Caratterizzazione metallografica di uno scudo romano del XIX secolo: la moneta diventa medaglia

C. Canovaro, M. Breda, A.F. Miranda Pérez, E. Vajna, I. Calliari

Durante l'epoca moderna si verifica un fenomeno per il quale le monete, dopo un periodo di circolazione, potevano essere trasformate in pendenti. L'usanza di appiccagnolare le monete è molto comune per gli esemplari dello Stato Pontificio, specialmente per i pezzi d'argento; infatti, il soggetto spesso sacro e il fatto che le monete papaline avessero gli assi orientati a medaglia, ne favoriva la trasformazione in oggetti devozionali o decorativi.
Nel presente lavoro vengono illustrati i risultati di indagini di microscopia, ottica ed elettronica, e di analisi spettroscopiche EDS condotte su uno Scudo d'argento, coniato da Papa Pio VII e successivamente convertito in medaglia. Lo studio si basa sull'impiego su una sezione metallografica scelta per mettere in risalto non solo la struttura interna del corpo della moneta, ma anche la goccia di brasatura necessaria per attaccare l'appiccagnolo.
La metallografia, pertanto, diviene un importante strumento d'indagine in campo numismatico che consente di mettere in relazione le evidenze microstrutturali della moneta con la tecnica di fabbricazione, in modo tale da far luce sulle pratiche regolamentate dalla zecca e di caratterizzare il punto di brasatura per ottenere informazioni attinenti la lega impiegata e il relativo processo di solidificazione. La struttura superficiale si presenta a strati, di cui quello più esterno (20-25 μm) caratterizzato da elevati tenori di argento. I risultati EDS, infatti, mostrano che la concentrazione di Ag varia dal 92% all'interno fino al 97% sulla superficie. Tale configurazione ha permesso di ipotizzare, in accordo con le tecnologie di produzione usate nel XVIII secolo, che il tondello è stato ottenuto da una lastra, portata a spessore attraverso laminazione a caldo, e che, in seguito, è stato sottoposto a un trattamento di imbiancatura chimica per poi essere coniato.
L'analisi della brasatura ha invece rivelato che essa consiste in una lega Ag-Cu-Zn-Pb, di cui si è stimata la temperatura di fusione e ne sono state analizzate le caratteristiche microstrutturali.

Parole chiave: Metallografia, argento, moneta, Scudo romano, solidificazione, brasatura.

INTRODUZIONE

In età moderna e contemporanea si verifica un fenomeno, già noto nel mondo romano antico, per il quale le monete, dopo un periodo di circolazione, potevano essere riutilizzate con funzione diversa rispetto a quella d'origine, talvolta a scopo ornamentale. Questa sorta di demonetizzazione può essere oggi riconoscibile dalla presenza sulle monete di un foro passante o di un appiccagnolo per permetterne l'utilizzo come pendenti.
L'arte di "*appiccagnolare*" le monete è molto comune per gli esemplari dello Stato Pontificio, specialmente per i pezzi d'argento; infatti, il soggetto, spesso sacro, e il fatto che le monete papaline avessero gli assi orientati a medaglia, ne favorivano la trasformazione in oggetti devozionali o decorativi. Il pendente così ottenuto, oltre ad assumere una valenza ideologica o religiosa, aveva un significato più concreto legato al suo valore intrinseco, in quanto l'impiego di nominali d'oro e d'argento sottolineava il potere economico ed il prestigio sociale di chi li esibiva. L'inquadramento cronologico del gioiello è spesso di difficile definizione, anche se la presenza della data di conio sulla moneta costituisce un importante termine *post quem* per la realizzazione del monile; in questo senso un'accurata analisi metallografica può aiutare a rivelare le diverse fasi di lavorazione e fornire altre preziose informazioni tecniche.
Nel presente lavoro, parte di un progetto di ricerca più ampio mirato a una classificazione numismatica e stilistica di monete trasformate in medaglie sulla base di analisi non distruttive, vengono illustrati i risultati di indagini condotte su uno scudo d'argento convertito in medaglia. Lo studio si basa sull'impiego di microscopia, ottica ed elettronica, e di analisi spettroscopiche EDS su una sezione metallografica scelta per mettere in risalto non solo la struttura interna del corpo della moneta, ma anche la goccia di brasatura necessaria per attaccare l'appiccagnolo.

