



D.ssa Alessandra Variola
Leg.Or Srl, Bressanvido (VI), ITALIA

Alessandra Variola è laureata in Ingegneria Chimica, orientamento Materiali. Nel 2003 ha conseguito il Titolo in Dottore di Ricerca in Ingegneria metallurgica. E' attualmente inserita nel team di Ricerca e Sviluppo della Leg.Or.

Il miglioramento delle caratteristiche di impiego delle leghe d'oro giallo impiegate nella produzione dei gioielli è un argomento che riscuote un crescente interesse da parte del mondo orafo, in particolare nel settore della gioielleria cava.

Autori:

D.ssa Alessandra Variola, Dr. Andrea Basso, Massimo Poliero
Leg.Or Srl, Bressanvido (Vicenza), Italia

Indurimento delle leghe d'oro: meccanismi e possibilità di miglioramento delle prestazioni

Riassunto

Il miglioramento delle caratteristiche di impiego delle leghe d'oro giallo impiegate nella produzione di gioielli è un argomento che riscuote un crescente interesse da parte del mondo orafa, in particolare nel settore della gioielleria cava.

Il presente lavoro si propone di fornire un contributo a questi problemi, fornendo alcune indicazioni sui meccanismi di indurimento di maggiore interesse pratico ed illustrando alcuni dei risultati ottenuti.

Parole chiave:

indurimento delle leghe d'oro, cobalto, precipitazione, ordine-disordine, soluzione solida

Introduzione

La produzione di gioielli di forma cava e con spessori sottili, ottenuti mediante processi di lavorazione meccanica e successivo trattamento di indurimento per trattamento termico, occupa una posizione di primo livello nell'ambito delle produzioni orafe italiane: indicativamente possiamo parlare del 70% per la zona di Arezzo e del 50% per la zona di Vicenza, per citare le due più note piazze italiane¹. L'importanza di questo segmento produttivo va ricercata nelle peculiarità insite in questi tipi di lavorazione, che richiedono elevati livelli di tecnologia e professionalità aziendale. Se, infatti, l'adozione di tecniche di produzione sempre più sofisticate genera da un lato un aumento dei costi di manodopera, difficilmente confrontabili con quelli esteri, dall'altro gli standard qualitativi ottenuti su questo tipo di lavorazioni in ambito nazionale rappresentano una nota distintiva ed un vantaggio competitivo.

Dal punto di vista tecnologico, la produzione di questo tipo di gioielleria deve essere realizzata mediante lavorazione meccanica, con processi riconducibili a tre categorie fondamentali: canna vuota saldata a TIG, canna aggraffata, stampato.

Affinché una lega per lavorazione meccanica sia indicata per questo tipo di applicazioni, dove l'ottenimento di spessori estremamente sottili ed elevati valori di durezza finali rappresentano i traguardi fondamentali da conseguire, è necessario che soddisfi precisi requisiti:

- deve possedere elevata deformabilità, ossia deve poter raggiungere elevati valori di riduzione di sezione riducendo al minimo il numero dei trattamenti termici intermedi di ricottura.

- Deve possedere un grado di purezza elevata, in quanto la tendenza sempre più spinta all'ottenimento di spessori estremamente sottili ($<70\mu\text{m}$) risente negativamente della presenza di elementi indisciolti, particolati ed elementi fragilizzanti.
- Nella produzione della canna vuota, poiché il processo prevede una fase di svuotamento con acido (HNO_3 o HCl), la lega deve possedere elevata resistenza all'attacco chimico.
- Deve essere saldabile, ove per saldabilità si intende la facilità di ottenere saldature non criccate, dotate di adeguate proprietà meccaniche e resistenti al degrado in esercizio.
- Deve essere induribile, ossia poter raggiungere valori di durezza elevati (in genere superiore ai 200 HV) a seguito di un trattamento termico di facile applicazione e realizzabile in tempi ridotti e con costi contenuti. Tale trattamento termico, poi, non deve indurre la comparsa di cricche o l'insorgenza di tensioni interne.
- La qualità superficiale deve essere elevata e deve quindi consentire l'esecuzione di operazioni di finitura con le tecniche convenzionali. A questo scopo è fondamentale che il grano cristallino abbia dimensioni ridotte.
- Al termine del processo si devono ottenere sfridi facilmente riutilizzabili.

La possibilità di incrementare i valori finali di durezza rappresenta un aspetto di indubbio interesse anche per il settore della microfusione, con particolare riferimento alle leghe in oro giallo. Oggetti microfusi prodotti facendo uso di materiali con maggiore durezza possono essere sottoposti più facilmente a trattamenti convenzionali di finitura, acquisendo una maggiore resistenza all'usura ed alla corrosione².

