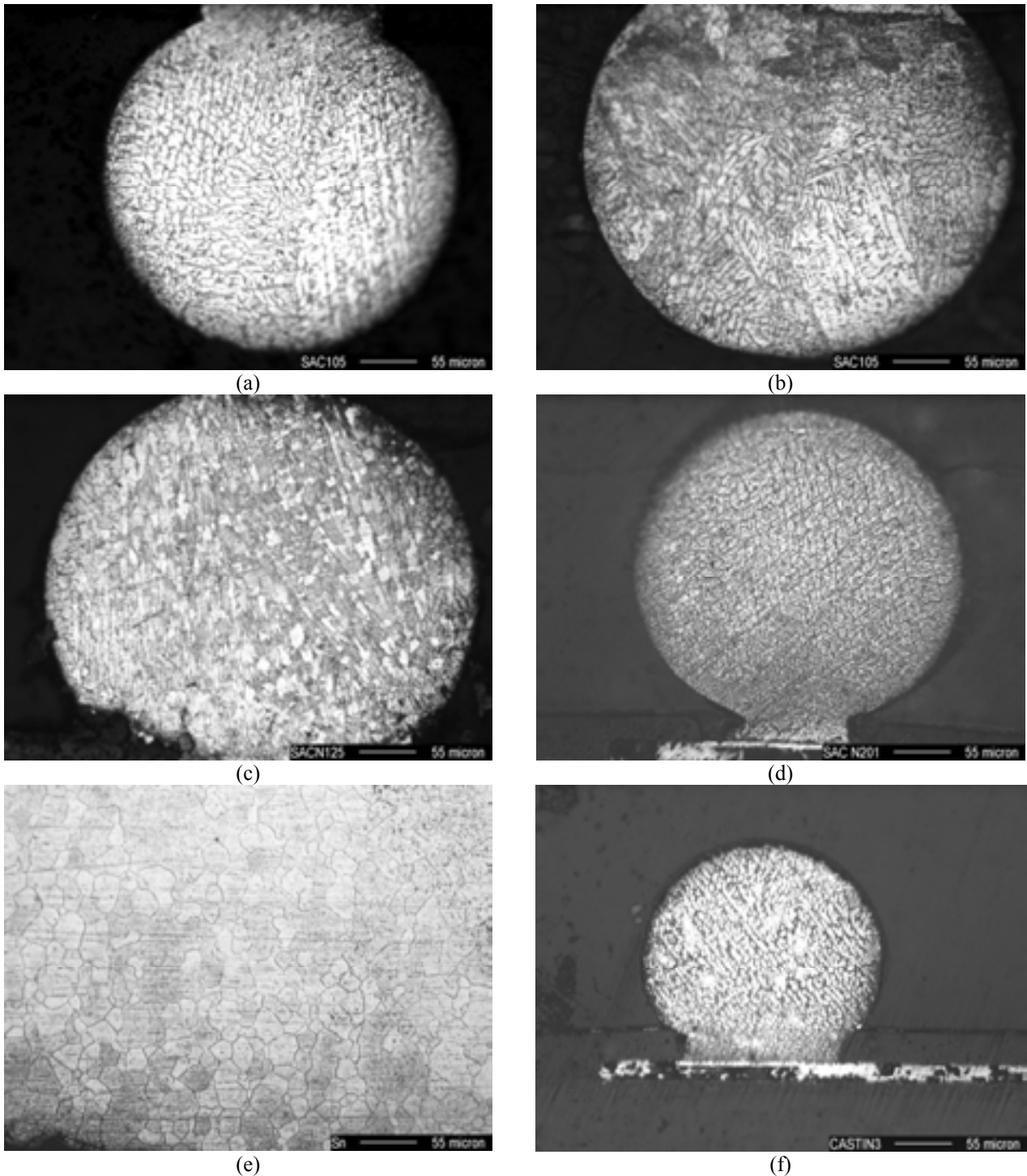
Si può concludere, in modo sommario ma sostanzialmente corretto, che, almeno per le leghe SAC di composizione circa eutettica, la microstruttura di solidificazione è dominata dalla formazione delle fasi primarie e che, come conseguenza dell'inibizione a nucleare dello stagno, la quantità di micro-costituenti è inferiore a quella che si formerebbe in condizioni di equilibrio.

