

# Guida alla comprensione dei diagrammi di stato delle leghe: loro uso nella produzione di gioielleria - Parte 2

MARK GRIMWADE

Consulente, Northwood, Middlesex, Inghilterra

Nella prima parte di questo articolo, pubblicata nel numero precedente di *Gold Technology*, è stata descritta la costruzione dei diagrammi di stato binari ed è stato spiegato come li si può interpretare in funzione della solidificazione e della microstruttura delle leghe. In questa seconda parte si prosegue con la descrizione dei diagrammi di stato dei sistemi ternari e con l'uso dei diagrammi di stato nella produzione di gioielleria.

## Diagrammi di stato ternari

Le leghe ternarie contengono tre componenti metallici ed il relativo diagramma di stato ternario descrive il loro comportamento. Questi diagrammi possono contenere tutti i casi finora descritti, come soluzioni solide monofasiche, lacune di miscibilità, eutettici binari, ecc. Normalmente nei sistemi binari condensati non coesistono in equilibrio più di due fasi, mentre in un sistema ternario ne coesistono fino a tre. Fanno eccezione i punti invarianti, nei quali può esistere in equilibrio una fase in più. Di conseguenza è possibile avere diagrammi con tre campi di fase ed eutettici ternari.

Vi sono anche altre differenze importanti. Invece che su un asse lineare, la composizione delle leghe di un sistema ternario è rappresentata su una superficie orizzontale bidimensionale, che per convenzione è formata da un triangolo equilatero (fig. 23). Il diagramma di stato della lega ternaria oro-argento-rame (Au-Ag-Cu) è un ottimo esempio. Non solo esso è molto importante per gli orafi, ma è anche ragionevolmente semplice da descrivere ed è spesso usato per istruire gli studenti che frequentano corsi di metallurgia.

## Rappresentazione della composizione

Come si può vedere, i vertici del triangolo rappresentano i metalli puri al 100%. Sui lati del triangolo sono riportate le composizioni dei relativi sistemi binari, cioè sul lato che congiunge il vertice dell'oro (Au) e quello dell'argento (Ag) si trova la composizione di tutte le leghe binarie oro-argento (Au-Ag), da 0 a 100% di argento. Analogamente sugli altri due lati sono rappresentate le composizioni dei sistemi binari argento-rame (Ag-Cu) e oro-rame (Au-Cu). Anche in questo caso le composizioni possono essere date come % in peso o % in atomi. Per avere una correlazione semplice con la caratura, è comodo usare il % in peso ed useremo questo sistema salvo precisazioni ove richiesto.

Se indichiamo sul lato Au-Ag del triangolo il punto corrispondente a 75%Au-25%Ag, sappiamo che questo

rappresenta una lega a 18 K di colore giallo-verdognolo. Se sul lato Au-Cu del triangolo indichiamo il punto corrispondente a 75%Au-25%Cu, questo rappresenta un oro rosso a 18 K. Se attraverso il triangolo congiungiamo con una retta i due punti a 18 K otteniamo una linea che rappresenta tutte le leghe ternarie a 18 K in cui andando da sinistra a destra diminuisce l'Ag ed aumenta il Cu. Intuitivamente ci attenderemmo che un punto X a metà di questa linea rappresenti una composizione con 75%Au e quantità uguali di Ag e Cu, cioè 12,5% ciascuna. Le rette passanti per X e parallele ai lati del triangolo (cioè agli assi dei sistemi binari) incontreranno i lati in corrispondenza di 12,5%Cu e 12,5%Ag. Analogamente, se vogliamo rappresentare una lega a 18 K contenente 5%Ag e 20%Cu, tratteremo le rette parallele ai lati partendo dai punti corrispondenti a 20%Cu e 5%Ag, che si incontreranno

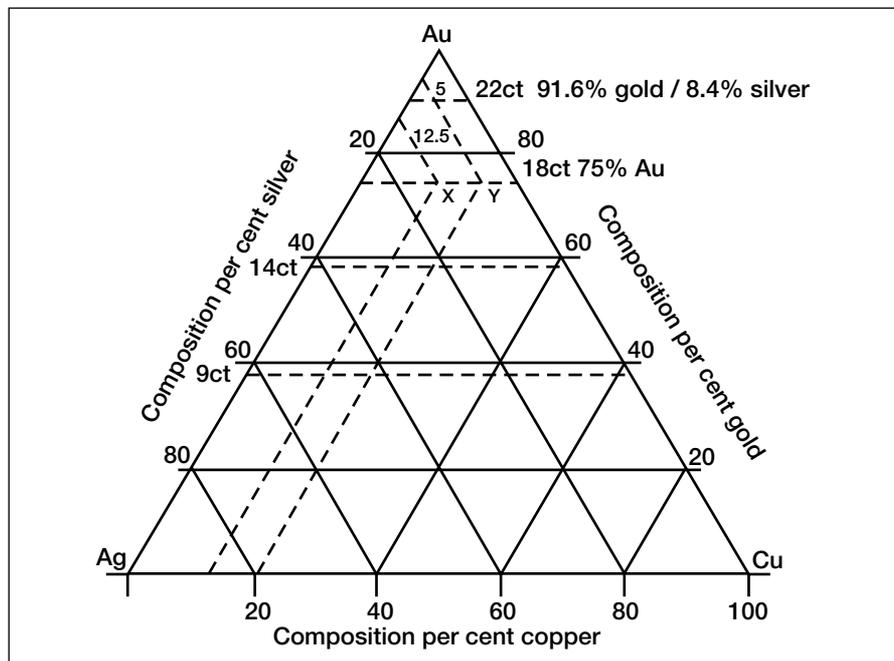


Figura 23 - Base orizzontale per il diagramma di stato ternario Au-Ag-Cu

in Y, che ovviamente si trova sulla retta tracciata partendo da 75%Au.

Con gli stessi argomenti ci si può riferire a tutte le altre leghe ternarie Au-Ag-Cu. Per comodità sulla figura sono state tracciate anche le rette relative a 22 K, 14 K e 9 K, in corrispondenza di 91,6%, 58,5% e 37,5%Au.