C. Canovaro, M. Breda,
A.F. Miranda Pérez, I. Calliari
Dipartimento di Ingegneria Industriale,
Università di Padova, Via Marzolo 9, Padova

E. Vajna
Società Numismatica Italiana

PROCEDURE SPERIMENTALI

Il campione preso in considerazione per questo studio è uno scudo d'argento coniato da Papa Pio VII nel 1816 impiegando ufficialmente una lega Ag-Cu al 91,7% di

Fig. 1 – Foto del dritto (sinistra) e del rovescio (destra) dello Scudo di Pio VII.

Fig. 1 – Photo of the reverse (Madonna seated on clouds with keys and temple) and obverse sides (Papal Shield) of the Pius VII Scudo.

argento, con una tolleranza nel titolo pari a ±0,3%. La moneta presenta al dritto la Chiesa, seduta sulle nubi, con chiavi e tempio mentre, al rovescio, vi è lo stemma ovale in cornice tra due rami d'alloro, sormontato da tiara e chiavi decussate (Fig. 1). Il monogramma TM sta ad indicare le iniziali dell'incisore Tommaso Mercandetti, medaglista e litografo dello stato pontificio.

La preparazione della superficie per l'esame metallurgico ha richiesto una scelta accurata dell'area da sezionare per osservare non solo il corpo della moneta, ma anche la zona di brasatura. Il campione, quindi, è stato tagliato in due seguendo l'asse del conio secondo lo schema riportato in Fig. 2. Il campione è stato inglobato in resina epossidica, lucidato e in parte trattato con attacco chimico a base di CrO_3 in acido solforico, per metterne in risalto la microstruttura.

La ricerca si basa sullo studio della microstruttura della moneta e delle caratteristiche della brasatura tramite indagine con microscopio ottico in riflessione (Leica DM 100) e microscopio elettronico a scansione SEM (Leica Cambridge Stereoscan 440), corredato di spettrometro a dispersione di energia EDS (EDAX Philips). Le analisi con gli elettroni retrodiffusi sono state effettuate con un valore di tensione pari a 29 kV, corrente di 250 pA e distanza di lavoro di 22 mm. L'indagine semi-quantitativa degli elementi è stata condotta sulla base della correzione *standardless* ZAF, che utilizza fattori fondamentali per correggere gli effetti del numero atomico (Z), assorbimento (A) e la fluorescenza (F).

	Ag	Cu
Surface	96.8	3.2
Bulk	92.8	7.2

Tab. 1 – Composizione relativa allo strato superficiale e al bulk della moneta (wt.%)

Tab. 1 – Surface and bulk composition of the coin (wt.%)

RISULTATI E DISCUSSIONE

L'analisi eseguita tramite SEM-EDS sulla sezione trasversale ha stabilito che la moneta è costituita da una lega argento-rame arricchita superficialmente: dai dati riportati in Tabella 1 è possibile notare che le concentrazioni rilevate effettuando analisi puntuali e riferite sia al *bulk* che alla superficie si discostano di circa 4 punti percentuali.

L'osservazione della micrografia che riporta la sezione della moneta (Fig. 3) permette una migliore comprensione delle differenze di composizione tra il *bulk* e primi strati superficiali: quello più esterno (*Ag-rich*) si estende fino a 20-25 μm di profondità, con elevati tenori di argento, di conformazione non ben definita, sotto al quale si trova uno strato dello spessore di un singolo grano costituito da argento puro e, infine, il *bulk* caratterizzato da una struttura bifasica a grani (alfa-beta) con presenza di geminati, più o meno evidenti in relazione al contenuto di rame di ciascuna

Fig. 2 – Rappresentazione schematica della sezione della moneta.