Scopo del presente lavoro è di fornire un quadro complessivo sulle leghe induribili con trattamento termico, in base allo stato attuale delle conoscenze metallurgiche, descrivendone i meccanismi di azione, le potenzialità di sviluppo e le limitazioni d'uso. La trattazione darà maggiore rilievo alle leghe di oro giallo, per le quali l'interesse per l'impiego di leghe termoinduribili è maggiormente sentito.

Le basi metallurgiche dell'indurimento: meccanismi ed esempi

Prima di illustrare i meccanismi di rafforzamento dei metalli, è opportuno richiamare qualche concetto di metallurgia di base^{3, 4, 5, 6, 7, 8}.

Nei metalli allo stato solido gli atomi occupano delle posizioni secondo un ordine geometrico regolare, noto con il nome di reticolo. Esistono diversi tipi di reticolo, ciascuno caratterizzato da specifiche dimensioni e grado di compattezza, che determinano in larga misura le caratteristiche dell'elemento. In metallurgia i sistemi più importanti sono il cubico (es. oro e rame a facce centrate, cromo a corpo centrato) e l'esagonale (es. zinco), riportati nelle fig. 1 e 2. I metalli con reticolo cubico a facce centrate sono di solito duttili e malleabili, quelli con reticolo esagonale sono difficili da lavorare, mentre quelli con reticolo cubico a corpo centrato presentano caratteristiche intermedie.

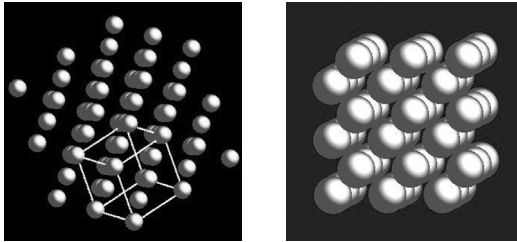


Figura 1 - Rappresentazione schematica del reticolo cubico a facce centrate dell'oro (a) e del reticolo cubico a corpo centrato del cromo (b)

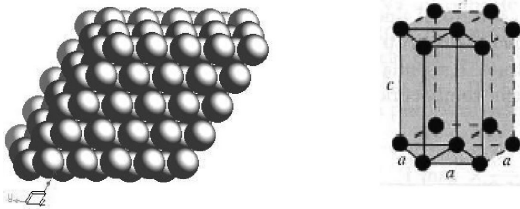


Figura 2 - Rappresentazione schematica del reticolo esagonale dello zinco

Una lega è un materiale metallico contenente due o più elementi e può essere monofasica o polifasica in base ai costituenti ed alle loro quantità. Poiché la lega è il risultato dell'introduzione di atomi di un elemento nel reticolo cristallino di un altro elemento, ha caratteristiche diverse da quelle dei componenti.

Gli elementi che compongono una lega possono aggregarsi in varie strutture: soluzioni solide e composti intermetallici.

In una soluzione solida si definisce solvente il metallo che conserva il proprio reticolo cristallino e soluto l'altro componente. Quando gli atomi di soluto sostituiscono gli atomi di solvente si parla di soluzione solida sostituzionale (es. oro-rame), che di solito conserva la duttilità del metallo solvente.

Se invece gli atomi di soluto sono molto più piccoli di quelli del solvente, occupano gli spazi interatomici, originando una soluzione solida interstiziale (es. carbonio nel ferro), meno facilmente lavorabile.

I composti intermetallici, infine, sono fasi a sé stanti, caratterizzate da una ben definita composizione chimica e da una struttura diversa da quella dei costituenti.

Le indicazioni sul comportamento dei diversi sistemi metallurgici si trovano nei relativi diagrammi di stato, grafici che correlano la temperatura e la composizione con la struttura delle leghe cui possono dare origine due o più elementi, se mescolati tra loro.

Le interazioni tra atomi di elementi diversi coesistenti all'interno delle leghe d'oro possono talvolta determinare significative variazioni delle proprietà meccaniche di base, rispetto a quelle possedute dai singoli metalli allo stato puro: è il caso dell'attitudine all'indurimento di alcune leghe d'oro, quando sono sottoposte ad un trattamento termico specifico. Questa proprietà, se opportunamente sfruttata, può portare notevoli vantaggi al settore orafa, aprendo nuove prospettive nell'ambito delle potenzialità

produttive e quindi della diversificazione dei prodotti.

Sorge quindi spontanea una prima domanda: sulla base di quale criterio una lega può essere definita termoinduribile? Infatti il valore finale di durezza che l'orafo desidera ottenere dipende da vari fattori, quali la forma dell'oggetto, il suo peso, il suo spessore e il tipo di utilizzo. Nel caso specifico delle leghe gialle, per le quali l'esigenza di valori di durezza finali più elevati è particolarmente sentita, possiamo ipotizzare come obiettivo finale di durezza il raggiungimento di valori da 180 ad oltre 210 HV (durezza Vickers), corrispondenti ad un incremento di circa il 50% rispetto ai valori di durezza originari. Sulla base di tale ragionamento, Legor ha creato un proprio standard interno, secondo il quale viene definita come induribile una lega che soddisfa al requisito di incrementare la propria durezza di almeno il 50% a seguito di uno specifico trattamento termico.