La presenza delle fasi intermetalliche primarie può avere conseguenze importanti sulle proprietà meccaniche dei giunti. Soprattutto per velocità di raffreddamento basse o intermedie, gli intermetallici primari possono crescere fino a dimensioni notevoli. In particolare l'intermetallico  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ , per la sua caratteristica morfologia, può crescere fino a estendersi entro tutta la sezione del giunto, offrendo potenzialmente un cammino preferenziale di propagazione di frattura lungo l'interfaccia con la lega circostante. Allo stesso modo, gli aghetti di intermetallico  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  possono avere un'influenza deleteria sulla resistenza del giunto, ad esempio in termini di resistenza a fatica termica, anche se occorre precisare che non vi sono evidenze a questo proposito riportate in letteratura.

La fase prevalente nella microstruttura delle leghe SAC è, come si è detto, lo stagno. Questo si presenta in genere con morfologia dendritica, con la particolarità che le numerose singoli dendriti visibili nella sezione di un giunto non sono in realtà indipendenti. Si è riscontrato infatti che la maggior parte delle singoli dendriti sono rami secondari o terziari di poche dendriti cristallograficamente distinte. Questo è dovuto al fatto che, una volta attivata la nucleazione dello stagno, la velocità di solidificazione è talmente elevata da impedire la formazione di altri nuclei.

Inoltre, il calore latente rilasciato durante la formazione di una dendrite di stagno aumenta la temperatura del liquido circostante, riducendo la forza motrice termodinamica per l'ulteriore nucleazione.

I *package* BGA esaminati in questo lavoro sono stati inglobati in resina a freddo e trattati con le ordinarie procedure di preparazione metallografica in modo da portare alla luce la sezione delle *ball*. Le sezioni sono state attaccate per immersione di pochi secondi in soluzione 10% HCl 90% CH<sub>3</sub>OH ed esaminate al microscopio ottico (Fig. 2). La microstruttura è dendritica, costituita da una matrice di stagno e zone interdendritiche più o meno sviluppate.



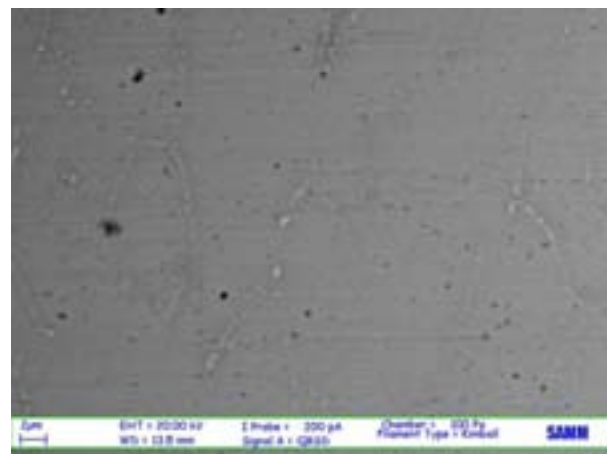
**Fig. 2.** Micrografie al microscopio ottico (200×) della sezione dei campioni: (a) SAC 305; (b) SAC 105; (c) SAC N125; (d) SAC N201; (e) Sn; (f) Castin.

Le leghe più ricche di alliganti (Castin, SAC 305, SAC N201) presentano una microstruttura più grossolana con frazione eutettica più grande rispetto alle leghe con tenore di alliganti inferiore. La lega SAC N125 mostra una struttura apparentemente globulare, probabilmente dovuta all'orientazione delle dendriti rispetto al piano di sezione. Il campione di stagno (Fig. 2(e)) mostra una struttura relativamente grossolana a grani con dimensioni dell'ordine delle decine di micrometri.