Fig. 2 – Sampling area of the coin.

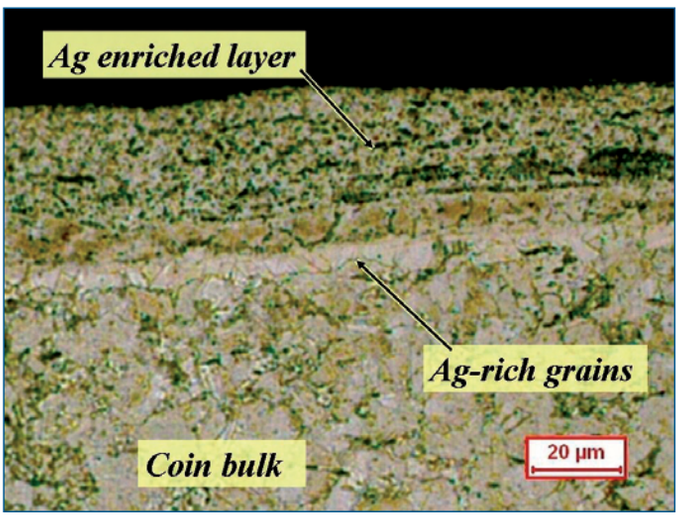

Fig. 3 – Sezione lucida della moneta (OM, attacco con H_2CrO_4)

Fig. 3 – Cross-section of the coin surface (OM, etched).

fase. La microstruttura del *bulk* della moneta, evidenziata dall'attacco chimico con acido cromico (H_2CrO_4) in Fig. 4, è da interpretarsi come testimonianza di un avvenuto processo di lavorazione di natura termo-meccanica [1]. Infatti, la struttura dendritica dovuta alla solidificazione delle lastre di partenza è completamente assente e viene invece sostituita da grani poligonali di piccole dimensioni che presentano geminati al loro interno. La presenza di geminati suggerisce una ricottura delle lastre a seguito di un'ipotetica laminazione a freddo, ma non esclude a priori l'esecuzione di una deformazione plastica a caldo, in quanto in entrambi i casi è possibile ottenere la microstruttura osservata. La sola osservazione della microstruttura del bulk non permette, quindi, di risalire inequivocabilmente a uno dei due metodi precedentemente esposti per quanto riguarda il processo di laminazione delle lastre.

Nonostante, come abbiamo appena riportato, non vi siano dendriti a testimoniare la solidificazione della lega, a causa dei successivi processi termo-meccanici che hanno subito le lastre, la microstruttura conserva ugualmente memoria del processo di raffreddamento. Un'accurata osservazione della micrografia in Fig. 4, infatti, consente di ipotizzare una differente origine dei grani sulla base della diversa entità dell'attacco chimico: l'acido cromico agisce in modo selettivo sulle fasi a base rame (Cu-rich, colorate di rosso), lasciando inalterate quelle a base argento (Ag-rich, bianche) e attaccando in maniera più o meno marcata le fasi in cui è presente un appropriato quantitativo di rame (colorazione intermedia). E' quindi possibile ipotizzare che i grani Ag-rich e quelli lievemente attaccati derivino dalle dendriti primarie di solidificazione a base argento, con un basso contenuto di rame e con concentrazioni prossime a quella di saturazione della soluzione solida, mentre quelli di colorazione rossastra-intensa possono essere attribuiti alla fase secondaria Cu-rich che si separa durante il processo di solidificazione. I grani con colorazione intermedia, invece, derivano probabilmente dalla struttura

Fig. 4 – Microstruttura del bulk della moneta (OM, attacco con H_2CrO_4).

Fig. 4 – The coin bulk structure (OM, etched).

eutettica che, a seguito della solidificazione delle lastre, circonda le due fasi primaria e secondaria. Questo tipo di distinzione permette di supporre quale sia l'evoluzione microstrutturale che si verifica durante la lavorazione, anche se i processi diffusivi che si manifestano durante il trattamento di ricottura o durante la laminazione a caldo influenzano la ripartizione degli elementi all'interno delle diverse fasi.