Verranno di seguito descritti i principali meccanismi che stanno alla base dei processi di indurimento: il rafforzamento (leggi: indurimento) per soluzione solida, il rafforzamento per ordine-disordine ed il rafforzamento per precipitazione.

Rafforzamento per soluzione solida

Rispetto ai metalli puri, le leghe presentano migliori caratteristiche meccaniche. Questo è da attribuire al fatto che, quando un atomo di soluto entra nel reticolo del metallo ospitante, determina, nelle proprie immediate vicinanze, un campo di deformazione. Questa azione di disturbo fa sì che la deformazione plastica prodotta dall'applicazione di un carico esterno sia ostacolata, con effetto su durezza e resistenza meccanica del materiale.

Tale rafforzamento è tanto più accentuato quanto maggiore è la quantità di soluto e marcata la differenza tra le dimensioni degli atomi coinvolti.

Con riferimento ad una lega contenente il 75% di oro (18 carati), se il rimanente 25% è costituito da argento, si ha una durezza, allo stato ricotto, di 36 HV, con modesto incremento rispetto al 24 carati (20 HV). Se la stessa quantità di soluto è invece rappresentata da rame, la durezza sale a ben 115 HV: questo si spiega considerando che gli atomi di argento sono leggermente più grandi di quelli di oro, mentre gli atomi del rame sono molto più piccoli di quelli di oro. In entrambi i casi il soluto genera un campo di tensioni nel proprio intorno: le tensioni saranno di trazione nel caso di un atomo più piccolo, di compressione in caso contrario. Ciò che determina l'efficacia del disturbo ai fini del rafforzamento non è, allora, il fatto che si tratti di un atomo più grande piuttosto che più piccolo, ma il valore assoluto della differenza tra le dimensioni degli atomi di soluto e solvente. Questo meccanismo di rafforzamento per soluzione solida non ha modo di manifestarsi con evidenza nelle alte carature, poiché in esse, per definizione, il soluto può arrivare a rappresentare solo una limitata quota del peso della lega 9, 10, 11, 12.

Rafforzamento per trasformazione disordine-ordine^{3, 4, 5, 6, 7, 8}

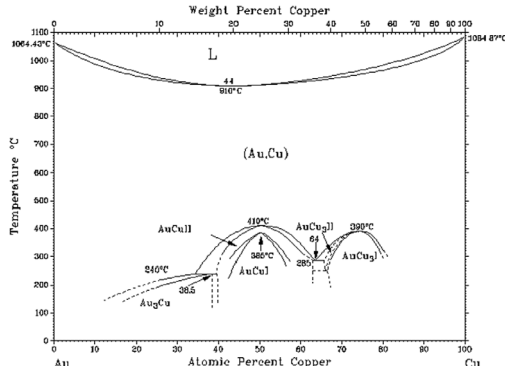


Figura 3 - Diagramma di stato oro-rame, in cui sono evidenziate le zone di esistenza delle diverse fasi.

Con riferimento al diagramma di stato oro-rame (fig. 3), consideriamo una lega costituita per il 50% da atomi di oro e per il restante da rame. Al di sopra di 410°C, essa presenta una struttura in cui gli atomi dei due elementi sono disposti in maniera casuale. Raffreddandola lentamente al di sotto di questa temperatura critica, gli atomi, attraverso un processo di diffusione, assumono nuove posizioni nel reticolo, con mutue distanze regolari (fig. 4).

Nella nuova struttura c'è un'apparente sovrapposizione di un reticolo di atomi di rame su un reticolo di atomi di oro, che si realizza con distorsione della struttura di partenza e comporta l'indurimento del materiale.

È molto importante sottolineare l'importanza della velocità di raffreddamento su quanto accade: a parità di composizione, se una lega a 18 carati contenente solo oro e rame viene temprata in acqua dalla temperatura di ricottura (raffreddamento veloce), raggiunge circa 185 HV, contro gli oltre 240 HV ottenibili lasciandola raffreddare in aria (raffreddamento lento).

Raffreddando velocemente la lega, non si dà alla struttura il tempo di ordinarsi, però è poi possibile ottenere la struttura ordinata, e quindi l'indurimento, mantenendo la lega a 150-300 °C per un tempo opportuno.