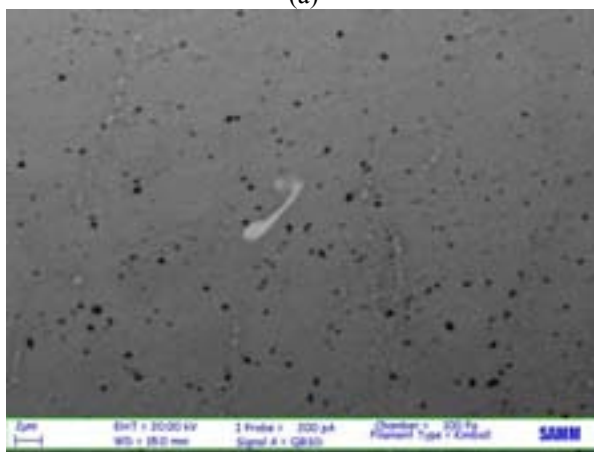
La morfologia dell'eutettico nei campioni di lega è stata esaminata in microscopia elettronica a scansione. Le osservazioni sono state complicate o rese inutili da una diffusa e persistente contaminazione superficiale, dovuta in parte minima all'attacco e in prevalenza ai diversi materiali presenti sul *package*. In Fig. 3 si mostrano alcune immagini SEM relative ai campioni con lega SAC 305, SAC 105 e SAC N125. Nelle micrografie si può riconoscere l'eutettico disperso nella matrice di stagno: la struttura dell'eutettico è ben definita e affinata nel caso della lega SAC 305, come mostra la micrografia in Fig. 3 (a) dove si nota una fine dispersione di precipitati morfologicamente misti, di tipo lamellare e globulare, rispettivamente corrispondenti agli intermetallici  $Ag_3Sn$  e  $Cu_6Sn_5$ .



(a)



(b)



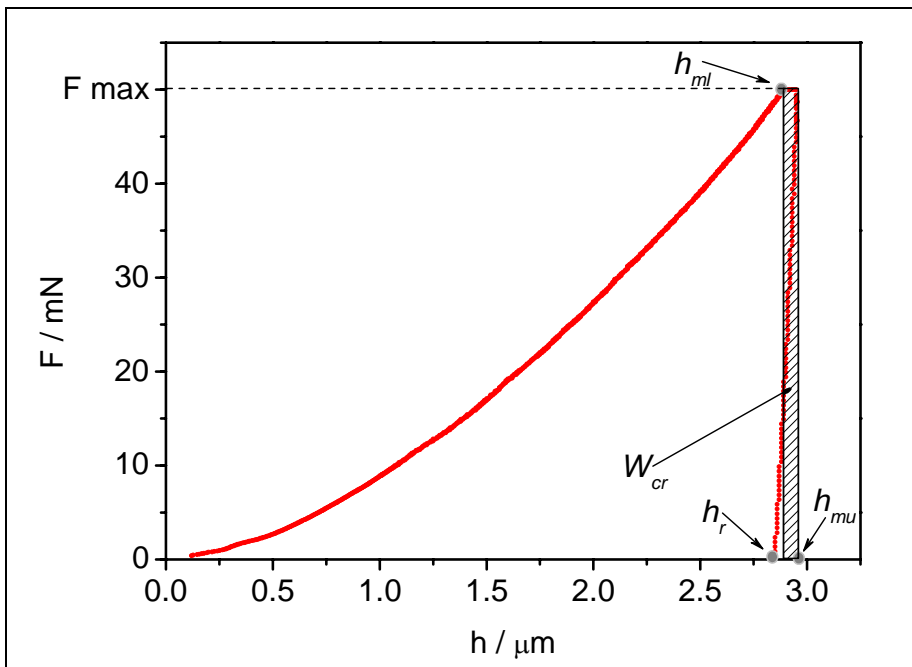
(c)

**Fig. 3. Micrografie al microscopio elettronico sulla sezione dei campioni: (a) SAC 305; (b) SAC 105; (c) SAC N125.**

#### INDENTAZIONE STRUMENTATA

Le misure di indentazione strumentata sono state eseguite a carico massimo di 50 mN, variando la velocità di applicazione del carico da 0,5 a 20  $mN s^{-1}$ . Le condizioni di misura sono state scelte dopo un'accurata valutazione delle possibilità operative dello strumento a disposizione (Fischerscope H100C) e dopo un attento esame della consistenza e ripetibilità dei risultati ottenuti.

La prova di indentazione consiste nell'applicare al penetratore una forza con incremento lineare nel tempo fino al raggiungimento del valore massimo stabilito. Al raggiungimento del valore massimo, segue un intervallo di *creep*, a carico costante per un intervallo di tempo di 5 s, durante il quale si segue la variazione della profondità di penetrazione da  $h_{ml}$  (profondità al termine della fase di carico) a  $h_{mu}$  (profondità all'inizio della fase di scarico). All'intervallo di *creep* segue la fase di scarico la cui durata è stata fissata a 10 s. Una tipica curva di indentazione è riportata nel grafico in Fig. 4.