**Diagramma ternario oro-argento-rame (Au-Ag-Cu)**

L'asse delle temperature viene tracciato verticalmente, a partire dalla base che rappresenta le composizioni e ciò significa che il diagramma non può essere rappresentato su due dimensioni, poiché è tridimensionale ed ha la forma di un prisma (fig. 24). I diagrammi di stato binari Au-Ag, Au-Cu e Ag-Cu formano le facce laterali del prisma e le composizioni di queste leghe si trovano su una di queste tre facce. Per facilitare la rappresentazione, il diagramma binario Au-Cu è stato leggermente semplificato per quanto riguarda i composti AuCu e AuCu<sub>3</sub>. Il comportamento di una qualunque lega ternaria sarà rappresentato mediante la linea verticale che sale lungo il prisma partendo dal punto che rappresenta la sua composizione sul piano base.

A questo punto si possono discutere le caratteristiche di alcune configurazioni viste in precedenza nei diagrammi binari. Invece di una curva di liquidus avremo ora una **superficie di liquidus**. E' possibile rappresentarla come una mappa a curve di livello per la temperatura, sovrapposta al triangolo delle composizioni (fig. 25). L'effetto dell'eutettico binario Ag-Cu sulla superficie di liquidus può essere visto chiaramente come una valle che si addentra nel triangolo. Anche il campo bifasico alfa più beta ( $\alpha + \beta$ ), presente nello stesso sistema binario, si estende all'interno del prisma, formando una lacuna di miscibilità i cui limiti sono rappresentati dalle curve tratteggiate. Il campo bifasico si estende all'interno del prisma tanto più, quanto più bassa è la temperatura.

Ciò può essere rappresentato chiaramente considerando una serie di sezioni orizzontali a temperature differenti, note come **sezioni isoterme** e sovrapponendole nello

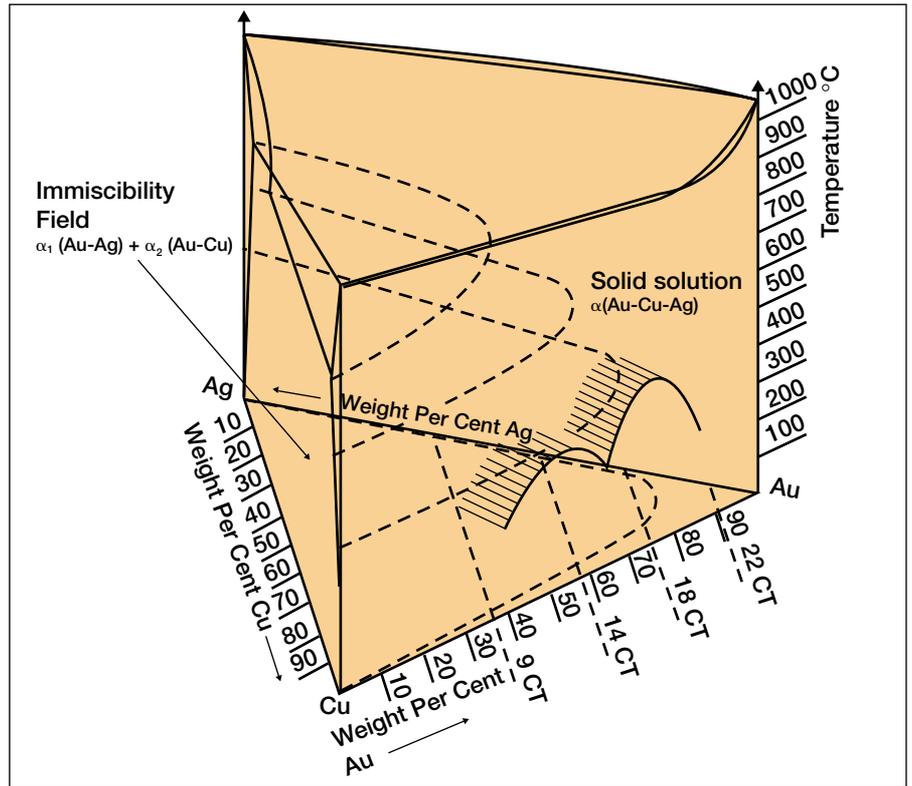


Figura 24 - Diagramma di stato ternario per le leghe Au-Ag-Cu

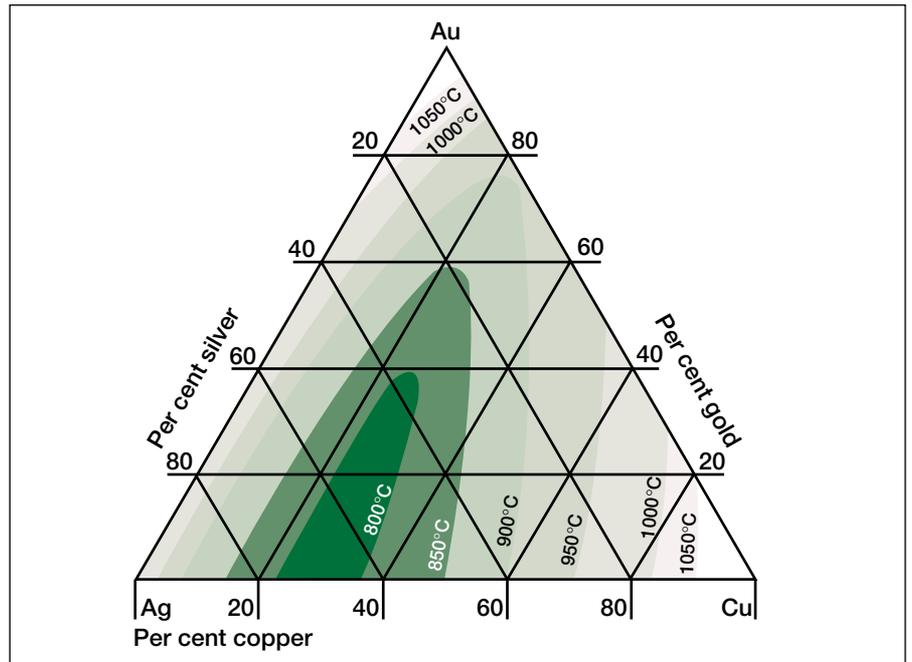


Figura 25 - Il triangolo può essere usato per rappresentare le temperature di liquidus del sistema ternario Au-Ag-Cu per mezzo di curve di livello della temperatura

stesso diagramma (fig. 26). Si può così vedere che tutte le leghe a 22 K sono formate da soluzioni solide monofasiche  $\alpha$ . La lacuna di miscibilità interessa le leghe a 18 K solo a

temperatura inferiore a 350°C, mentre le leghe a 14, 10 e 9 K sono bifasiche sotto 600-700°C, tranne che per le composizioni prossime ai lati del triangolo ricchi in Ag o in Cu.