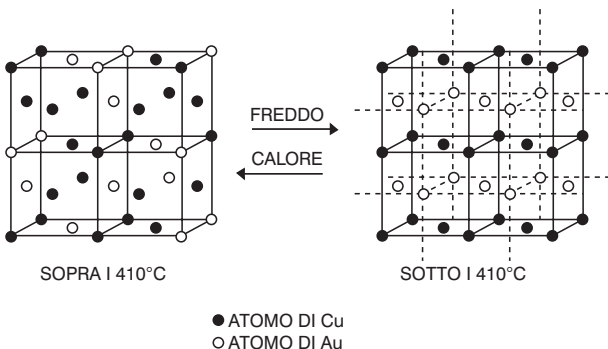


Figura 4 - la trasformazione disordine-ordine nelle leghe oro-rame

Il fatto che la fase ordinata sia più dura e meno duttile di quella disordinata comporta notevoli complicazioni in sede di microfusione con pietre preincassate in cera: la trasformazione sopra descritta andrebbe evitata in fase di raffreddamento degli oggetti con l'adozione di elevate velocità di raffreddamento, che però possono causare uno shock termico per le pietre.

Molto significativo nell'evidenziare l'importanza della composizione, è il caso della lega madre A (argento 5%, rame 93%, zinco 2%), usata per due diverse carature: a parità di lega madre, il rapporto tra le quantità di oro e rame cambia e con esso il comportamento della lega al variare della temperatura di trattamento (fig. 5). A circa 250 °C la lega a 18 carati indurisce fino a 320 HV e può presentare problemi di fragilità, se lasciata raffreddare lentamente dopo riscaldamento a 550-650 °C. In microfusione può essere difficile lavorare con pietre preincassate in cera, mentre la lega è molto indicata per la realizzazione di fili e tubi. La lega a 14 carati, preparata con la stessa lega madre, non indurisce: questo evidenzia che la risposta di una lega madre al trattamento termico non è una proprietà intrinseca del materiale, ma dipende dalla caratura.

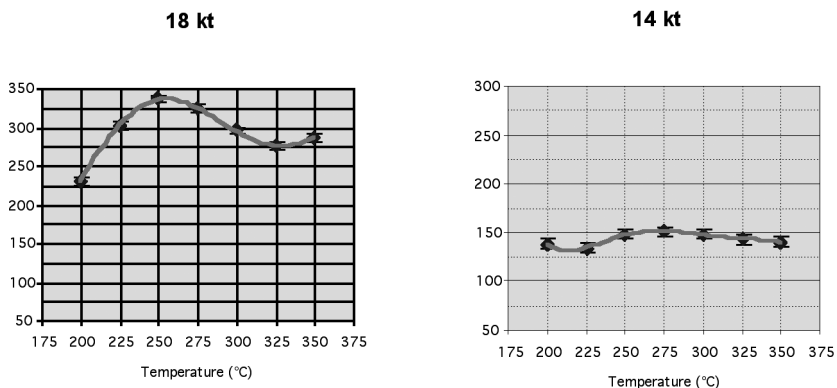


Figura 5 - Profilo di indurimento delle leghe in oro giallo a 18 (sin.) e 14 carati (ds.), ottenute con la lega madre A. Si vede che, al variare della caratura, cambia il comportamento della lega trattata termicamente

Rafforzamento per precipitazione^{3, 4, 5, 6, 7, 8}

I sistemi cui il meccanismo si può applicare devono soddisfare preliminarmente due requisiti, illustrati nel diagramma di fig. 6:

- una mutua solubilità apprezzabile;
- un limite di solubilità che diminuisce rapidamente con la temperatura.

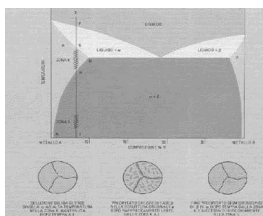


Figura 6 - Diagramma di stato binario ipotetico, che illustra i principi dell'indurimento per precipitazione

Indicando con α la soluzione solida parziale ricca in A e con β l'equivalente in B, e con riferimento alla verticale tracciata in figura, raffreddando velocemente la soluzione solida, non si dà modo a β di precipitare in seno alla fase α , che risulterà, pertanto, omogenea. Adottando, invece, una bassa velocità di raffreddamento, la fase β precipita in forma grossolana all'interno della fase α . Ai fini delle proprietà della lega, la microstruttura ottimale è caratterizzata da una dispersione omogenea di particelle submicroscopiche di β in α . Tale microstruttura è il risultato dell'invecchiamento della lega e rappresenta la migliore soluzione ottenibile, in quanto la fase secondaria, di tali dimensioni e con siffatta distribuzione, oppone la massima resistenza alla deformazione meccanica. Vediamo in dettaglio i passaggi che portano a questa struttura: dapprima la lega viene omogeneizzata mediante mantenimento alla temperatura di solubilizzazione, posta al di sotto della linea di solidus. Successivamente, un raffreddamento rapido congela a temperatura ambiente la struttura monofasica, non stabile in quanto contenente una quantità di B superiore a quella prevista dal diagramma di stato. Un successivo riscaldamento ad una temperatura relativamente bassa per un opportuno periodo di tempo dà modo agli atomi di B di diffondere in seno alla matrice, originando numerosi siti di nucleazione per la precipitazione della fase β .

