

Caratterizzazione di leghe Zama 2 pressocolate in riferimento a fenomeni connessi con l'invecchiamento

*Original*

Caratterizzazione di leghe Zama 2 pressocolate in riferimento a fenomeni connessi con l'invecchiamento / Ubertalli, Graziano; Rosalbino, Francesco; Matteis, Paolo; Scavino, Giorgio; Firrao, Donato; Scandaliato, F.. - In: LA METALLURGIA ITALIANA. - ISSN 0026-0843. - 107:6(2015), pp. 27-35.

*Availability:*

This version is available at: 11583/2615302 since: 2015-07-20T09:09:29Z

*Publisher:*

Consedit, Grado (GO)

*Published*

DOI:

*Terms of use:*

This article is made available under terms and conditions as specified in the corresponding bibliographic description in the repository

*Publisher copyright*

(Article begins on next page)

# Caratterizzazione di leghe Zama 2 pressocolate in riferimento a fenomeni connessi con l'invecchiamento

G. Ubertalli, F. Rosalbino, P. Matteis, G. Scavino, D. Firrao, F. Scandalianto

*Campioni di lega Zama 2 (ZP0430: Zn-4Al-3Cu) opportunamente prodotti con processo di pressocolata, sono stati sottoposti a differenti condizioni di invecchiamento naturale (tempi da 21 a 330 giorni) ed artificiale (tempi di 1, 3, 8 e 20 ore e temperatura di 100 °C). Nelle varie condizioni di trattamento i campioni sono stati sottoposti ad analisi metallografica, roentgenografica, a misure dimensionali ed a caratterizzazione meccanica per valutare l'influenza delle condizioni di invecchiamento sulle caratteristiche microstrutturali, meccaniche e dimensionali di tale lega. Si sono riscontrate significative diminuzioni di caratteristiche meccaniche e resistenziali nel processo di invecchiamento, una dimensione dei cristalli primari della fase più ricca in Zn ( $\eta$ ) fortemente influenzata dalla distanza dalla superficie oltre che dalla massività del singolo componente, mentre le variazioni dimensionali misurate, in alcuni casi anche del 3% relativo, non evidenziano un andamento continuo. Analisi roentgenografiche sono state effettuate per individuare la costituzione della lega e gli stati tensionali conseguenti al processo produttivo che possono giustificare la non continuità delle variazioni dimensionali.*

**Keywords:** Pressocolata - Microscopia elettronica - Metalli non ferrosi - Diffrazione

## INTRODUZIONE

Le leghe di zinco prodotte per pressofusione sono correntemente utilizzate in applicazioni in campo autoveicolo, componenti hardware, dispositivi elettrici, abbigliamento, giocattoli e sport, ornamenti, ecc. [1, 2]

Le più utilizzate leghe per pressofusione sono le Zama3, Zama 5 e Zama 2 caratterizzate da un tenore di alluminio comune del 3,9-4,3% e tenore di Cu rispettivamente minore di 0,1% oppure nell'intorno di 2 o di 3 %, con presenza di magnesio in tenori inferiori allo 0,06% per Zama 3 e 5 o inferiori allo 0,03% per Zama 2.

L'alluminio come elemento di lega permette di avere temperature di colata più basse, aumentare la fluidità del metallo liquido e migliorare la resistenza meccanica. Percentuali troppo elevate riducono tuttavia la resilienza. Il rame migliora la resistenza, la durezza e la conseguente resistenza ad usura, riducendo però l'allungamento percentuale a rottura. Il magnesio, incrementa marcatamente, anche in piccoli tenori, le caratteristiche meccaniche, agisce

come importante affinante dei grani cristallini e diminuisce la tendenza alla corrosione intercristallina provocata dalla presenza di impurezze, principalmente Pb e Sn. [3]

Un aspetto importante associato a tali leghe è il fenomeno dell'invecchiamento attribuibile al raggiungimento delle condizioni di equilibrio composizionale delle differenti fasi costituenti la lega a temperatura ambiente (v. diagramma ternario Zn-Al-Cu [4]). Infatti se ad elevata temperatura la soluzione solida ricca in Zn ( $\eta$  - esagonale) può sciogliere nelle leghe ternarie fino a 1,2 % di Al e 2,8 % di Cu, a temperatura ambiente tali valori massimi scendono a 0,1 % di Al e 0,5 % di Cu. Questo fenomeno si compie, a temperatura ambiente, col passare di mesi e di anni. Inoltre la fase  $\beta$ , ricca in Al - leggera distorsione triclina di un reticolo cubico del diagramma binario Zn-Al [5] - si trasforma a 275 °C in  $\beta'$  (cubica ma ancora più ricca in alluminio, attraverso la formazione di fasi intermedie  $\beta_1$  e  $\beta_2$ ) con precipitazione della fase esagonale  $\eta$ . Se nelle leghe Zn-Al quest'ultimo fenomeno di precipitazione avviene in tempi fino a 200 minuti [6], nelle leghe di Zn contenenti Cu e Mg il fenomeno avviene in tempi più lunghi. In seguito a invecchiamento, le leghe Zama evidenziano una diminuzione di proprietà meccaniche [3] che può raggiungere, nel caso di ridotti spessori, anche il 20 % del carico massimo; inoltre leghe con tenori di Cu superiori al 1,25 % evidenziano minore stabilità dimensionale di quelle con tenore inferiore.

I processi di pressocolata permettono di ottenere elevate produttività, costi competitivi, costanza dei risultati, componenti caratterizzati da tolleranze dimensionali mol-

**Graziano Ubertalli, Francesco Rosalbino, Paolo Matteis, Giorgio Scavino, Donato Firrao**

Dipartimento di Scienza Applicata e Tecnologia (DISAT)  
Politecnico di Torino, Torino, Italia

**Fabrizio Scandalianto**

TAURUS80 S.p.A., Torino, Italia

to ristrette e ridotti spessori di parete (fino a 0,5-3 mm). Tali vantaggi possono tuttavia essere in parte inficiati da variazioni dimensionali, maggiormente evidenti nelle leghe Zama contenenti Cu.