È interessante notare, inoltre, come il processo di geminazione interessi principalmente i grani derivanti dalla fase secondaria di solidificazione, ricca in rame, e come le zone di geminazione al loro interno siano costituite da argento quasi puro. Infatti, in virtù del più basso valore della Stacking Fault Energy (SFE) dell'argento rispetto al rame, è proprio l'argento a geminare preferenzialmente ridistribuendosi all'interno del grano interessato, sia nei grani Cu-rich, che in quelli derivanti dalla fase eutettica.

Tuttavia, anche in alcuni (e rari) grani derivanti dalla fase

primaria, nei quali il contenuto di rame è molto basso, è possibile osservare geminati di composizione intermedia rame-argento.
Le evidenze osservate permettono, quindi, di ipotizzare le diverse operazioni effettuate nelle officine di zecca. Partendo dal presupposto che la bontà della lega era prestabilita e sottoposta a rigorosi controlli all'inizio e alla fine della catena di produzione, è plausibile che i tondelli fossero ottenuti per fustellazione di lastre portate al giusto spessore per passaggi successivi attraverso dei laminatoi. Nel passaggio successivo il tondello veniva riscaldato e coniato.
I trattamenti termici e meccanici modificano la struttura di metallo in modo caratteristico e l'ipotesi che emerge dalle osservazioni dei primi strati superficiali è una combinazione di processi casuali e intenzionali. Un recente studio effettuato da Beck *et al.* [2] ha dimostrato, grazie ad un modello sperimentale, che per le leghe con più del 72% di Ag l'arricchimento superficiale potrebbe derivare direttamente dal processo di fabbricazione del tondello. Si è visto, infatti, che durante il raffreddamento, le leghe Ag-Cu subiscono una separazione di fase che porta alla formazione di uno strato ricco in argento verso la parte esterna del campione, caratterizzato da uno spessore che varia tra i 20 e gli 80 μm, mentre, a profondità maggiori, i grani della fase Ag-rich risultano circondati da una matrice eutettica.
Nella moneta in esame, la lavorazione termo-meccanica che ha seguito la colata della lastra ha determinato la scomparsa della struttura eutettica di solidificazione e la generazione di una struttura composta unicamente da grani equiassici.
Nel caso dei provini studiati da Beck, inoltre, si è notato che, nonostante l'alto tenore d'argento, la superficie non appare lucida e brillante: questo è dovuto al verificarsi di fenomeni ossidativi nei primi strati superficiali della lega, dell'ordine di qualche micrometro. Per questo antiestetico effetto superficiale è quindi ragionevole pensare che le zecche procedessero intenzionalmente ad un ulteriore trattamento superficiale.
Il processo di argentatura, descritto da Cope [3] e successivamente studiato da La Niece [4], prevede che i tondelli vengano prima riscaldati in modo da provocare l'ossidazione del rame presente in superficie e in un secondo momento lavati con un acido debole (probabilmente aceto, acido derivante da agrumi, acido solforico,..) in modo da asportare l'ossido. Questo trattamento lascia la superficie porosa e impoverita in rame ed il colpo di conio finale ha lo scopo di consolidare la fase ricca in argento e di conferire un aspetto superficiale come se fosse argento di alta qualità.
Un'attenta osservazione della micrografia riportata in Fig. 3 permette, inoltre, di identificare una zona di transizione graduale tra i primi due strati sopra descritti: questo strato intermedio si è formato per solidificazione naturale, secondo il fenomeno descritto da Beck, ma quasi sicuramente ha risentito del processo ossidazione del rame.
Tale configurazione, quindi, ha permesso di ipotizzare, in accordo con le tecnologie di produzione usate dal XVI secolo, quale fosse il procedimento di zecca: le lastre venivano portate al giusto spessore alternando laminazioni progressive e processi di ricottura; successivamente i tondelli, ottenuti grazie all'impiego di una macchina fustellatrice, venivano sottoposti a un trattamento di imbiancatura chimica per poi essere coniati al torchio [5].
Il fatto che il bordo della moneta sia caratterizzato, oltre che da una nitida scanalatura, anche dall'incisione della parola latina PAX, permette di ipotizzare l'esistenza di un ulteriore *step* di lavorazione antecedente al colpo di conio. Tale evidenza è riconducibile al processo di cordonatura: infatti, per risolvere il problema della tosatura già dal XVIII secolo il tondello veniva posto tra due sbarre d'acciaio, una fissa e l'altra scorrevole, per imprimere un disegno o la legenda [5, 6].
La moneta, una volta uscita dalla zecca, era destinata ad un periodo di circolazione più o meno lungo, anche in relazione alle vicissitudini storiche e politiche. L'esemplare in questione, per essere trasformato in medaglia, venne ritirato dalla circolazione e manipolato da esperti argentieri del tempo. Questi artigiani, grazie all'uso di una sorgente termica, portavano a fusione il solo volume di metallo di brasatura che permetteva l'applicazione dell'appiccagnolo.
Il campione in esame non è provvisto di appiccagnolo in quanto rimosso, presumibilmente per riabilitarlo come moneta da collezione, ma la goccia brasatura è rimasta chiaramente visibile. È stato così possibile effettuare un'analisi completa di tale zona, per ottenere informazioni utili sulla lega di brasatura impiegata dagli artigiani e sul suo processo di solidificazione. La composizione media di lega è riportata in Tabella 2.