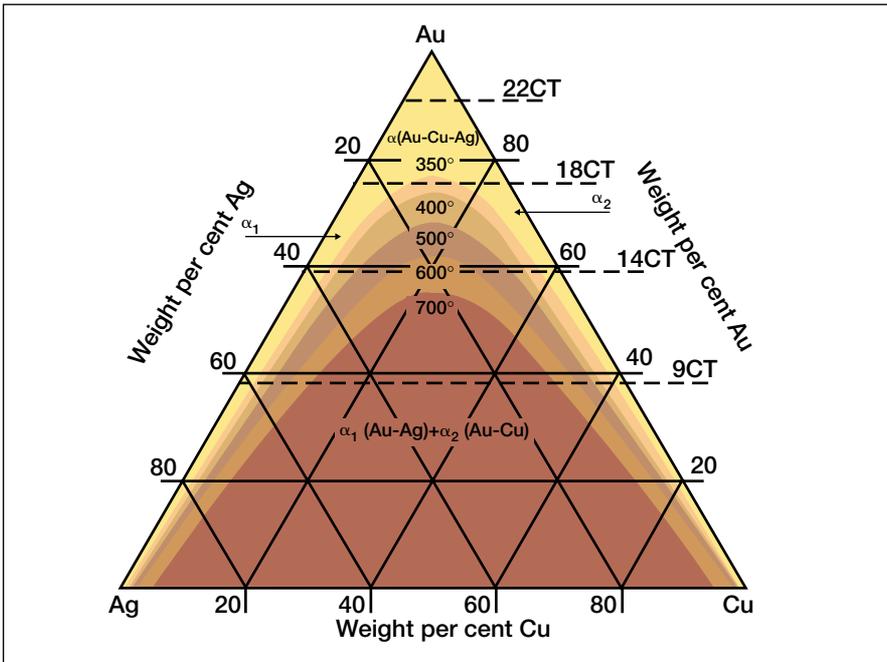


Figura 26 - Proiezione delle sezioni isoterme che mostra l'ampiezza della lacuna di miscibilità nel sistema Au-Ag-Cu in funzione della temperatura

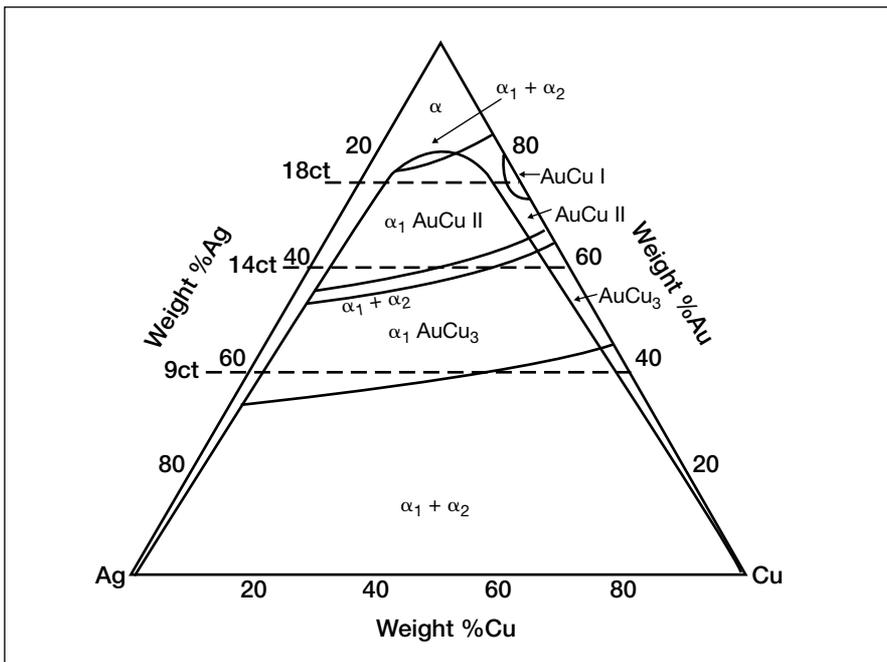


Figura 27 - Sezione isoterma a 300°C

Anche qui si usa la convenzione già adottata in precedenza per indicare la lacuna di miscibilità nel sistema oro-nichel (Au-Ni). Al decrescere della temperatura, passando dal campo monofasico  $\alpha$  al campo bifasico, la fase  $\alpha$  si scinde in  $\alpha_1$ , la fase ricca in Au-Ag, ed  $\alpha_2$ , la fase ricca in Au-Cu. Occorre fare attenzione, poiché in

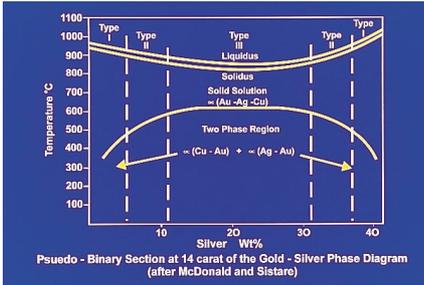
alcuni casi questi numeri sono invertiti. Per evitare confusioni, le due fasi sono talora indicate come  $\alpha_{Au-Ag}$  e  $\alpha_{Au-Cu}$ .

In realtà la lacuna di miscibilità è più complicata, perché anche le fasi ordinate, AuCu e AuCu<sub>3</sub>, si estendono un poco all'interno del prisma, partendo dal lato che rappresenta il sistema Au-Cu. Ciò significa che, secondo la sua composizione, la fase  $\alpha_2$  può trasformarsi in AuCu II, AuCu I o AuCu<sub>3</sub>. Nella fig. 27 è mostrata una versione leggermente semplificata della sezione isoterma a 300°C, ricavata dai dati pubblicati da Susz *et al.* e da Yasuda (1, 2). I dati sono stati ricalcolati come % in peso anziché % in atomi. E' anche chiaro che vi sono leggere discrepanze con il diagramma pubblicato da Prince *et al.* (3), ma queste non influenzano le considerazioni che si fanno qui. Consideriamo ora alcuni esempi delle strutture di equilibrio previste a questa temperatura. Le leghe a 18 K ricche in argento, di colore giallo-verdognolo, saranno formate da una soluzione solida monofasica  $\alpha$ . Quando si aumenta il contenuto di rame a spese dell'argento, le leghe diventano bifasiche  $\alpha_1 + AuCu$  II e questa sarà la struttura di un oro a 18 K color giallo intenso. Aumentando ancora il contenuto di rame, crescerà il contenuto di AuCu II e diminuirà quello di  $\alpha_1$ . Alla fine, con alto contenuto di rame, gli ori rossi a 18 K saranno formati da AuCu II + AuCu I o da AuCu I.