Queste variazioni dimensionali avvengono nelle leghe Zama spontaneamente a temperatura ambiente; nel caso di leghe con 1 % di Cu raffreddate in aria sono riportati valori di ritiro di 1 mm/m dopo sei mesi e di 1,4 mm/m dopo 8 anni secondo quanto affermato da P. Trombetta e O. Braggaglia del Centro Italiano Promozione Zinco nell'articolo Leghe di Zinco per Pressocolata. Le stesse leghe sottoposte a stabilizzazione (5-10 ore a 85 °C) manifestavano ritiri di 0,37 mm/m dopo due anni. L'ASM Handbook [3] riporta valori di espansione netta dello 0,0014% dopo 20 anni nel caso di leghe Zama 2.

Invecchiamenti artificiali ad alta temperatura (sono proposti intervalli di temperatura da 75 a 100 °C) accelerano temporalmente le variazioni di proprietà meccaniche e dimensionali, talvolta esaltandole.

Sono stati reperiti altri dati di variazioni dimensionali [6] di campioni a differenti tenori di Cu (rispettivamente 0, 0,4, 1,0 e 2,7 %) sottoposti a trattamento di invecchiamento artificiale a 95 °C i quali evidenziano tutti un accorciamento dello 0,07 - 0,08 % che ha termine nell'intervallo 8 - 12 ore. In seguito si manifesta un allungamento che è diverso per ogni tipo di lega talvolta correlabile al tenore di rame, nel senso che a maggiori tenori corrispondono quasi sempre maggiori allungamenti.

Tali risultati molto dispersi e talvolta parzialmente contraddittori ci hanno indotto ad effettuare una campagna di prove sperimentali, volta a valutare le variazioni dimensionali, meccaniche e microstrutturali riscontrabili su campioni appositamente prodotti per simulare un pistoncino con mantello sagomato; componenti di forma simile hanno talvolta manifestato comportamento anomalo in esercizio.

## PARTE SPERIMENTALE

Campioni in lega di zinco (Zama 2) sono stati prodotti industrialmente, a forma di "C chiusa", Figura 1, con dimensioni di 40 mm come diametro esterno e spessore 10 mm;

inoltre, foro disassato passante interno con diametro di 20 mm. La parte congiungente i due lembi della C era posizionata su una faccia e aveva dimensioni di 1 mm di ampiezza, 2 mm di spessore e 3 mm di lunghezza (Figura 1 - zona nel cerchio B). La composizione è riportata in tabella 1.

Gli stampi erano stati appositamente disegnati e fabbricati ed è stato prodotto un lotto di un migliaio di unità (dal momento che il processo di pressocolata permette una elevata produttività), scartando il primo centinaio di pezzi dall'avvio della produzione affinché i pezzi prodotti fossero tutti ottenuti quando la produzione avesse raggiunto un regime stazionario.

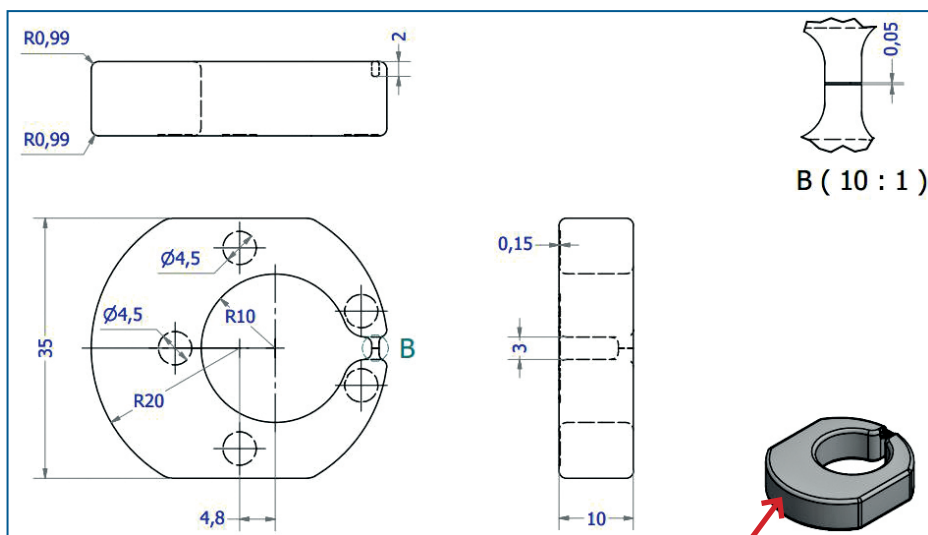
Sono stati successivamente prelevati dalla seconda parte della produzione un centinaio di pezzi di cui è stata calcolata la densità dopo avere effettuato pesate, tramite bilancia elettronica, in aria ed in acqua.

Sono stati selezionati 50 campioni con densità compresa tra 6,40 e 6,46 g/cm<sup>3</sup> (intervallo di valori che si situava a cavallo del valore medio calcolato), escludendo i campioni che avevano ottenuto valori inferiori o superiori per avere un lotto più omogeneo. I campioni sono successivamente stati sottoposti a taglio per elettroerosione a filo (diametro di 0,25 mm) nella zona del campione a minor spessore del componente (indicata in Figura 1 - zona cerchiata B).

I campioni, in gruppi di 10, sono stati sottoposti a trattamenti di invecchiamento (5 modalità): naturale a temperatura ambiente per tempi fino a 330 giorni o artificiale alla temperatura di 100 °C e tempi di 1, 3, 8 e 20 ore, utilizzando un fornello di laboratorio, come riassunto nella tabella 2.

Tempi e temperature di trattamento sono stati scelti per coprire temporalmente, su scala logaritmica, le più rilevanti variazioni di proprietà del materiale. [3]

Il taglio prodotto sui 50 campioni scelti per essere sottoposti ad invecchiamento è stato misurato dopo pressocolata con un microscopio metallografico equipaggiato di telecamera e sistema di analisi dell'immagine, prendendo per ogni campione 4 valori a quattro differenti altezze equidistanti nel taglio. Il valore medio delle 4 misurazioni è stato preso come riferimento di ampiezza di fessura per ogni campione ed è risultato compreso tra 357 e 384 µm. I



**Fig.1 - Proiezioni ortogonali del campione a C.**

*Fig. 1 - Orthogonal projections of the C-shaped sample.*

Legna	Elemento	Al	Cu	Mg	Pb	Cd	Sn	Fe	Ni	Si	Zn
Zama 2	% in peso	3,83	2,73	0,043	0,0024	0,0005	0,0002	0,0035	-	-	Resto
ZP0430	Min.	3,7	2,7	0,025	-	-	-	-	-	-	Resto
	Max	4,3	3,3	0,06	0,005	0,005	0,002	0,05	0,02	0,03	