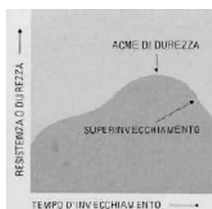


Figura 7 - Curva di indurimento per invecchiamento, in cui è evidenziata l'importanza del tempo di invecchiamento sulle proprietà del materiale

Come indicato nella fig. 7, è di primaria importanza il controllo del tempo di invecchiamento (leggi: indurimento): non soltanto a tempi superiori a 60-90 min. non si ottengono benefici, ma addirittura si può indurre un fenomeno di sovrainvecchiamento. Oltre un certo tempo, infatti, le particelle di precipitato tendono a crescere considerevolmente, e diventano inefficaci ai fini della resistenza alla deformazione meccanica. Pertanto nelle esperienze riportate nel presente lavoro, il tempo di invecchiamento è stato sempre di 90 min.

Il sistema argento-rame (fig. 8) presenta un diagramma di stato molto simile a quello del sistema ipotetico A-B di fig. 6 e ciò implica la possibilità, nel caso dell'argento sterling, di indurire per precipitazione le leghe argento-rame.

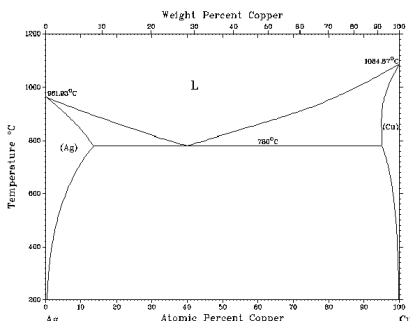


Figura 8 - Diagramma di stato argento-rame, in cui si nota la possibilità di precipitazioni

Uno studio¹³ condotto su campioni d'argento sterling con titolo 925 omogeneizzati a 750°C e poi mantenuti a 300°C per un'ora, ha messo in evidenza le potenzialità di questo meccanismo, determinando un incremento di durezza dai 50 HV dell'argento sterling standard ai 120 HV della lega trattata.

In letteratura tecnica è possibile trovare informazioni e brevetti relativi all'impiego del calcio e di alcuni elementi del gruppo delle terre rare (cerio, lantanio, ittrio, gadolinio, etc.) per ottenere leghe d'oro induribili per precipitazione.

Per questo tipo di leghe si possono, tuttavia, presentare problemi di comportamento alla fusione, colabilità e lavorabilità, nonché di riutilizzo degli sfridi.

Nelle leghe di oro bianco al nichel, un lento raffreddamento dalla temperatura di ricottura può provocare precipitazioni indesiderate, per cui, per questo tipo di leghe, è molto importante la velocità di raffreddamento. Risulta infatti fondamentale la scelta di una velocità di raffreddamento che non causi la comparsa di pericolose tensioni interne, ma che, al tempo stesso, non dia modo alla precipitazione di avere luogo, con infragilimento della lega ed indesiderati cambiamenti di colore^{14, 15, 16}.

Un esempio pratico dei valori di durezza raggiungibili da una lega bianca contenente nichel è fornito dalla lega madre B (rame 71%, nichel 15%, zinco 14%), indicata per preparare leghe di oro bianco di fascia alta per lavorazioni meccaniche. Anche in questo caso il confronto tra diverse carature pone l'accento sul ruolo della composizione nei fenomeni coinvolti (fig. 9).

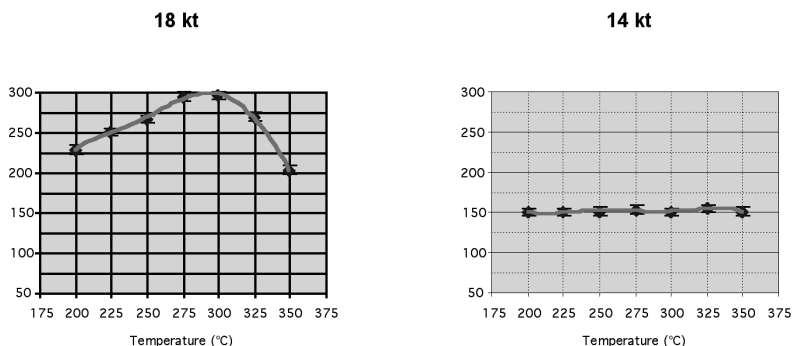


Figura 9 - Profili di indurimento di leghe di oro bianco al nichel a 18 (sin.) e 14 (ds.) carati, preparate con la lega madre B, che evidenziano il ruolo della composizione nei fenomeni in esame

In base a quanto detto finora, risulta chiaro che le leghe del sistema ternario oro-argento-rame, e quindi gli ori colorati per gioielleria, possono essere indurite mediante trattamento termico, per indurre sia la trasformazione disordine-ordine, sia il rafforzamento per precipitazione.