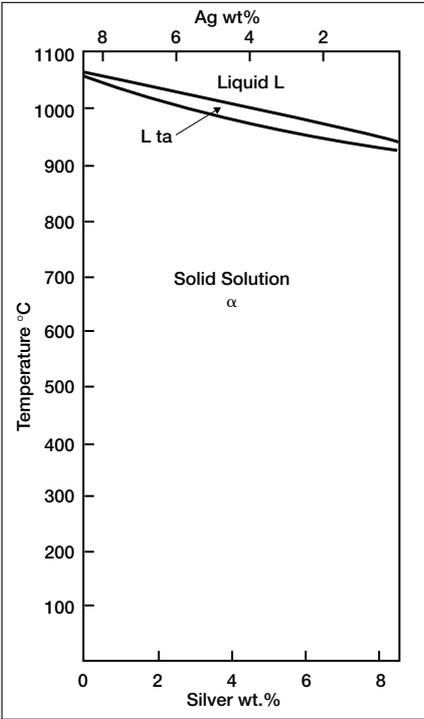
Lo stesso discorso vale per le leghe a 14 K. Le leghe a 14 K ricche in Ag, di colore giallo pallido, sono monofasiche  $\alpha_1$ . Da 5% a circa 20% Cu le leghe gialle sono bifasiche  $\alpha_1 + AuCu$  II; da circa 20% a circa 30% Cu la struttura è  $\alpha_1 + \alpha_2$ ; da circa 30% a circa 37% Cu la struttura delle leghe rosse è  $\alpha_1 + AuCu_3$ ; da circa 37% a 41,5% Cu le leghe sono monofasiche AuCu<sub>3</sub>.

A rigore, i campi bifasici sono separati da campi trifasici, ma questi esistono solo in intervalli di concentrazione molto stretti (3). Per semplicità, molti autori tralasciano questi dettagli e si riferiscono solo ad  $\alpha_1 + \alpha_2$  in tutta la lacuna di miscibilità.

Talora è utile rappresentare sezioni verticali del prisma, corrispondenti alle composizioni di 22, 18, 14, 10 e 9 K. Queste sezioni sono indicate come **sezioni pseudo-binarie**. Il vantaggio



**Figura 28a** - Sezione pseudo-binaria per le leghe Au-Ag-Cu a 14 K

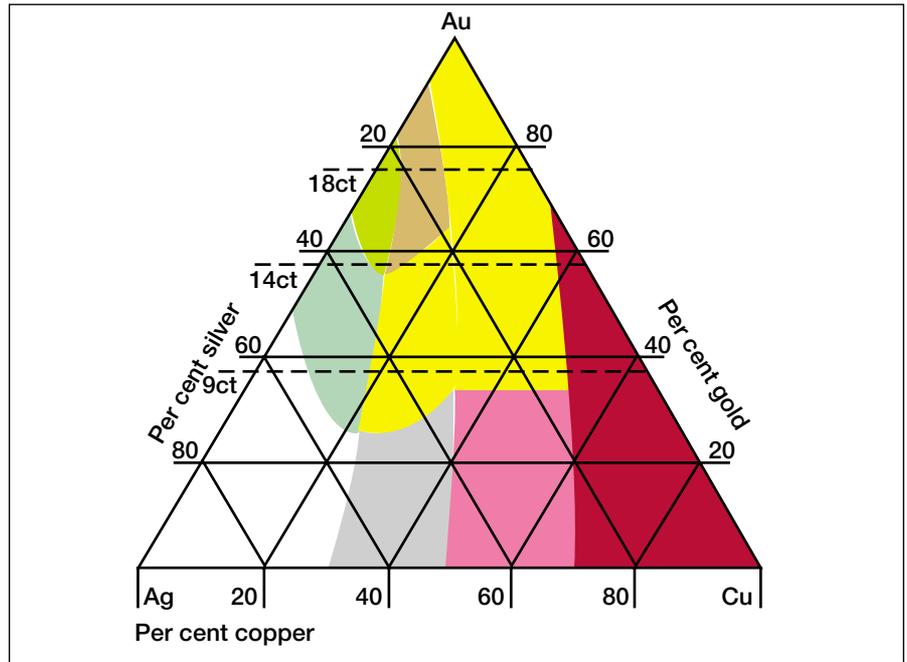


**Figura 28b** - Sezione pseudo-binaria per le leghe Au-Ag-Cu a 22 K

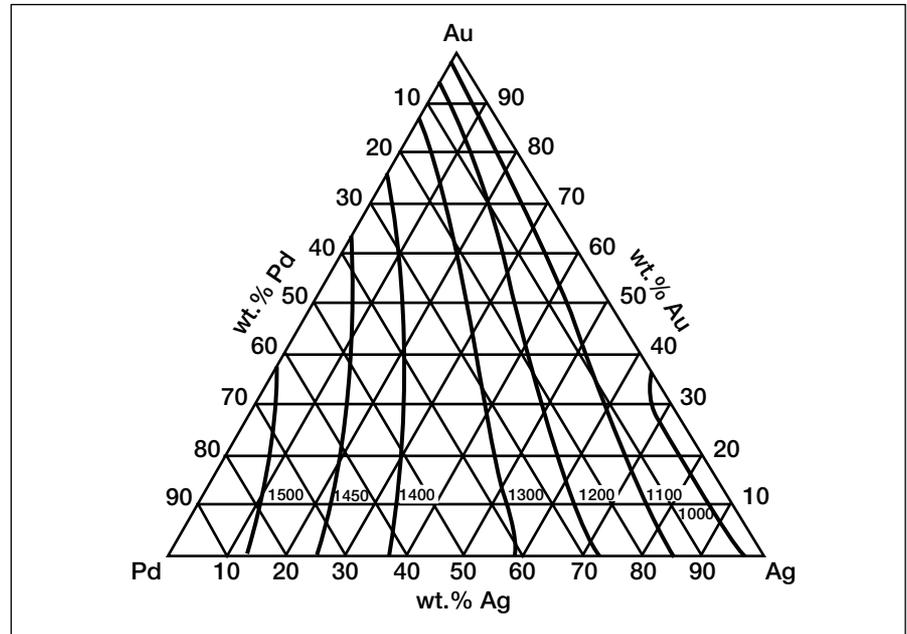
è che per ogni sezione il contenuto di oro è costante, per cui la composizione dipende solo dal rapporto Ag:Cu. Se si tiene conto di questo, le sezioni possono essere usate per descrivere il comportamento delle leghe durante il raffreddamento, come abbiamo già visto per i diagrammi binari. Due esempi sono riportati in fig. 28.