**Tab. 1 - Composizione chimica dei getti prodotti per pressocolata e intervalli composizionali previsti per tale lega secondo la normativa UNI EN 12844 - Ottobre 2000.**

*Tab. 1 - Chemical composition of die casting Zama 2 alloys and compositional ranges according to UNI EN 12844 - October 2000.*

Condizioni di invecchiamento		
Tipologia di invecchiamento	Temperatura e tempo	Numero di campioni
Naturale	Temperatura ambiente-tempi differenti	10
Artificiale	100°C - 1 ora	10
Artificiale	100°C - 3 ore	10
Artificiale	100°C - 8 ore	10
Artificiale	100°C - 20 ore	10

**Tab. 2 - Trattamenti di invecchiamento effettuati per i provini pressocolati.**

*Tab. 2 - Ageing treatments performed on die casting samples.*

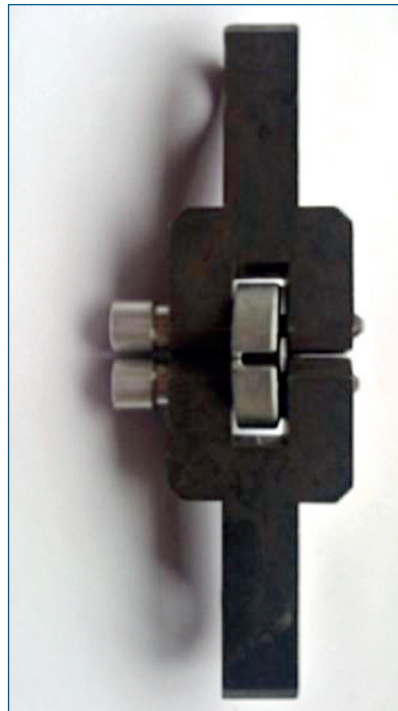
campioni sono poi stati sottoposti ad invecchiamento nelle condizioni precedentemente descritte e sottoposti a una nuova misurazione con la stessa modalità.

Alcuni campioni sono stati sezionati trasversalmente rispetto all'immagine in pianta di Figura 1 in due zone in modo da avere, per ogni campione, una sezione ridotta ed una sezione maggiormente estesa (due sezioni per campione con minore o maggiore "massa termica" in riferimento alle cinetiche di solidificazione nello stampo).

Successivamente i saggi sono stati inglobati, lucidati ed attaccati con la soluzione Cloral (1 cm<sup>3</sup> HCl e 99 cm<sup>3</sup> etanolo, con tempo di attacco di sette secondi) per essere sottoposti ad osservazione metallografica con microscopio ottico ed elettronico equipaggiato con analisi EDS.

Alcuni campioni soggetti ad invecchiamento naturale ed artificiale sono inoltre stati sottoposti ad analisi diffrattometriche (anticatodo Co) che permettono di determinare i parametri reticolari delle fasi costituenti il componente. La superficie investigata è indicata con una freccia in Figura 1. Sui campioni, per le differenti condizioni di invecchiamento, sono state effettuate misure di durezza Vickers con carico di 30 kg. Il numero totale di misure valide ottenute per ogni condizione è stato maggiore di 12. Sono state anche fatte misure di microdurezza con carico di 15 g.

Tre campioni a "C" di ogni condizione di invecchiamento sono stati sottoposti a prove di trazione a velocità di deformazione costante (1 mm/min) fino a rottura. Il montaggio



**Fig. 2 - Provino montato sugli afferraggi per la prova di trazione.**

*Fig. 2 - Assembled sample for tensile tests.*

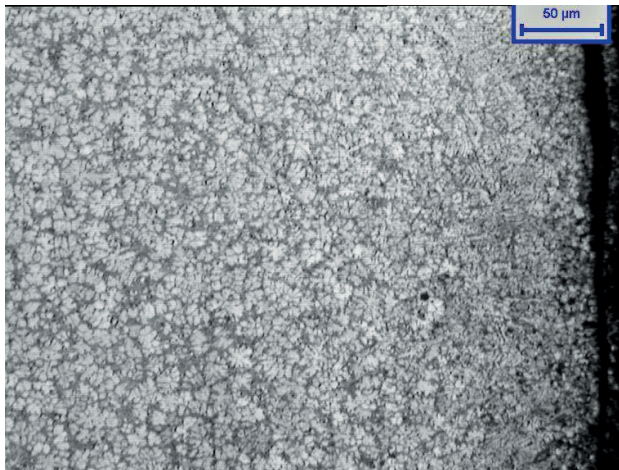
del campione sugli afferraggi è visualizzato in Figura 2; la macchina di prova, utilizzata per questi test, dotata di sistema elettro-meccanico assiale, ha una portata massima pari a 50 kN.

Le superfici di frattura dei campioni sottoposti a trazione sono state osservate al microscopio elettronico per rilevazioni frattografiche.

## RISULTATI E DISCUSSIONE

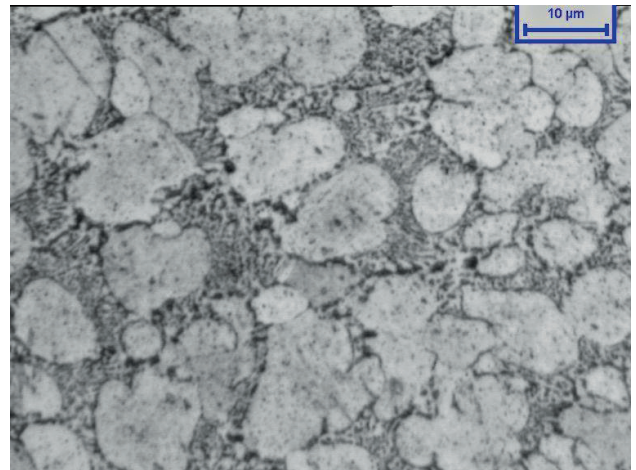
Alcuni saggi prelevati dai campioni a C da zone a bassa ed alta massività nelle differenti tipologie di invecchiamento sono stati sottoposti ad osservazione metallografica con microscopio ottico ed elettronico. In tutti i campioni, con osservazioni condotte dalla superficie verso il cuore, si evidenzia la progressiva crescita dei cristalli andando verso l'interno come riportato nella Figura 3 andando da destra a sinistra.