**Fig. 4. Curva di indentazione ottenuta sperimentalmente di una SAC 105 con carico massimo 50 mN e velocità di applicazione del carico di  $0,5\text{mN s}^{-1}$ .**

Al diminuire della velocità di applicazione del carico, a carico massimo costante, si osserva un aumento della penetrazione ovvero una durezza di indentazione inferiore; parimenti nel periodo di *creep* ad una velocità di applicazione più lenta corrisponde una deformazione a *creep* più bassa. Questo comportamento nelle prove di indentazione permette di valutare la sensibilità alla velocità di deformazione del materiale. (2)

Si assume che la relazione costitutiva della lega saldante sia espressa dalla legge:

$$\sigma = b\dot{\varepsilon}^m \quad (1)$$

dove  $\sigma$  è lo sforzo,  $\dot{\varepsilon}$  è la velocità di deformazione e  $b$  e  $m$  sono costanti del materiale. Il parametro  $m$  è definito come sensibilità alla velocità di deformazione.

Stillwell e Tabor hanno introdotto il concetto di lavoro di indentazione (6), proponendo per la durezza di indentazione la seguente definizione:

$$H = \frac{W_p}{V_p} \quad (2)$$

dove  $W_p$  è il lavoro plastico di indentazione e  $V_p$  è il volume deformato plasticamente. Il significato fisico dell'eq. (2) è che la durezza  $H$  può essere pensata come l'energia spesa per unità di volume deformato plasticamente durante l'indentazione. L'applicazione di questo concetto alle condizioni di *creep* a carico massimo induce a definire una durezza di indentazione a *creep*, in termini di

lavoro di indentazione a *creep*  $W_{cr}$  (l'area ombreggiata in Fig. 4) e aumento di volume deformato plasticamente  $\Delta V_{cr}$  nel periodo di mantenimento a carico massimo:

$$H_{cr} = \frac{W_{cr}}{\Delta V_{cr}} \quad (3)$$

Il lavoro di indentazione e il volume deformato a *creep* possono essere calcolati, nota la curva di indentazione e la geometria del penetratore, con le espressioni seguenti:

$$W_{cr} = F_{\max} \cdot (h_{mu} - h_{ml}) \quad (4)$$

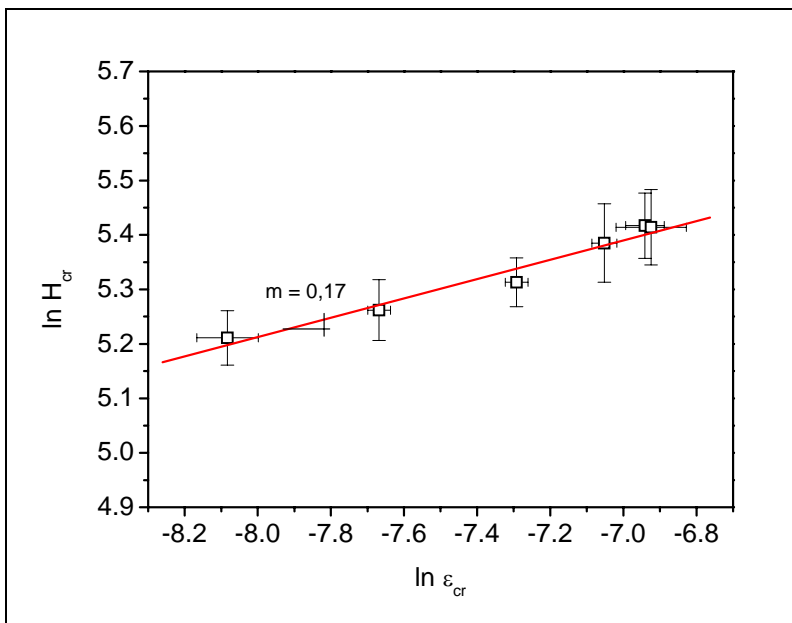
$$\Delta V_{cr} = \frac{g}{3} \cdot (h_{mu}^3 - h_{ml}^3) \quad (5)$$

( $g$  è il fattore che tiene conto della geometria del penetratore).