Un'intensa attività di caratterizzazione ha prodotto interessanti risultati sull'effetto dell'indurimento in leghe d'oro a diverso contenuto in argento al variare della caratura. Nella fig. 10 è riportata la curva ottenibile per le leghe a 9 carati: all'aumentare della percentuale di argento in lega, si assiste ad un progressivo incremento dei valori di

durezza. Nelle leghe di tale caratura, oro e rame sono lontani dal rapporto stechiometrico, che consentirebbe la trasformazione disordine-ordine, quindi si può ritenere che l'unico meccanismo di rafforzamento in gioco sia quello per precipitazione. Poiché quest'ultimo è legato all'argento, si spiega l'andamento della curva. L'andamento qualitativo della curva relativa alle leghe allo stato grezzo di colata è analogo al primo, con una leggera traslazione verso il basso, per l'effetto benefico del trattamento.

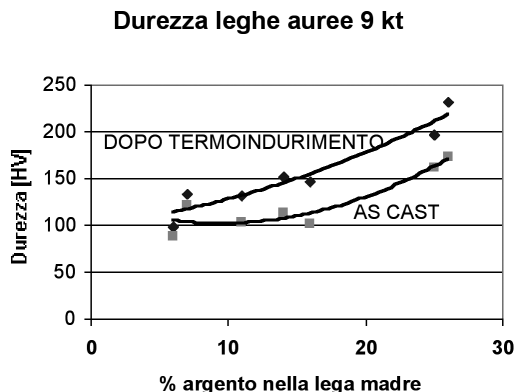


Figura 10 - Correlazione tra durezza allo stato grezzo di colata e dopo termoidurimento e tenore in argento in leghe a 9 carati

Se consideriamo i profili di indurimento di due leghe a 9 carati per lavorazione meccanica a diverso contenuto di argento (fig. 11), di cui una, ottenuta dalla lega madre C (zinco 22%, argento 6%, rame 72%), a basso tenore di argento e l'altra, ottenuta dalla lega madre D (zinco 14%, argento 25%, rame 61%), ad alto tenore di argento, notiamo che, mentre nella prima (lega C) non si assiste ad alcun incremento di durezza dopo trattamento termico, nella seconda lega (lega D) si assiste ad un aumento della durezza di circa 40 HV rispetto al valore di partenza (150HV). I risultati ottenuti dimostrano quindi l'impossibilità di ottenere leghe a 9 carati a basso contenuto di argento termoiduribili con il meccanismo della precipitazione argento-rame.

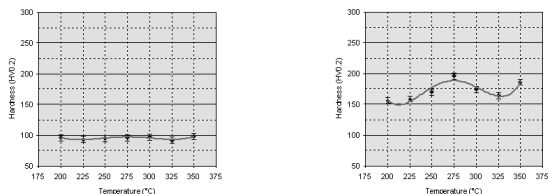


Figura 11 - Confronto tra i grafici di indurimento di due leghe a 9 carati con tenore di argento significativamente diverso. A sinistra si nota l'assenza di indurimento nella lega a basso argento, a destra il modesto indurimento della lega ad alto argento

Nelle leghe a 14 carati si nota un comportamento molto simile, con valori di durezza solo leggermente più alti, per l'aumentato contenuto in rame (fig. 12). Anche in questo

caso i grezzi di colata mostrano durezza dipendenti dalla percentuale di argento: questo fatto è ascrivibile alla velocità di raffreddamento dopo colaggio, che, non essendo istantanea, potrebbe consentire precipitazioni in grado di indurire i materiali.

Durezza leghe auree 14 kt

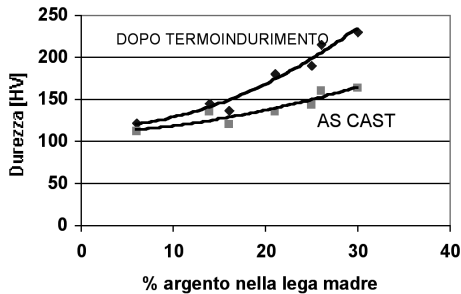


Figura 12 - Relazione tra durezza allo stato grezzo di colata e dopo termindurimento e tenore in argento in leghe a 14 carati

Anche in questo caso l'esame dei profili di indurimento può essere utile per una migliore comprensione dei meccanismi in gioco (fig. 13): confrontando la lega ottenuta con la lega madre E (zinco 21%, argento 6%, rame 73%) con quella ottenuta con la lega madre F (zinco 11%, argento 30%, rame 59%), si nota un effetto di indurimento nella seconda, con valori di durezza significativamente più alti rispetto alla prima. Non a caso la lega ad alto argento è consigliata per la produzione di oggetti a bassa deformabilità ed alta resistenza, mentre la lega con contenuto di argento più basso è caratterizzata da una buona deformabilità plastica e da una buona duttilità.