Più in particolare in superficie, nei primi 60 µm circa (effetto pelle), non è sostanzialmente distinguibile una struttura cristallina che risulta invece evidente a maggiore profondità, ed assume una morfologia dendritica. Tale distribu-



**Fig. 3 - Campione sottoposto ad invecchiamento naturale (50 giorni). Bordo del componente del campione a sezione maggiore (200 x in orig.).**

*Fig. 3 - Optical micrograph showing the edge of a bigger section sample naturally aged for 50 days (magnification 200 x).*



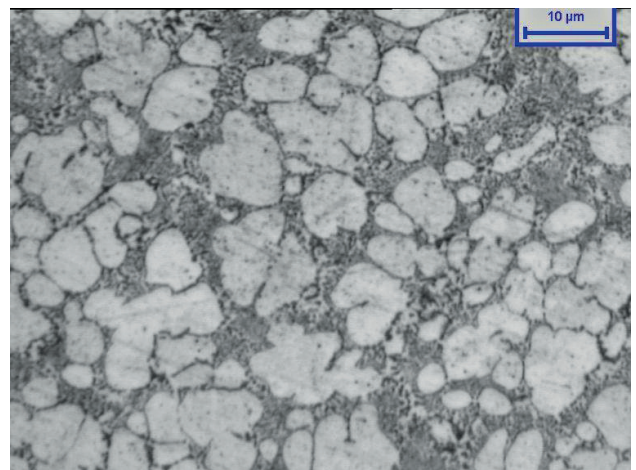
**Fig. 4 - Campione sottoposto ad invecchiamento naturale (50 giorni). Microstruttura a cuore del campione a sezione maggiore (1000X in originale). Attacco Cloral.**

*Fig. 4 - Microstructure of a bigger section sample naturally aged for 50 days. Magnification 1000X. Cloral attack.*

zione è giustificabile con la rapidissima solidificazione che manifesta il liquido a contatto con lo stampo caldo, ma mantenuto a temperatura che induce sotto-raffreddamenti. La microstruttura a cuore risulta formata da cristalli primari arrotondati, ricchi in Zn - soluzione solida  $\eta$  - come confermato da analisi condotte in modalità puntuale con microanalisi EDS e un miscuglio meccanico di fasi interdendritiche (Figg. 4 e 5), come previsto nel diagramma ternario Zn-Al-Cu. In tali zone interdendritiche vi è una intima miscela di fase  $\beta'$ , ricca in alluminio, e fase  $\epsilon$ , maggiormente ricca in Cu, e cristalli di fase  $\eta$  sia di solidificazione eutettica sia di precipitazione durante il raffreddamento ed il successivo invecchiamento.

Osservazioni condotte con microscopia elettronica hanno permesso di evidenziare la morfologia nelle zone interdendritiche in cui si rilevano differenti morfologie di distribuzioni di fasi talvolta lamellari (Fig. 6 zona A) od una minuta ed omogenea distribuzione di piccoli cristalli (zona B). Le osservazioni metallografiche e microanalitiche condotte sui campioni a differente tempistica e modalità di invecchiamento non hanno permesso di evidenziare rimarchevoli differenze microstrutturali e composizionali.

I profili di microdurezza con carico di 15 g effettuati dalla superficie fino a circa 1,5 mm di profondità su sezioni trasverse (Fig. 7), hanno consentito di evidenziare (senza sostanziale differenza tra le varie condizioni di invecchiamento) un'elevata durezza nei primi micrometri superficiali, in cui è presente una struttura cristallina molto fine e non risolta, una evidente diminuzione di durezza fino a profondità che si situano tra i 150 ed i 300  $\mu\text{m}$ , per poi tornare a salire e scendere lentamente fino ai valori ottenibili a cuore del campione, in queste zone, tuttavia, con considerevoli variazioni associabili al fatto che l'impronta può interessare zone interdendritiche polifasiche o cristalli più grandi di fase  $\eta$ . Il minimo di durezza è associabile ad

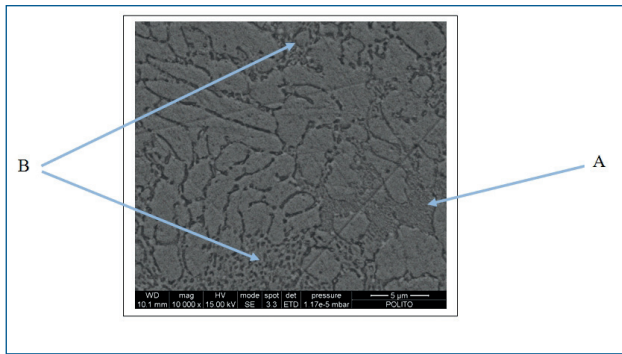


**Fig. 5 - Campione sottoposto ad invecchiamento naturale (50 giorni). Microstruttura a cuore del campione a sezione minore (1000X in originale). Attacco Cloral.**

*Fig. 5 - Microstructure of a smaller section sample naturally aged for 50 days. Cloral attack.*

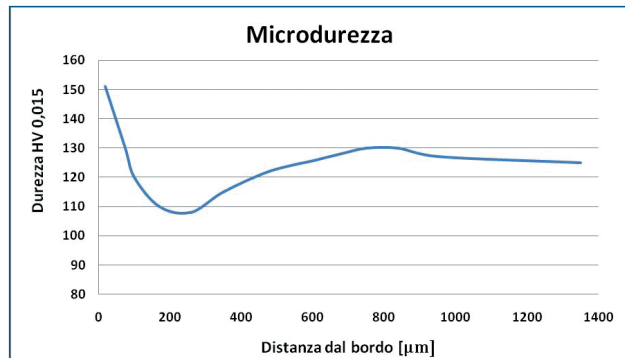
una crescita dei cristalli ricchi in Zn in assenza di un elevato quantitativo di zone interdendritiche, presenti invece a profondità maggiori (Fig. 3).