La velocità di deformazione nelle condizioni di *creep* si calcola come

$$\dot{\epsilon}_{cr} = \frac{\Delta V_{cr}}{V_p} \frac{1}{\Delta t} = \frac{3\Delta V_{cr}}{\pi c^3} \frac{1}{\Delta t} \quad (6)$$

dove  $c$  è il raggio plastico secondo Johnson (7) e  $\Delta t$  è il tempo di mantenimento a *creep*. L'esponente  $m$  dell'eq. (1) si valuta quindi come coefficiente angolare della retta interpolante i dati in un grafico di  $\ln H_{cr}$  in funzione di  $\ln \dot{\epsilon}$ . Un esempio di costruzione del grafico è mostrato in per le sfere di un componente BGA in lega SAC 105.



**Fig. 5.** L'esponente  $m$  dell'eq. (1) è stato ricavato come pendenza della retta interpolante i dati nel grafico  $\ln H_{cr}$  in funzione di  $\ln \dot{\epsilon}$ , valori calcolati secondo la procedura descritta con le eq. (3) e (6).

Dalle misure di indentazione sono stati ottenuti i seguenti dati:

$h_{max}$ : profondità di penetrazione alla fine della fase di carico ( $h_{ml}$ )

$H_{U_{pl}}$ : durezza universale plastica (senza componente elastica) convertita in durezza Vickers dal software di gestione dell'apparecchio

$E$ : modulo elastico



*CrI*: *creep* sotto il carico massimo costante in % sulla profondità raggiunta alla fine della fase di carico,  $h_m$

I valori del modulo elastico e della durezza ricavati da prove di indentazione sui diversi campioni esaminati sono riportati in Tabella 1. I valori di *CrI* al variare della velocità di applicazione del carico sono riportati in Tabella 2.

**Tabella 1. Modulo elastico e durezza Vickers dei campioni esaminati. Carico massimo 50 mN; velocità di applicazione del carico 2 mN s<sup>-1</sup>; tempo di scarico 10 s.**

Legna	E ( <i>media</i> ± <i>sd</i> )	HV ( <i>media</i> ± <i>sd</i> )
SAC 305	33,1 ± 8,1	22,3 ± 2,7
SAC 105	24,7 ± 7,6	15,3 ± 0,7
SAC N125	27,4 ± 7,3	19,4 ± 1,6
SAC N201	26,2 ± 8,5	15,9 ± 0,9
Castin	40 ± 5,4	18,5 ± 0,3
Stagno puro 99,99%	45,2 ± 6,1	10,4 ± 0,2

**Tabella 2. Valori di *CrI* (creep % sulla profondità raggiunta nella fase di carico per il valore massimo della forza applicata) dei campioni esaminati. Carico massimo 50 mN; tempo di scarico 10 s.**

Velocità di applicazione [mN/s]	SAC 305 <i>creep</i> (%)	SAC 105 <i>creep</i> (%)	SAC N125 <i>creep</i> (%)
0,5	1,53 ± 0,12	1,70 ± 0,05	1,86 ± 0,09
1	2,64 ± 0,25	2,72 ± 0,19	2,81 ± 0,12
2	3,87 ± 0,46	3,96 ± 0,23	3,82 ± 0,21
5	5,54 ± 0,81	5,56 ± 0,42	5,35 ± 0,37
10	6,64 ± 1,08	6,67 ± 0,35	6,40 ± 0,41
20	6,84 ± 0,91	7,12 ± 0,66	7,19 ± 0,58
Velocità di applicazione [mN/s]	Castin <i>creep</i> (%)	SAC N201 <i>creep</i> (%)	Stagno <i>creep</i> (%)
0,5	1,56 ± 0,06	1,86 ± 0,17	2,14 ± 0,22
1	2,47 ± 0,18	2,96 ± 0,31	3,3 ± 0,23
2	3,73 ± 0,53	4,25 ± 0,27	4,83 ± 0,29
5	5,15 ± 0,35	6,33 ± 0,34	7,48 ± 0,43
10	6,70 ± 0,54	7,73 ± 0,44	9,10 ± 0,33
20	7,23 ± 0,19	8,35 ± 0,65	10,08 ± 0,79

In Tabella 3 sono riportati i valori di sensibilità alla velocità di deformazione ricavati dalle misure eseguite. Questi sono il risultato di due o tre serie di prove per ciascuna lega, di una serie di prove per il campione di Sn puro. Ogni serie di misure risulta da cinque campagne di misura, consistenti ciascuna in sei prove di indentazioni alle sei velocità di applicazione del carico previste (0,5, 1, 2, 5, 10, 20 mN s<sup>-1</sup>). Sono state quindi eseguite 60 o 90 prove di indentazione per ciascuna lega, 15 per ogni velocità.