### Il triangolo del colore

E' già stato fatto riferimento al colore delle leghe per gioielleria. In fig. 29 è riportato il ben noto "triangolo del colore", che dà un'idea del colore che ci si può aspettare per le leghe ternarie di qualsiasi composizione. Tuttavia si deve ricordare che le leghe colorate commerciali possono contenere anche altri elementi, in particolare zinco, che



**Figura 29** - Questa volta il triangolo è utilizzato per mostrare il colore delle differenti leghe del sistema Au-Ag-Cu



**Figura 30** - Temperature di liquidus nel sistema ternario oro-argento-palladio: si vede il cambiamento graduale della temperatura con la composizione

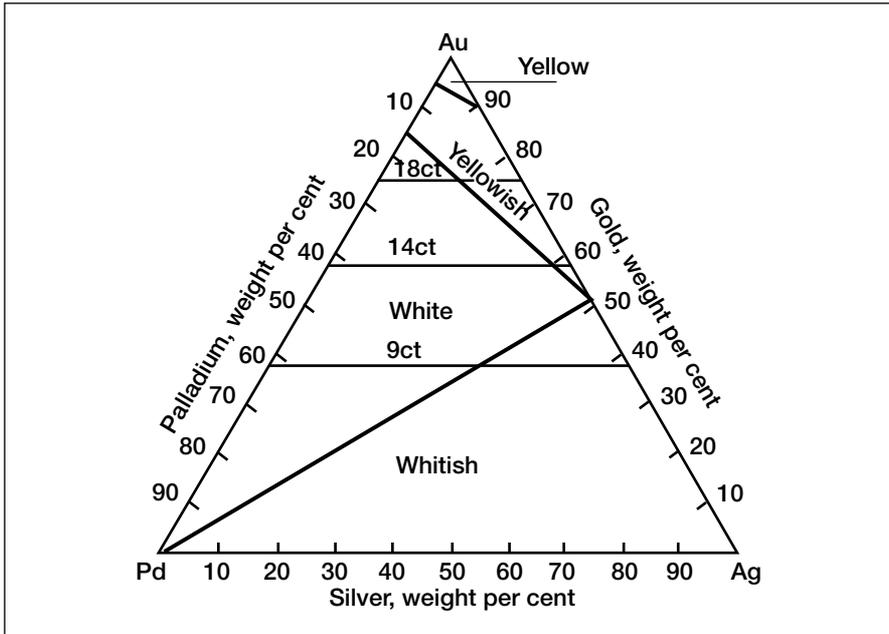
possono influenzare il colore, per cui questo triangolo deve essere usato con cautela.

### Altri sistemi ternari importanti

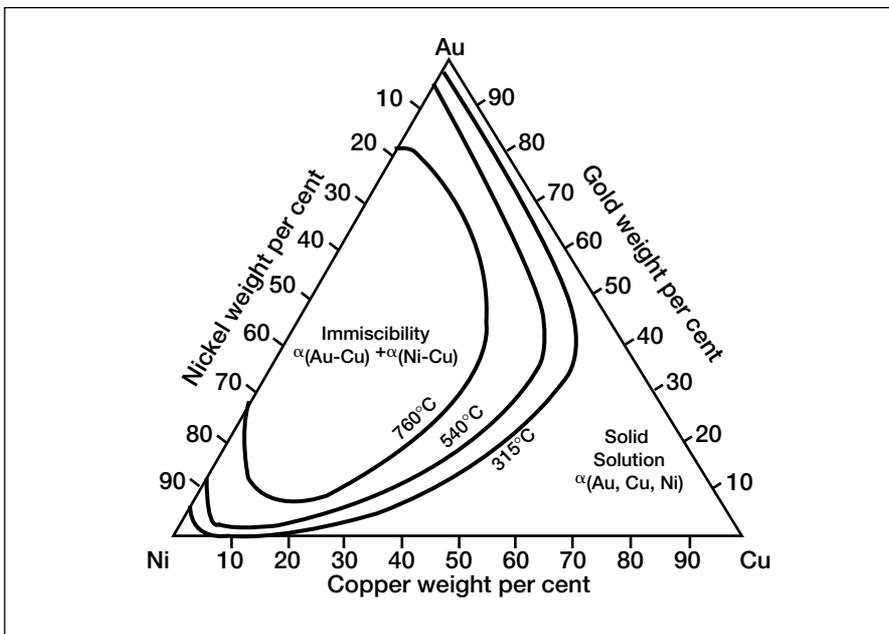
#### a) Oro-argento-palladio

Questi tre metalli presentano una completa mutua solubilità e, per temperature inferiori alla superficie di solidus, si può considerare che questo

diagramma mostri una soluzione solida monofasica per tutte le temperature e tutte le composizioni. Nel sistema oro-palladio (Au-Pd) è stata citata la presenza di fasi ordinate, ma non è stato studiato l'effetto di aggiunte di argento (3). Come dimostrato dal grafico a curve di livello di fig. 30, che rappresenta la superficie di liquidus del sistema ternario Au-Ag-Pd, il palladio fa aumentare la



**Figura 31** - Diagramma del colore per il sistema ternario oro-argento-palladio, che mostra il grado di bianco in funzione della composizione



**Figura 32** - Proiezione delle sezioni isoterme che mostra l'andamento della lacuna di miscibilità in funzione della temperatura nel sistema Au-Cu-Ni

### b) Oro-rame-nichel

Anche il nichel è un agente sbiancante e lo si trova negli ori bianchi al nichel. La lacuna di miscibilità presente nel sistema binario oro-nichel (Au-Ni) [ved. Parte 1, nel numero precedente] si estende all'interno del diagramma ternario del sistema Au-Cu-Ni. Ciò è visibile sulle sezioni isoterme proiettate sul triangolo di base (fig. 32) (5). Si deve ricordare che gli ori bianchi al nichel commerciali di solito contengono rame, argento e zinco, che hanno un effetto sul diagramma, sul colore, sulla lavorabilità e sulle caratteristiche meccaniche.