Campioni invecchiati naturalmente per 100 giorni e artificialmente a 100 °C per 1, 3, 8 e 20 ore sono stato sottoposti ad indagini roentgenografiche che hanno permesso di identificare le fasi costituenti i campioni di Zama 2, identificate utilizzando il database delle schede JCPDF come (Zn) e  $\text{CuZn}_5$  (entrambi esagonali) e  $\text{Al}_0,403\text{Zn}_{0,597}$ , che è cubica facce centrate. [7] Nell'ordine le tre identificazioni cristallografiche corrispondono alle fasi  $\eta$ ,  $\epsilon$  e  $\beta'$  che coesistono prendendo in considerazione il diagramma di



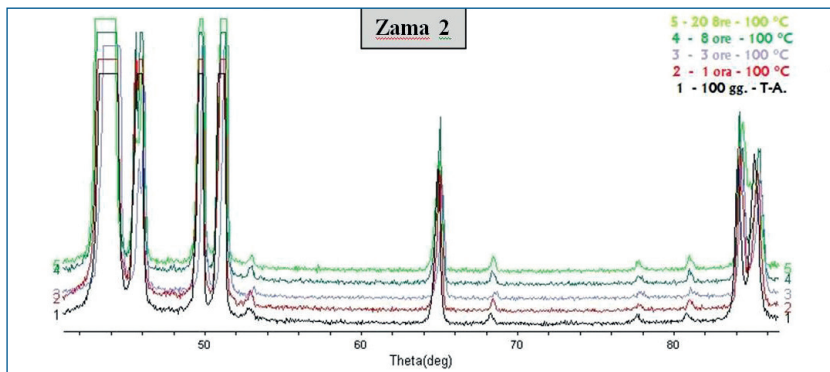
**Fig. 6 - Campione invecchiato artificialmente 8 ore. Microstruttura dendritica ad 1 mm dalla superficie. Attacco Cloral.**

*Fig. 6 - Sample artificially aged for 8 h. Dendritic microstructure. Cloral attack.*



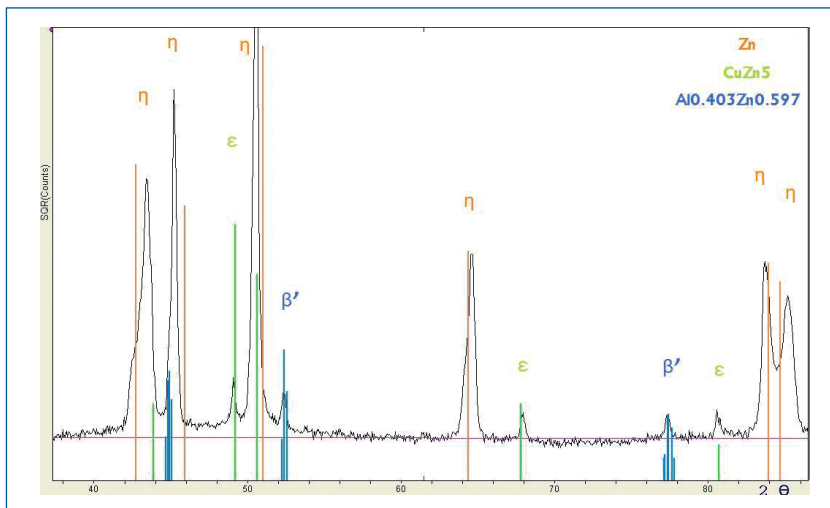
**Fig. 7 - Profilo di microdurezza di un campione invecchiato 8 ore a 100 °C, carico di 15 g.**

*Fig. 7 - Microhardness profile of a sample aged 8 h at 100 °C. Load 15 g.*



**Fig. 8 - Diffratogrammi sovrapposti ottenuti su campioni in differenti condizioni di invecchiamento, come riportato nella legenda.**

*Fig. 8 - X-ray diffractograms of differently aged samples.*



**Fig. 9 - Diffratogramma ottenuto su una sezione longitudinale di un campione invecchiato naturalmente.**

*Fig. 9 - X-ray diffractogram of a naturally aged sample; longitudinal section.*

stato ternario (Zn, Cu, Al) per una composizione di Zn pari a 93% e percentuali di Al = 4% e di Cu = 3%.

Gli spettri di diffrazione ottenuti per i campioni sottoposti a tutte le condizioni di invecchiamento (100 giorni nel caso di invecchiamento naturale) sono riportati in Figura 8, sovrapposti su un unico grafico. Le condizioni di invecchiamento sono riportate nella legenda del grafico.

Confrontando gli spettri di diffrazione per le differenti condizioni di invecchiamento risulta evidente che il trattamento di invecchiamento artificiale non ha sostanzial-

mente influito sulle quantità relative e sulle dimensioni dei cristalli delle fasi presenti nei differenti campioni, dal momento che i vari picchi sostanzialmente coincidono per posizione, forma ed intensità (Figura 8).

Il riscontro tra i picchi delle fasi standard (Al<sub>0,403</sub>Zn<sub>0,597</sub> e CuZn<sub>5</sub> rispettivamente) e quelle delle fasi β' ed ε, ottenute dal confronto dei picchi di diffrazione del campione è soddisfacente, Figura 9, mentre non è così buono nel caso della fase esagonale η rispetto ai picchi della fase standard Zn (che invece corrispondono e coincidono con

lo zinco puro), indicando una distorsione reticolare provocata dalla presenza di Cu e Al in soluzione solida nel reticolo esagonale che modifica il rapporto c/a e parzialmente gli angoli di diffrazione.

Nel caso dello zinco puro il rapporto c/a dei parametri della cella esagonale vale 1,855, mentre nel caso della fase  $\eta$  delle leghe Zama 2 in differenti condizioni di invecchiamento assume valori inferiori che tendono tuttavia lentamente a crescere per i più elevati tempi di invecchiamento, Figura 10.

Le misurazioni effettuate con microscopio ottico sulla dimensione media della fessura di tutti i campioni, ottenuta per elettroerosione, hanno condotto al valore di 369  $\mu\text{m}$ , rilevato come valor medio tra tutti i campioni misurati, dopo essere stati colati in stampo e prima di subire processi di invecchiamento.

Le dimensioni della fessura (4 posizioni equidistanti) determinate su ogni campione dopo i differenti cicli di invecchiamento previsti, sono state sottratte alle dimensioni ottenute prima dell'invecchiamento (dello stesso campione), permettendo di ottenere le loro variazioni relative.