	Ag	Cu	Zn	Pb
wt%	75.5	17.9	4.4	2.2

Tab. 2 – Composizione media della goccia di brasatura.

Tab. 2 – Brazing average composition.

La conoscenza della composizione della moneta e dello strato arricchito, permette di ipotizzare che i punti di fusione siano rispettivamente di circa 890°C e 930°C e che quindi la lega brasante fonda a temperature inferiori a queste. Riferendosi alle superfici di *liquidus* del diagramma ternario Ag-Cu-Zn riportato in [7, 8], se si considera la lega di brasatura come "puramente ternaria", vale a dire senza Pb, il suo punto di fusione può essere stimato tra 750°C e 850°C; si deve, inoltre, sottolineare il fatto che la presenza di piombo abbassa ulteriormente tale temperatura.
La solidificazione della brasatura è tutt'altro che un processo d'equilibrio e le sue caratteristiche distintive possono essere rivelate da un'analisi microstrutturale. A causa delle diverse condizioni di solidificazione alle quali è

sottoposto il metallo liquido, la microstruttura complessiva può essere divisa in una regione centrale prevalentemente dendritica circondata da zone eutettiche (Fig. 5).
La regione eutettica è composta principalmente da una struttura fine (Fig. 6) che incorpora alcune zone più grossolane in cui, durante la solidificazione, non sono raggiunte le condizioni per la formazione delle dendriti primarie. Le parti della brasatura a contatto con l'ambiente e con la superficie della moneta appaiono a struttura fine, a causa del maggiore grado di sottoraffreddamento e quindi di una velocità di solidificazione superiore, mentre il metallo liquido che si trova tra loro solidifica un po' più lentamente, con conseguente formazione di una struttura eutettica grossolana che talvolta comporta la crescita di dendriti primarie α (Ag-rich) di forma globulare.
La regione centrale, invece, deriva dalla solidificazione del metallo intrappolato all'interno delle regioni laterali già solidificate, e, anche se la velocità di raffreddamento è comunque elevata, le condizioni risultano più spostate verso l'equilibrio, consentendo la formazione di una struttura composta dalla fase primaria α in forma di dendriti all'interno di una matrice eutettica. Oltre alla crescita dendritica della fase primaria ricca in argento, in questa zona si verifica anche la separazione di una certa quantità di fase β (Cu-rich), sotto forma di dendriti di dimensioni minori.
La zona centrale dendritica non è interamente circondata da struttura eutettica, ma si estende fino alla parte superiore della brasatura, in corrispondenza della superficie di contatto tra la brasatura e l'appiccagnolo. Questo fenomeno si è verificato perché probabilmente l'appiccagnolo è stato riscaldato durante il processo di brasatura, così una temperatura più elevata ha permesso la formazione delle dendriti in corrispondenza dell'interfaccia. Inoltre, è possibile notare che nella parte superiore di questa regione sono presenti dendriti severamente deformate: l'alterazione di questo strato, dello spessore di circa 3-10 µm, è da attribuirsi alla pressione esercitata sull'appiccagnolo durante il processo di brasatura (vedi Fig. 7).
L'eutettico che si è formato in entrambe le regioni si presenta di aspetto lamellare o globulare: la forma dipende dalle cinetiche di diffusione coinvolte nel processo di solidificazione, che sono influenzate dalle condizioni locali termiche raggiunte all'interfaccia solido/liquido. In alcune di queste zone è inoltre possibile notare la presenza di piombo puro che, essendo relativamente insolubile nella matrice eutettica, segrega in isole che appaiono brillanti all'osservazione SEM (Fig. 5 e 6), in virtù dell'elevato numero atomico dell'elemento.