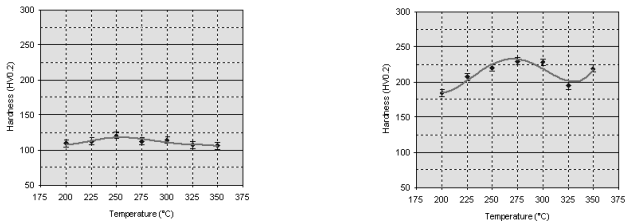


Figura 13 - Confronto tra i profili di indurimento delle leghe con contenuto di argento minore e maggiore, rispettivamente a sinistra e a destra, che evidenzia l'effetto dell'argento sulla possibilità di indurire le leghe a 14 carati

Nel caso del 18 carati la tendenza si inverte: ci sono i presupposti perché abbia luogo la trasformazione disordine-ordine, che diventa il meccanismo prevalente di rafforzamento ai più bassi valori di argento (fig. 14). Al crescere del tenore di argento, invece, assume un ruolo sempre più importante il meccanismo di rafforzamento per precipitazione. I dati relativi ai grezzi di colata sono in accordo con quanto riportato nella spiegazione del rafforzamento per soluzione solida: per questa caratura è significativa la differenza di comportamento tra argento e rame, quindi, quanto maggiore è il contenuto di argento, tanto minore è la durezza della lega.

Durezza leghe auree 18 kt

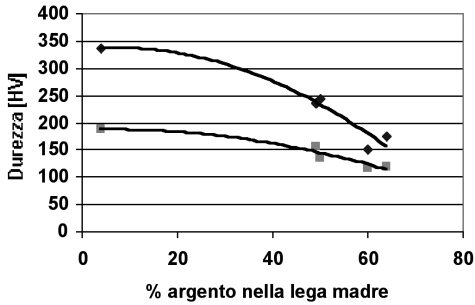


Figura 14 - Relazione tra durezza allo stato grezzo di colata e dopo termoidurimento ed il contenuto di argento in leghe a 18 carati

Riportiamo nella fig. 15 i profili di indurimento delle leghe a 18 carati ottenute con la lega madre G (zinco 2%, argento 4%, rame 94%) o con la lega madre H (zinco 2%, argento 64%, rame 34%): in entrambe c'è la possibilità di un significativo effetto termoidurente, che appare tuttavia più marcato nella lega G, avvalorando così l'ipotesi che con questa caratura e con questi tenori di rame ed argento si possa attuare la trasformazione disordine-ordine oro-rame, responsabile di un rafforzamento più significativo di quello ottenibile per precipitazione ed imputabile ad argento e rame.

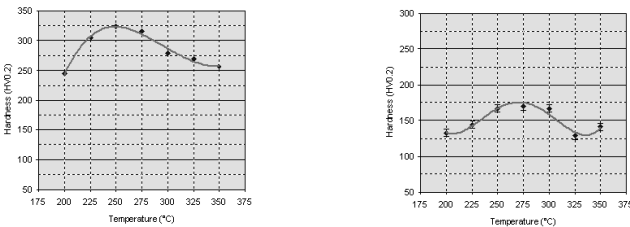


Figura 15 - Confronto tra i profili di indurimento di due leghe a 18 carati con diverso tenore di argento. A sinistra, la lega ottenuta con la lega madre G, a basso tenore di argento, a destra la lega ottenuta con la lega madre H, ad alto tenore di argento

I meccanismi di rafforzamento per ordine-disordine e per precipitazione appaiono quindi come i principali responsabili dei processi di indurimento delle leghe d'oro mediante trattamento termico. Tali meccanismi possono essere coadiuvati da processi di rafforzamento secondari, rilevanti, ma generalmente non al punto tale da essere in grado, da soli, di causare un significativo aumento della resistenza meccanica delle leghe^{17, 18}. Tra i più importanti elementi in grado di determinare incrementi di durezza secondo vari meccanismi di azione, ricordiamo il cobalto, l'antimonio il nichel e il silicio.