**Tabella 3. Valori della sensibilità alla velocità di deformazione ricavati dalle misure di indentazione per le diverse leghe esaminate e per lo Sn puro. Prove di indentazione eseguite a carico massimo 50 mN, velocità di applicazione del carico variabile tra 0,5 e 20 mN s<sup>-1</sup>, tempo di scarico 10 s.**

Legha	m serie 1	m serie 2	m serie 3	m ( <i>media ± sd</i> )
SAC 305	0,106	0,113	0,109	0,11 ± 0,0035
SAC 105	0,177	0,162	0,167	0,17 ± 0,009
SAC N125	0,153	0,162	x	0,16 ± 0,0063
SAC N201	0,11	0,104	0,105	0,106 ± 0,0032
Castin	0,12	0,112	x	0,12 ± 0,006
Stagno puro 99,99%	0,167	x	x	0,17

Per quel che riguarda le proprietà ricavate dalle prove di microindentazione, si sono ottenuti valori coerenti con i dati riportati in letteratura, anche da analoghe misure, e, nel caso della microdurezza, ben correlati con le caratteristiche morfologiche. Il modulo di indentazione varia da 24 MPa (corrispondente alla SAC 105) a 45 MPa (per lo Stagno puro). Questo è il parametro più sensibile alle modalità di misura; inoltre, è anche il parametro più sensibile alle dimensioni e alla porosità dei materiali sotto misura. È difatti indicativo il fatto che, nel caso dello stagno (campione massivo rispetto ai giunti BGA), si sia trovato un valore in accordo sostanziale con il modulo di Young. Le durezze mostrano una variabilità più ridotta e oscillano tra 10 (Stagno) e 22 HV (SAC 305); la SAC 305 risulta quindi essere la lega con la durezza più elevata, come era prevedibile data la sua composizione, più ricca in alliganti e con un eutettico a struttura fine e regolare.

I valori di sensibilità alla velocità di deformazione trovati per le diverse leghe sono in accordo con dati pubblicati (1,8), laddove è stato possibile reperirne, e comunque presentano un quadro coerente. Stagno puro e SAC 105 presentano i valori più elevati; le leghe SAC 305, SAC-Sb e la SAC N201 hanno il valore di sensibilità alla velocità di deformazione più basso. In particolare, il valore di sensibilità alla velocità di deformazione trovato per la SAC 305 concorda con quello riportato da Ma e Yoshida (2). Le leghe esaminate hanno composizione e microstruttura simili; sono materiali ad elevata temperatura omologa (circa 0,5) già a temperatura ambiente; era quindi lecito aspettarsi che i valori della sensibilità alla velocità di deformazione fossero relativamente elevati e si presentassero in un intervallo ristretto, tra i valori 0,10 e 0,18.

#### BIBLIOGRAFIA

- 1) Autori Vari, "Handbook of Lead-Free Solder Technology for Microelectronic Applications", a cura di K.J. Puttlitz and K.A. Stalter, Marcel Dekker Inc (2004).
- 2) X. Ma and F. Yoshida, Appl. Phys. Lett. 82(2) (2003) 188.
- 3) M. Abtey and G. Selvaduray, Materials Science and Engineering 27 (2000) 95.
- 4) M.E. Loomans and M.E. Fine, Metall. Mater. Trans. A 31 (2000) 1155.
- 5) D. Swenson, J Mater Sci: Mater Electron. 18 (2007) 39.
- 6) N.A. Stillwell and D. Tabor, Proc. Phys. Soc. 78 (1961) 169.
- 7) K.L. Johnson, "Contact Mechanics", Cambridge University Press, 1987.
- 8) M.J. Mayo and W.D. Nix, Acta Metallurgica, 36 (1988) 2183.