### Aggiunte di zinco

Nelle leghe d'oro colorate commerciali ed in particolare in quelle a bassa caratura è spesso presente lo zinco. A rigore, si dovrebbe prendere in esame il sistema quaternario oro-argento-rame-zinco (Au-Ag-Cu-Zn), ma questo è un problema complicato. Studiando i relativi diagrammi binari ed i diagrammi ternari Au-Cu-Zn e Au-Ag-Zn (3) è possibile ottenere delle buone indicazioni sul comportamento di queste leghe.

### Uso dei diagrammi di stato

I diagrammi di stato servono anche per usi differenti dalla predizione del comportamento alla solidificazione e delle successive trasformazioni di fase allo stato solido, che abbiamo finora considerato. Molte caratteristiche dei metalli e delle leghe dipendono fortemente dalle condizioni microstrutturali. Queste includono resistenza, durezza, duttilità, lavorabilità, resistenza alla macchiatura, ecc. I diagrammi di stato possono essere usati per progettare leghe e trattamenti termici, basandosi sulla conoscenza delle trasformazioni di fase e sui conseguenti cambiamenti microstrutturali. Esamineremo brevemente alcuni di questi aspetti.

### a) Rafforzamento per soluzione solida

Non sempre i metalli possiedono una elevata resistenza meccanica e ciò è vero in particolare per oro, argento e platino. Un metodo per aumentare la resistenza è deformati a freddo e confidare nell'incrudimento per aumentare la resistenza meccanica, la durezza e la resistenza all'usura. Tuttavia ciò avviene a scapito della

temperatura di fusione. Questo sistema ternario è importante, poiché il palladio è un agente sbiancante ed è un componente basilare degli ori bianchi al palladio. Nella fig. 31 (4) si vede l'effetto della composizione sul colore delle leghe Au-Ag-Pd.

duttilità e della formabilità, anche se, per alcuni usi, ciò può essere accettabile. Inoltre un qualsiasi riscaldamento successivo, come per una brasatura, ricuocerà il metallo e ne ridurrà la resistenza nella zona termicamente alterata.

La formazione di leghe offre possibilità assai migliori per modificare le caratteristiche meccaniche. E' stato già detto che sostituendo atomi del solvente con atomi di soluto si introducono nel reticolo cristallino delle deformazioni e che queste deformazioni aumentano aumentando la differenza tra le dimensioni degli atomi e la concentrazione del soluto. L'effetto di questa deformazione del reticolo è di far crescere la resistenza e la durezza senza che ci sia necessariamente un notevole peggioramento della duttilità. Questo effetto è noto come **rafforzamento da soluzione solida**. Non dovrebbe sorprendere il fatto che l'effetto di rafforzamento per soluzione solida sia tanto più grande quanto più grande è la differenza di dimensioni degli atomi (cioè la differenza tra i diametri degli atomi). E' ben noto che, come mostrato nelle tabelle 1 e 2, anche nelle condizioni di ricottura più spinta, le aggiunte di rame rafforzano l'oro più delle aggiunte di argento.

Per ogni sistema di leghe, il grado di solubilità allo stato solido può essere dedotto dal diagramma di stato e questo, insieme alla conoscenza delle dimensioni degli atomi, darà almeno un'idea dell'entità del rafforzamento che può essere ottenuto.

### b) Rafforzamento per trattamento termico

Questo effetto è stato descritto altrove con qualche dettaglio (6), ma vale la pena di ripetere i punti essenziali. Abbiamo visto che ad alta temperatura, sotto la curva di solido, le

**Tabella 1. Raggi atomici**

Metallo	Raggio atomico, nanometri (1 nm = 10 <sup>-9</sup> m)
Oro	0,1442
Argento	0,1443
Rame	0,1270

Nota: Il raggio atomico dipende dal tipo di legame tra gli atomi. In questo caso, per i metalli e le leghe, il legame è di tipo metallico e valgono i valori sopra riportati.

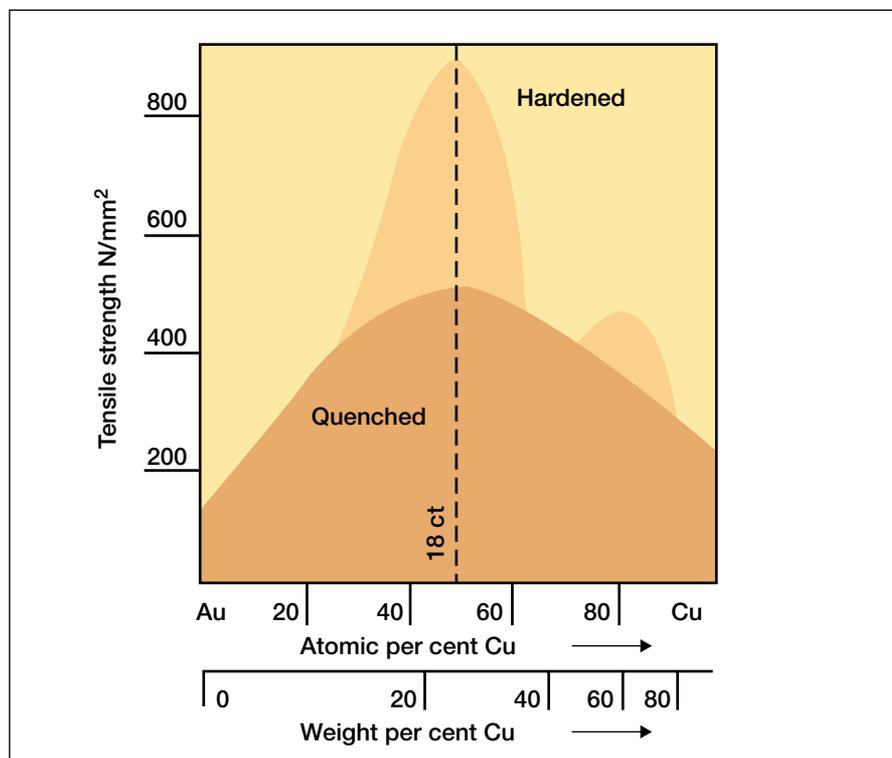
**Tabella 2. Effetto di rafforzamento dell'oro da parte del rame e dell'argento**