I dati dimensionali sono stati analizzati con metodi statistici per far emergere eventuali differenze sistematiche tra le misure condotte sui campioni per le differenti condizioni di invecchiamento e verificare eventuali dati incompatibili tra le misurazioni effettuate (secondo il criterio di Chau-

Invecchiamento naturale [giorni]	Variatione ampiezza fessura [%]
21	-0,4
58	-0,8
126	-0,4
170	-0,2
260	-0,2

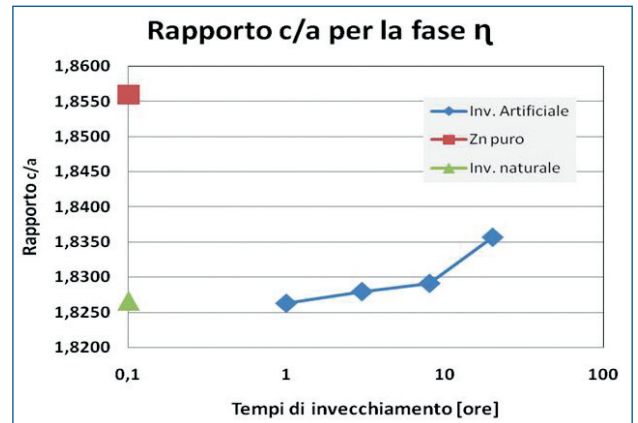
**Tab. 3 - Variazione delle dimensioni relative della fessura dei campioni a C nel caso di invecchiamento naturale.**

*Tab. 3 - Variation of the fissure relative sizes in naturally aged C-shaped samples.*

Invecchiamento artificiale a 100 °C [ore]	Variatione ampiezza fessura [%]
1	-3,5
3	-2,2
8	-0,7
20	-0,9

**Tab. 4 - Variazione delle dimensioni relative della fessura dei campioni a C nel caso di invecchiamento artificiale.**

*Tab. 4 - Variation of the fissure relative sizes in artificially aged C-shaped samples.*



**Fig. 10 - Valori del rapporto c/a del reticolo esagonale della fase  $\eta$  delle leghe Zama 2 in differenti condizioni di invecchiamento e dello Zn puro.**

*Fig. 10 - c/a ratio values of  $\eta$  phase in differently aged Zama 2 alloys and of pure Zn.*

venet). [8] I dati che hanno evidenziato tali incompatibilità non sono stati utilizzati nella successiva analisi di variazione dimensionale, ovvero si è proceduto con l'esclusione di tale dato/i.

Nelle tabelle 3 e 4 vengono riportati i risultati delle variazioni dimensionali relative dei lembi della fessura nelle condizioni di invecchiamento naturale (dalla produzione fino a 260 giorni) ed invecchiamento artificiale (per differenti tempi di stazionamento in forno alla temperatura di 100 °C e precisamente 1, 3, 8 e 20 ore).

I dati della variazione dimensionale calcolata, riportati nelle tabelle 3 e 4, risultano tutti negativi evidenziando, rispetto alle condizioni di getto, un avvicinamento dei bordi del taglio dei campioni. Inoltre la variazione dimensionale dei campioni invecchiati naturalmente è minore rispetto a quella misurata sui campioni sottoposti ad invecchiamento artificiale, in particolare nel caso di invecchiamento per 1 e 3 ore a 100 °C.

Sia con trattamento a T ambiente o a 100 °C si rileva che le maggiori variazioni dimensionali si manifestano ai tempi di invecchiamento inferiori, mentre per i tempi più lunghi sembra evidenziarsi un ritorno verso la geometria del campione originale, rimanendo tuttavia un grado di deformazione non trascurabile.

In generale possiamo dunque affermare che dopo 260 giorni di invecchiamento naturale non si rilevano significative variazioni dimensionali dei campioni se non un minimo avvicinamento dei lembi della fessura del componente che si manifesta nei primi 40 - 50 giorni.

Dopo 1 ora di invecchiamento artificiale a 100°C si rileva invece una riduzione dell'ampiezza di fessura del 3,5 % rispetto alle dimensioni originarie. Dopo 3 ore e 8 ore di invecchiamento il campione manifesta un aumento dell'ampiezza della fessura di 1,3% e 1,5% rispetto al dato percentuale relativo alle tempistiche di invecchiamento direttamente precedenti.

Le misure di durezza (HV30) effettuate sui campioni per le

differenti condizioni di invecchiamento, hanno permesso di ottenere i valori riportati nella tabella 5. Si rileva un andamento progressivamente decrescente della durezza che, nei valori estremi, raggiunge variazioni di 12 punti HV30 nel caso di invecchiamento naturale. Riportando i dati di durezza relativi alle due tipologie di invecchiamento su un grafico, si ottiene un andamento che può essere ragionevolmente interpolato con una funzione logaritmica inversa. Per i tempi di invecchiamento più lunghi, naturale 320 giorni od artificiale, 20 ore a 100 °C, le durezze ottenute risultano uguali.

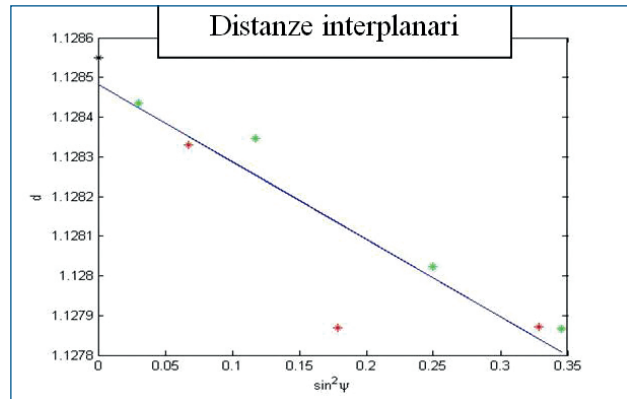
Condizioni di invecchiamento		Valori medi di durezza [HV30]
Naturale	(2 giorni)	127
Naturale	(21 giorni)	126
Naturale	(60 giorni)	123
Naturale	(170 giorni)	124
Naturale	(260 giorni)	119
Naturale	(320 giorni)	115
Artificiale	(100°C, per 1 ora)	120
Artificiale	(100°C, per 3 ore)	121
Artificiale	(100°C, per 8 ore)	117
Artificiale	(100°C, per 20 ore)	115

**Tab. 5 - Durezze Vickers rilevate per le diverse condizioni di invecchiamento.**

*Tab. 5 - Hardnesses Vickers for the different ageing conditions.*

Sempre utilizzando metodi diffrattometrici sui medesimi cinque campioni sottoposti alle differenti modalità di invecchiamento, sono state condotte analisi per determinare la presenza di eventuali tensioni residue.