CONCLUSIONI

La metallografia si è dimostrata un importante strumento d'indagine che consente di mettere in relazione le evidenze microstrutturali della moneta con la tecnica di fabbricazione.

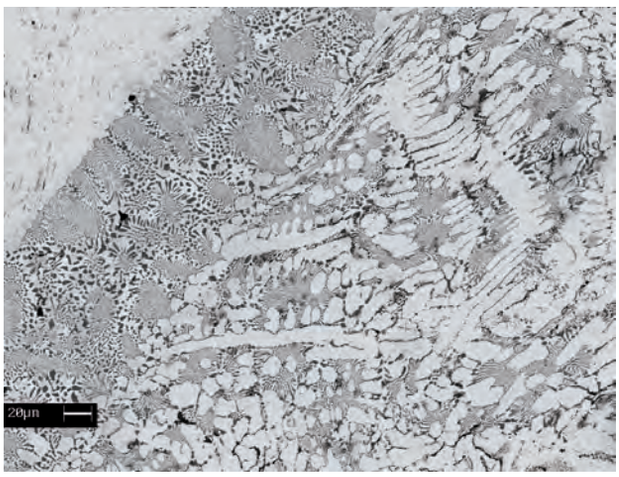

Fig. 5 – Microstruttura della zona di brasatura (SEM-BSE).

Fig. 5 – Microstructure of the brazing (SEM-BSE).

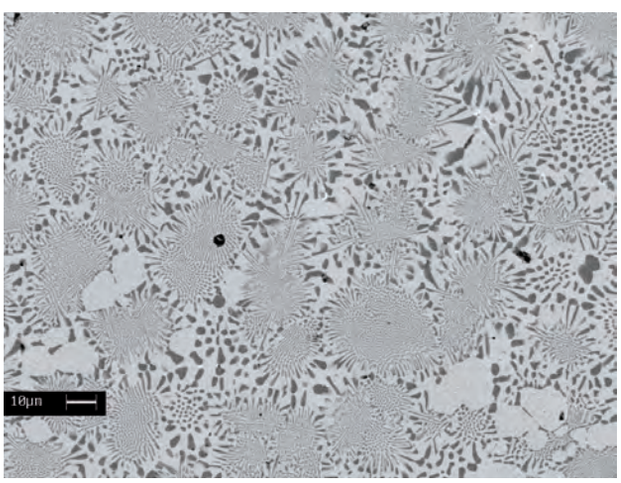

Fig. 6 – Regione eutettica (SEM-BSE).

Fig. 6 – Eutectic structure (SEM-BSE).