	Durezza HV	Carico di rottura N mm <sup>-2</sup>	Allungamento %
Oro puro	23	124	45
18 K, 75% Au - 25% Ag. Ricotto	32	185	36
18 K, 75%Au - 25% Cu. Ricotto	165	514	42

leghe colorate oro-argento-rame sono monofasiche  $\alpha$ . Se sono raffreddate lentamente (fig. 26), le leghe a 18 K o con caratura inferiore possono trasformarsi in  $\alpha_1 + \alpha_2$  o in una delle fasi ordinate basate su Au-Cu. Tuttavia, se sono temprate dal campo monofasico  $\alpha$ , le trasformazioni di fase possono essere soppresse e la soluzione solida disordinata soprasatura è conservata a temperatura ambiente. Il trattamento ad alta temperatura prima della tempra è indicato come **solubilizzazione**. In queste condizioni le leghe hanno durezza minima e duttilità massima. Per questa ragione si consiglia che, se devono essere ulteriormente lavorate, le leghe a 14 K e 18 K siano sempre temprate in acqua, partendo rispettivamente da 650°C e 550°C.

Le leghe temprate, se sono sottoposte ad un trattamento di

invecchiamento a bassa temperatura, tenderanno a portarsi in condizioni di equilibrio. Può così aver luogo la precipitazione della seconda fase sotto forma di particelle submicroscopiche finemente disperse, con considerevole aumento della resistenza e della durezza e diminuzione della duttilità. In alternativa, può aver luogo la trasformazione disordine-ordine ed anche questa è accompagnata da un rilevante aumento della resistenza e della durezza (fig. 33). Questi trattamenti sono indicati come **indurimento per invecchiamento**. Nella fig. 34 è mostrato l'effetto dell'invecchiamento per tutte le leghe ternarie Au-Ag-Cu a 14 K. Spesso i fornitori delle leghe consigliano specifici trattamenti di solubilizzazione e le temperature ed i tempi per l'invecchiamento.



**Figura 33 - Effetto del trattamento termico sul carico di rottura delle leghe Au-Cu**

La lega nota come ORO 990, che è oro con 1% di titanio (Ti), può essere indurita per invecchiamento (7). Dal diagramma di stato di fig. 15 [v. parte I] si può vedere che questa lega può essere solubilizzata a 800°C, temprata ed invecchiata a 500°C, in modo da ottenere fini precipitati di  $TiAu_4$  nella soluzione solida ricca in oro.

**Tabella 3. Effetto dell'aggiunta di zinco sulla lavorabilità di leghe di oro giallo a 14 K (5) (% in peso)**

Oro %	Argento %	Rame %	Zinco %	Tipo di lega
58,3	16,5	25,0	0,2	III
58,3	8,3	29,2	4,1	II
58,3	4,0	31,3	6,4	I

**c) Microalligazione**

La lega ORO 990 è stata messa a punto allo scopo di commercializzare una lega a caratura più alta con caratteristiche migliorate, in particolare nel Sud Est dell'Asia e nell'Estremo Oriente. In pratica le possibilità di questa lega sono limitate dal fatto che richiede tecniche di lavorazione sofisticate e la sua applicazione principale è stata nell'industria degli orologi. Ciononostante negli ultimi anni sono stati compiuti notevoli progressi nella messa a punto di ori a 24 K con resistenza migliorata (8, 9). In alcuni paesi lo standard 24 K è definito come titolo minimo 990 (99,0% Au) ed in altri come titolo minimo 995. Questo permette di aggiungere 0,1-0,5% di microalliganti, con possibilità di apprezzabili miglioramenti. Gran parte degli studi in questo campo richiedevano un esame dei diagrammi di stato, come ausilio nella progettazione delle leghe.

**d) Leghe per brasatura**

Le leghe per brasatura devono avere intervallo di fusione inferiore a quello dei metalli o delle leghe da unire. In aggiunta, possono esserci altri vincoli posti dalle leggi sul marchio. Le leghe eutettiche possono soddisfare questi requisiti poiché spesso in un dato sistema di leghe hanno il punto di

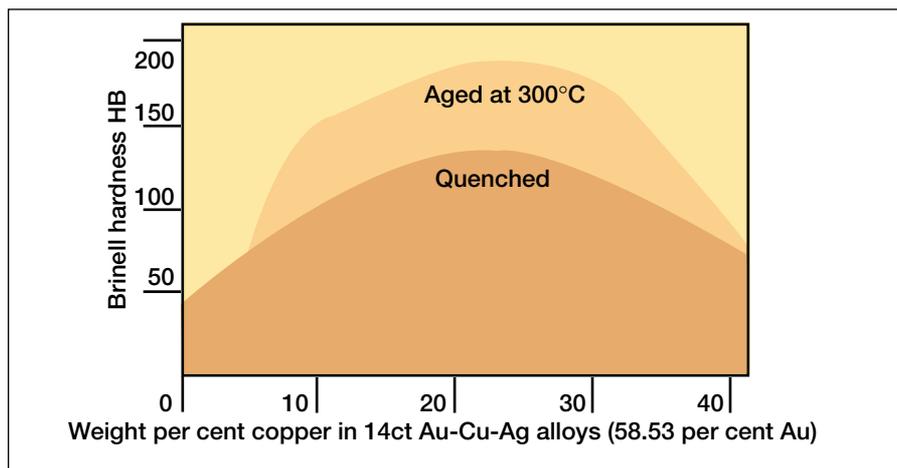
fusione minimo. E' già stato fatto riferimento al caso classico della lega Pb-Sn dei lattonieri. Le leghe all'argento sono basate sull'eutettico binario Ag-Cu. In questo caso la temperatura eutettica (779°C) è un po' troppo alta per una lega da brasatura, ma la temperatura eutettica può essere abbassata con aggiunte di zinco e di stagno.

Analogamente le leghe d'oro per brasatura possono essere basate su composizioni prossime alla valle nella superficie di liquidus del sistema ternario Au-Ag-Cu (fig. 25). Queste leghe sono note come **'self-type solders'** ed hanno uso limitato, poiché vi sono problemi nell'accoppiare caratura e colore con un intervallo di solidificazione adatto. Anche in questo caso l'intervallo di solidificazione può essere abbassato aggiungendo altri elementi. Tradizionalmente, questi erano zinco, cadmio, stagno e nichel. L'uso del cadmio è sconsigliato, a causa della sua tossicità. Fortunatamente sono disponibili in commercio leghe per brasatura esenti da cadmio (10-12). Alcune di queste contengono piccole aggiunte di indio.