Il calcolo dello stato tensionale, effettuato per le differenti condizioni di trattamento, ha permesso di rilevare che dopo colata in stampo ed invecchiamento naturale di 25 giorni i campioni evidenziano un campo di tensioni residue di compressione coerenti con le rilevazioni dimensionali; il picco si sposta verso destra con l'aumento dell'angolo  $\psi$  in valore assoluto. Nel grafico  $d - \sin^2\psi$  (fig. 11) sono riportati i valori delle distanze interplanari  $d$ , interpolati con una retta avente coefficiente angolare negativo, indice di stato tensionale di compressione. La situazione tensionale praticamente si annulla già con invecchiamento a 100°C per 1 ora. Per i tempi di invecchiamento più lunghi, invece, risultano essere presenti leggere tensioni residue di segno opposto (trazione). Alcuni campioni del componente a C (tre per tipo di invecchiamento) sono stati sottoposti a trazione e le condizioni di invecchiamento ed i risultati di carico massimo e deformazione a rottura ottenuti sono riportati nella tabella 6. A causa della geometria particolare del provino e del sistema di afferraggi vengono direttamente riportati i valori di carico applicato in Newton e lo spostamento verticale della traversa in mm.



**Fig. 11 - Interpolazione con una retta delle distanze interplanari per il piano (202) per un campione invecchiato a temperatura ambiente per 600 ore.**

*Fig. 11 - Straight line fitting of lattice distances for the (202) plane in a sample aged at ambient temperature for 600 h.*

I valori di carico massimo evidenziano, per ogni condizione di invecchiamento, una modesta dispersione di valori, mentre si rilevano maggiori dispersioni nei valori di allungamento.

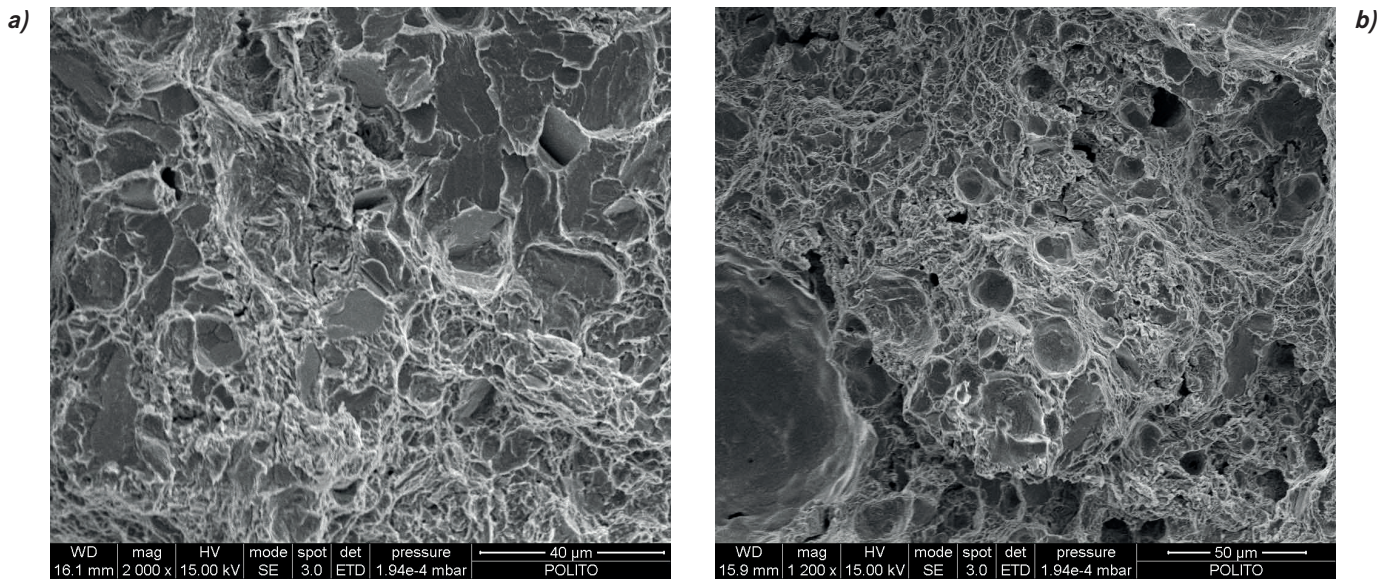
Nella tabella 6 vengono riportati i valori medi ottenuti (tre campioni), relativi al carico massimo / carico di rottura ( $F_{max}$ ) e all'allungamento a rottura ( $\delta F_{max}$ ), inteso come il valore di spostamento massimo della traversa (in mm) a cui si è raggiunto il carico di rottura, spesso corrispondente al carico massimo.

I dati di tabella 6, relativi a carico e allungamento a rottura, se riportati come grafico in funzione del tempo di invecchiamento e considerando i valori dell'invecchiamento naturale a 100 giorni equivalenti ad un invecchiamento artificiale di qualche minuto alla temperatura di 100°C, evidenziano un andamento discendente dei valori resistenziali che viene bene interpolato, anche in questo caso, da una funzione logaritmica inversa, facendo presupporre

Condizioni di invecchiamento	$F_{max}$ (valor medio) [N]	$\delta F_{max}$ (valor medio) [mm]
Naturale - 100 giorni	8403	2,42
1h - 100°C	8061	2,62
3h - 100°C	7530	2,33
8h - 100°C	7298	2,03
20h - 100°C	7140	1,93

**Tab. 6 - Carico ( $F_{max}$ ) e spostamento della traversa a rottura ( $\delta F_{max}$ ), riportati come valor medio dei dati delle tre prove per le diverse condizioni di invecchiamento.**

*Tab. 6 - Mean values of load ( $F_{max}$ ) and breaking head displacement ( $\delta F_{max}$ ) as a function of ageing conditions.*



**Fig. 12 - Morfologia di frattura mista all'innesco del bordo di frattura (a). Morfologia duttile con micro cavità a due millimetri dal bordo interno (b).**

*Fig. 12 - SEM micrographs showing the morphology of mixed fracture (a) and of ductile fracture (b).*

un'influenza di fenomeni diffusivi.