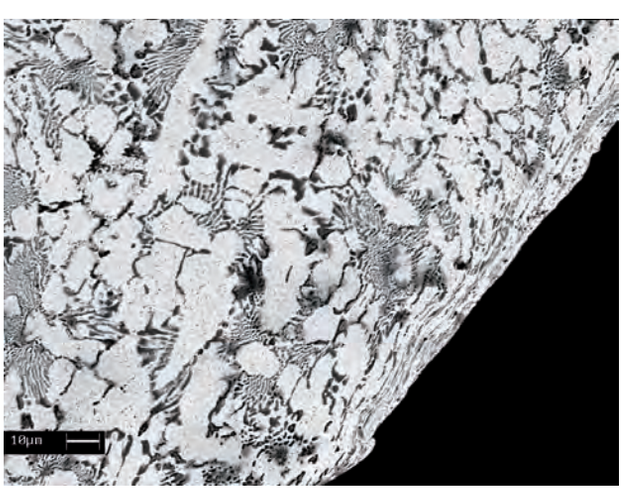

Fig. 7 – Strato deformato (SEM-BSE).

Fig. 7 – Deformed layer at the top of the brazing (SEM-BSE).

Lo studio ha messo in evidenza nel *bulk* una struttura a grani non orientati e la presenza di geminati al loro interno, mentre verso l'esterno uno strato arricchito in argento. Questi risultati sono conformi alla nuova tecnologia di produzione avviata dal XVIII secolo che prevedeva molteplici fasi di lavorazione, dalla creazione per la produzione di tondelli, al conio per l'impressione del disegno. La preparazione di lastre avveniva tramite l'uso di laminatoi, al fine di produrre nastri di spessore uniforme da cui si ricavavano, grazie a punzoni metallici, tondelli della dimensione e dello spessore desiderato; questi venivano chimicamente sbiancati, sottoposti a cordonatura e, infine, coniati al torchio.

Per quanto riguarda l'analisi della goccia di brasatura, la temperatura di fusione della lega è stata stimata tra 750°C e 850°C, e risulta compatibile con il processo di trasformazione in medaglia della moneta. Le osservazioni al microscopio elettronico hanno rivelato che le dendriti appaiono solo nella regione centrale (e centrale superiore), definibile come il *bulk* della brasatura, in quanto le condizioni di processo hanno comportato il maggiore mantenimento della temperatura del fuso rispetto alle regioni periferiche. Infatti, le regioni esterne della brasatura e la zona che si protrae dal bulk verso la superficie della moneta sono invece completamente eutettiche, sia a causa del raffreddamento veloce che al minor volume di metallo coinvolto. Inoltre, la microstruttura deformata della zona esterna della brasatura permette di ipotizzare che sia stata effettuata una leggera pressione per l'applicazione dell'appiccagnolo e che questo fosse leggermente riscaldato.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

1] D. A. Scott, Metallography and Microstructure of Ancient and historic Metals, The Getty Conservation Institute, 1999.

2] L. Beck, S. Bosonnet, S. Reveillon, D. Eliot and F. Pilon, Silver surface enrichment of silver-copper alloys: a limitation for the analysis of ancient silver coins by surface techniques, Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. B 226 (2004), pp. 153–162.

3] L.H. Cope, Surface-silvered Ancient Coins, in E.T. Hall, D.M. Metcalf (Eds), Methods of Chemical and Metallurgical Investigation of Ancient Coinage, RNS Special Publication n.8 (1972), pp. 261-278.

4] S. La Niece, Metallography in Numismatics, in Oddy, Metallurgy in Numismatics, vol. 4, RNS Special Publication n.30 (1998), pp. 114-133.

5] C. Crisafulli, Uomini e Tecnologie monetarie: la visita di Du Bois alla Zecca di Venezia, in A. Saccocci (Eds), Inspecto nummo, Esedra, Padova (2001), pp. 165-181.

6] A.Finetti, Numismatica e tecnologia, La nuova Italia Scientifica, Roma, 1987.

7] Y. A. Chang, D. Goldberg, J. P. Neumann, Phase diagrams and thermodynamic properties of ternary copper-silver systems, J. Phys. Chem. Ref. Data, 1977, Vol. 6, No. 3, pp. 669-673

8] Material Science International Team (MSIT), Numerical Data and Functional Relationship in Science and Technology (Group IV: Physical Chemistry, Vol. 11: Ternary Alloy Systems, Subvol. C: Non-Ferrous Metal Systems, Part 3: Selected Soldering and Brazing Systems), The Landolt-Börnstein series (W. Martienssen), Springer, 2007.