Recentemente sono state messe a punto leghe per brasatura con basso punto di fusione, basate sugli eutettici dei sistemi binari oro-silicio (Au-Si) e oro-germanio (Au-Ge), in cui le temperature eutettiche sono rispettivamente 363°C e 361°C (13). Inoltre nel sistema ternario Au-Ge-Si vi è una valle eutettica che unisce i due eutettici binari. Lungo questa valle vi è un punto che corrisponde ad oro a 22 K, in corrispondenza di 91,6% Au-6,7% Ge-1,7% Si.

**e) Lavorabilità**

L'esempio finale si riferisce al fatto che le leghe monofasiche hanno duttilità e lavorabilità superiore a quella delle leghe bifasiche. McDonald e Sistare (5) hanno introdotto la classificazione delle leghe in tre "tipi" basandosi sulla lacuna di miscibilità nel sistema Au-Ag-Cu per le leghe a 14 K (fig. 28). Le



**Figura 34 - Indurimento per invecchiamento nelle leghe a 14 K**

leghe di tipo I corrispondono alle soluzioni solide ai due lati della lacuna. Allo stato ricotto queste leghe sono tenere e facili da lavorare. Le leghe di tipo II sono moderatamente tenere, ma corrispondono alla zona marginale del campo bifasico  $\alpha_1 + \alpha_2$ . Possono essere indurite per invecchiamento. Le leghe di tipo III corrispondono alla zona centrale della lacuna di miscibilità: allo stato ricotto sono dure e sono difficili da temprare e da lavorare.

Le aggiunte di zinco abbassano la temperatura del confine tra il campo monofasico e quello bifasico e riducono l'ampiezza della lacuna di miscibilità. In questo modo si allarga il campo delle leghe di tipo I e di tipo II, che hanno buona lavorabilità, pur conservando il colore desiderato. Questa è la ragione per cui le leghe d'oro per lavorazione plastica a bassa caratura, usate per produrre lamine, filo, tubo e catena, contengono zinco (tabella 3).

Questo fatto fu chiaramente dimostrato all'autore di questo articolo, quando, in seguito ad un seminario tenuto ad Istanbul, Turchia, un produttore, che aveva avuto problemi di rotture nella produzione di catena in oro giallo a 14 K, risolse immediatamente il problema usando una lega con contenuto di zinco più alto.

La lavorabilità peggiora notevolmente quando la lega contiene impurezze fragilizzanti o punti duri. Un esempio ben noto è rappresentato dal piombo che, se è presente in quantità anche piccola (< 0,1%) infragilisce l'oro in modo catastrofico (14). Il diagramma di stato mostra che ciò è dovuto alla formazione di una fase basso-fondente ( $Au_2Pb$ ) che segrega ai bordi di grano.

### Note conclusive

Si spera che questo articolo abbia dimostrato che la comprensione dei diagrammi di stato non è troppo difficile. Se sono in grado di capire i processi di solidificazione e di trasformazione di fase e di migliorare la conoscenza delle leghe che stanno usando, i produttori di gioielleria possono ottenere considerevoli vantaggi. Ciò infatti aiuta a scegliere le leghe, per quanto riguarda i requisiti del prodotto (come catena o colaggio), le caratteristiche meccaniche, la lavorabilità, le prestazioni in servizio, la caratura, il colore, ecc. Vi sono anche vantaggi per quanto riguarda le indagini sui difetti, la garanzia di qualità ed il controllo di qualità.

### Bibliografia (Parte II)

- 1 C.P. Susz, M. Linker, P. Orosz e D. Sapey, "Trattamento termico di gioielleria in oro a 14 carati", *AURUM* No 11, p. 17, 1982.
- 2 K. Yasuda, "Invecchiamento e relative trasformazioni di fase in leghe d'oro per odontoiatria", *Gold Bulletin*, **20**, (4), p. 90, 1987.
- 3 A. Prince, G.V. Raynor e D.S. Evans, "Diagrammi di stato di leghe d'oro ternarie", Pubbl. da The Institute of Metals, Londra, 1990.
- 4 G. Normandeu, "Ori bianchi: rassegna delle caratteristiche dei materiali in commercio e alternative nella progettazione delle leghe", *Gold Bulletin*, **25**, (3), p. 94, 1992.
- 5 A. McDonald e G. Sistare, "Metallurgia di alcune leghe d'oro per gioielleria", *Gold Bulletin*, **11**, (4), p. 128, 1978.
- 6 M.F. Grimwade, "Aumento della resistenza meccanica nella gioielleria a base oro", *Gold Technology*, No 14, p. 10, nov. 1994.

- 7 *Gold Technology* No 6, maggio 1992 (Tutto il numero è dedicato all'ORO 990).
- 8 A. Nishio, "Messa a punto di oro puro ad alta resistenza", *Gold Technology*, No 19, p. 11, luglio 1996.
- 9 C.W. Corti, "Metallurgia degli ori a 24 K microlegati", Atti del 13° Simposio di Santa Fe sulla tecnologia di fabbricazione della gioielleria, p. 379, 1999; *Gold Bulletin*, **32**, (2), p. 39-47, 1999.
- 10 G. Normandeu, "Leghe per la brasatura dell'oro esenti da cadmio", *Gold Technology*, No 18, p. 20, aprile 1996.
- 11 D. Ott, "Sviluppo di leghe per brasatura in oro a 21 carati esenti da cadmio", *Gold Technology*, No 19, p. 2, luglio 1996.
- 12 M. Dabalà, M. Magrini e M. Poliero, "Caratterizzazione di nuove leghe di oro giallo per brasatura esenti da cadmio", *Gold Technology*, No 24, p. 6, sett. 1998.
- 13 D.M. Jacobson e S.P.S. Sangha, "Una lega da brasatura a basso punto di fusione per oro giallo a 22 carati", *Gold Bulletin*, **29**, (1), p. 3, 1996.
- 14 D. Ott, "Effetto di piccole aggiunte e di impurezze sull'oro e sulle leghe d'oro per gioielleria", Atti dell'11° Simposio di Santa Fe sulla tecnologia di fabbricazione della gioielleria, p. 193, 1997. Vedere anche *Gold Technology*, No 22, luglio 1997, p. 31.

Nota dell'Editore: La prima parte di questo articolo è stata pubblicata su *Gold Technology* No 29, estate 2000, pag. 2.