Anche i valori di allungamento a rottura evidenziano una diminuzione progressiva e continua all'aumentare del tempo di invecchiamento artificiale eccetto un lieve incremento nei valori medi nel caso di invecchiamento di un'ora.

Una giustificazione al maggiore allungamento a rottura dopo un'ora di invecchiamento artificiale può essere associata al rilassamento delle tensioni provocate dal processo di pressofusione per effetto del riscaldamento a 100°C, come meglio spiegato precedentemente. Tali tensioni residue sono invece ancora presenti nei campioni invecchiati naturalmente.

La superficie di frattura è caratterizzata da morfologia mista vicino all'innesco della rottura (bordo della zona massiva del campione a C - Fig. 12a) dove si hanno zone di clivaggio prevalente seguite da zone duttili; in queste micro cavità più grandi (cristalli di soluzione solida  $\eta$ ) si alternano con micro cavità più piccole (cristalli di fasi interdendritiche).

Più nell'interno (Fig. 12 b) la morfologia è totalmente duttile con micro cavità più grandi e più piccole corrispondenti, come prima, a rottura di cristalli di  $\eta$  e a rottura dei più piccoli cristalli di fasi interdendritiche. Alcune cavità più grandi sono probabilmente derivate dall'allargamento dei pori originati durante il processo di solidificazione da liquido.

Non si sono riscontrate differenze morfologiche sostanziali nelle superfici di frattura dei campioni sottoposti a rottura nelle differenti condizione di invecchiamento.

## CONCLUSIONI

Lo studio effettuato sui campioni prodotti per pressofusione di leghe Zama 2 ha permesso di evidenziare molteplici aspetti e proprietà di tali leghe.

Le osservazioni metallografiche hanno evidenziato un effetto pelle per tutti i campioni osservati, consistente in un cambio progressivo ma sostanziale nelle dimensioni dei grani cristallini dalla superficie fino a profondità dell'ordine del millimetro, dove assumono dimensioni metallograficamente osservabili e distinguibili. In superficie, invece, la microstruttura è così fine da non permettere la risoluzione dei cristalli delle differenti fasi. Non sono stati evidenziati significative variazioni microstrutturali nei campioni sottoposti a differenti condizioni di invecchiamento.

La forma del campione a "C" con fessura media di 369  $\mu\text{m}$  e il metodo di misura scelto hanno permesso di rilevare variazioni dimensionali anche minime nelle varie condizioni di invecchiamento, soprattutto confrontando i campioni nella condizione di getto e quella di invecchiamento per 1 ora a 100 °C. Per tempi di invecchiamento artificiale superiori il componente manifesta un aumento dell'ampiezza di fessura, rispetto alla situazione a 1 ora e 100 °C, con un andamento assimilabile ad una funzione logaritmica inversa.

Nel caso di invecchiamento artificiale le percentuali di variazioni dimensionali rilevate nelle differenti condizioni assumono valori significativi, mentre nel caso di invecchiamento naturale risultano anche 4 volte inferiori. Tali variazioni dimensionali risultano positive o negative per le differenti tempistiche di invecchiamento artificiale. Allorquando siano richieste caratteristiche dimensionali stringenti (anche e soprattutto nel caso di geometrie complesse) è pertanto necessario procedere ad un trattamento di invecchiamento che porti a condizioni sostanzialmente stabili.

Le analisi diffrattometriche non hanno messo in luce modifiche circa la costituzione delle leghe mentre la valutazione roentgenografica degli stati tensionali ha permesso di giustificare l'andamento delle variazioni dimensionali misurate. Infatti nelle condizioni di getto sono stati calcolati stati tensionali di compressione che si attenuano già con invecchiamento di 1 ora a 100 °C; per i tempi di invecchiamento più lunghi, invece, risultano delle leggere tensioni residue di segno opposto (trazione). Il trattamento di un'ora può essere pertanto assimilato ad una ricottura di distensione, con un rilassamento delle tensioni residue.

Le prove di durezza hanno permesso di evidenziare un andamento decrescente che segue sostanzialmente una legge logaritmica inversa.

Le prove di trazione effettuate su campione non standardizzato, ma sottoponendo direttamente dei campioni del componente a "C" ad un carico con direzione ortogonale al taglio, hanno permesso di rilevare una diminuzione del carico massimo raggiunto che segue una legge logaritmica inversa nel caso di invecchiamento artificiale a 100 °C, quindi associabile a fenomeni diffusivi, con una diminuzione che raggiunge il 15%.

Le osservazioni frattografiche hanno permesso di evidenziare che la morfologia della superficie di frattura manifesta zone a comportamento fragile vicino all'innesco e zone a comportamento duttile nell'interno. La strizione delle sezioni di rottura si è rivelata nulla.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] D.P. Mondal, S.D.V. Rajput, Mater. Sci. Eng. A 406, (2005), p.24.
- [2] B.K. Prasad, A.K. Patwardhan, A.H. Yegneswaran, Metall. Mater. Trans. A 27A (1996), p. 3513.
- [3] - ASM Handbook - Vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International, Materials Park, Ohio, (1992).
- [4] - ASM Handbook - Vol. 3: Alloy Phase Diagram, ASM International, Materials Park, Ohio, (1992).
- [5] A. Sandoval-Jiménez, J. Negrete, G. Torres-Villaseñor, Materials Research Bulletin, Vol. 34 (1999), Nos 14/15, p. 2291.
- [6] L. Andreoni, Le leghe di Zinco ZAMA, Ed. Edimet, Brescia (1998).
- [7] The International Centre for Diffraction Data, <http://www.icdd.com/>
- [8] G. Barbato, A. Germak, G. Genta, Measurements for decision making, Società Editrice Esculapio, Bologna (2013).

## Characterization of die casting Zama 2 alloys after ageing

**Keywords:** Die casting - Electron microscopy - Not ferrous alloy - X-Ray diffraction

Die casting Zama 2 alloy (ZP0430: Zn-4Al-3Cu) samples naturally (from 21 up to 330 days) and artificially (1, 2, 3, 8 and 20 h at 100°C) aged were submitted to X-ray diffraction and metallographic analyses, dimensional measurements and mechanical characterization in order to assess the influence of ageing conditions on the microstructure, mechanical properties and dimensional features of the alloy. Ageing process negatively affects the mechanical properties of Zama 2 alloy while no significant influence on both microstructure and dimensional features was observed.