METALLOGRAPHIC CHARACTERIZATION OF A 19th CENTURY SCUDO: THE COIN TURNS INTO MEDAL.

Keywords: Metallography, silver coin, Roman Scudo, solidification, brazing drop.

In the past, it was customary to transform coins out of circulation into a medal; this demonetization was recognizable by the presence of a small perforation through the coin or the addition of a peg to allow its use as pendant. The sacred subject represented on obverse and reverse sides of the Papal silver Scudo and its axes, transformed the coin into a decorative object, which had an ideological or religious value, besides emphasized the economic power and the social prestige of those who exhibited it.

In this paper, the metallurgical investigation of a 19th century Scudo (Fig. 1) is aimed to characterize the internal structure of the coin in order to link these microstructural features to the chemical-physical-mechanical properties and to the production processes. Furthermore, the analyses has also involved the study of the brazing drop, in order to achieve information on the solidification microstructure arising from a strongly non-equilibrium process such as brazing.

The coin under study is part of a wider private collection of similar pendants, composed of coins from 17th to 19th century and for which a classification based on non-destructive analysis is currently being undertaken.

The examination by means of Optical Microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM) with Energy-Dispersive microanalysis (EDS) should be considered a powerful and relatively easy approach and can therefore provide information not only on the composition of the coin but also on minting practice and subsequent processing.

The results obtained on the coin are in accordance with the innovative technology production started from XVIII century, which provides many stages from the manufacture of a blank to the impression of the design. The presence

of equiaxed grains and twins within them (Fig. 4) suggests that the preparation of the blanks was aided by rolling mills, in order to produce uniformly thick strips from which the blanks of the required size and thickness could be cut by means of metal punches. The results of EDS analysis, reported in Table 1, show that the Ag content in the coin ranges from 92% in the bulk up to 97% on the surface and the microstructural evidences showed in Fig. 3 supported the hypothesis of enrichment. Then, it is possible to assume that the blanks were chemically blanched, subjected to creasing and finally coined by the pressure of two heavy iron screws.

The analysis on the brazing has revealed that it consists of an Ag-Cu-Zn-Pb alloy, for which the melting temperature has been estimated in the range of 750-850°C in agreement with the melting points of the coin and the enriched layer, which are about 890°C and 930°C, respectively.

The brazing solidification is a strongly non-equilibrium process, and thus its distinguishing features can be revealed from a microstructural analysis. Due to the different solidification conditions where the liquid metal is subjected, from a microstructural point of view, the overall microstructure can be divided in two main regions as seen in Fig. 5 and Fig. 6: a sideward eutectic region and a central prevailing dendritic area.

The eutectic region is mainly composed of a fine eutectic structure that embeds some coarser zones in which, during solidification, the conditions for the formation of the primary dendrites are mainly not reached. The parts of the brazing in contact with the ambient air and with the coin's surface appear fine-structured due to a greater undercooling and therefore to a higher solidification rate, while the liquid metal located between them solidifies a little more slowly, resulting in the formation of a coarser eutectic structure that sometimes involves the growth of the primary (Ag-rich) α-dendrites with a globular shape.

In the central region, the cooling rates are still high, but slower than the eutectic areas, and the melt is trapped inside the solidified sideward regions. Such conditions are more shifted towards the equilibrium and allows for the formation of a structure composed by primary (Ag-rich) α-phase in the form of dendrites inside a eutectic matrix. In addition to the dendritic growth of the Ag-rich phase, in this area the separation of the secondary (Cu-rich) β-dendrites also occurs.

Furthermore, at the top of this region, a 3-10 μm thick substrate of dendrites, which are highly plastically deformed, is also clearly visible, underlining a pressure of the peg against the coin during the brazing process, after the partial solidification of the melt (Fig. 7).