Il cobalto possiede una bassa solubilità nell'oro alle basse temperature e ben si presta a trattamenti termici di invecchiamento, manifestando la propria azione di rinforzo sia per precipitazione che per affinazione del grano cristallino. A fronte di questi benefici derivanti dall'uso del cobalto, tuttavia, ci sono alcuni fattori che ne rendono problematico l'impiego: per citare i principali, l'alto punto di fusione e

l'affinità per l'ossigeno ad alta temperatura. È bene poi precisare che il dosaggio del cobalto nelle leghe è il frutto di una scelta molto oculata, che deve tenere conto sia della composizione della lega che della temperatura di ricottura cui la si sottoporrà. Di particolare interesse risultano le spiccate proprietà termoidurenti evidenziate dal cobalto nelle leghe ad alta caratura, dove è possibile raggiungere valori finali di durezza superiori ai 200 HV¹⁹. Nei nostri laboratori è stata messa a punto una lega madre per oro a 22 carati, che permette di ottenere, dopo trattamento termico di indurimento, la durezza di 231 HV.

Un altro esempio di applicazione di questi meccanismi è offerto dal titanio, che ha trovato impiego nella produzione dell'ORO 990²⁰: se opportunamente trattata, questa lega contenente l'1% di titanio può raggiungere circa 200 HV. Non è tuttavia semplice lavorare con questa lega, poiché, ad esempio, essa richiede, per fusione, colata ed omogeneizzazione, un'atmosfera di argon.

Conclusioni

Con il presente lavoro, ci si è proposti di fornire una panoramica sui principali meccanismi responsabili dell'indurimento delle leghe d'oro.

Alla luce di quanto esposto, l'indurimento, desiderato od indesiderato, delle leghe per effetto di un trattamento termico rappresenta un argomento di primaria importanza per il settore orafa.

I processi in gioco sono il risultato della combinazione di tre fattori fondamentali: composizione (e, a parità di lega madre, caratura), temperatura, tempo. Il quadro è complesso e non è sempre semplice fare delle previsioni di carattere generale sulla risposta delle leghe al trattamento. È però possibile ottenere dal singolo trattamento termico i migliori risultati in relazione all'impiego previsto attraverso un controllo puntuale delle variabili coinvolte.

Ruolo fondamentale nella pianificazione dei trattamenti riveste il controllo della temperatura, da effettuare rigorosamente con strumenti affidabili e riproducibili.

I profili di indurimento mostrati hanno evidenziato, infatti, la possibilità di ottenere risultati anche molto diversi per piccole differenze nella temperatura di trattamento (a parità di tempo). Dai dati riportati nel presente lavoro risulta inoltre evidente l'importanza (fondamentale in molti casi) dei trattamenti di omogeneizzazione della struttura, qualora l'indurimento avvenga principalmente per precipitazione di fasi secondarie. L'argomento è tanto più delicato quanto più ristretti sono gli intervalli di temperatura entro cui è possibile operare.

Sulla base dei principali meccanismi responsabili dei fenomeni di indurimento descritti (ordine-disordine, precipitazione), si evince il fatto che non in tutte le combinazioni di composizione un incremento di durezza può essere conseguito in modo soddisfacente. Il problema dello scarso indurimento si manifesta in genere per le leghe a basso contenuto di argento, ed in special modo ciò è evidente per le basse carature. In tali contesti, il ricorso ad elementi alternativi in grado di esplicare un'azione di indurimento risulta pertanto una scelta necessaria.

Bibliografia

- [1] M.POLIERO, POLIVER, F.MAURIZI, Comunicazioni personali.
- [2] A.BASSO, et Al.: "Atti del 18th Symposium on Jewellery Manufacturing Technology", 2004.
- [3] C.W.CORTI, Gold Technology, N.33, 2001.
- [4] C.W.CORTI, Gold Bulletin, N.32, 1999.
- [5] C.W.CORTI, Gold Technology, N.36, 2002.
- [6] M.GRIMWADE, Atti del "5th Santa Fe Symposium on Jewellery Manufacturing Technology", 1991.
- [7] M.GRIMWADE, Gold Technology, N.14, 2002.
- [8] M.GRIMWADE, Gold Technology, N.14, 1994.
- [9] A.NISHIO, Gold Technology, N.19, 1996.
- [10] C.CRETU et Al., Gold Technology, N.29, 2000.
- [11] M. DU TOIT et Al., Gold Bulletin, N.35, 2002.
- [12] J.E.BERNARDIN, Gold Technology, N.30, 2000.
- [13] J. FISCHER-BÜHNER, Atti del "17th Santa Fe Symposium on Jewellery Manufacturing Technology", 2003.
- [14] K.WIESNER, Atti del "15th Santa Fe Symposium on Jewellery Manufacturing Technology", 2001.
- [15] G.NORMANDEAU et Al., Atti del "16th Santa Fe Symposium on Jewellery Manufacturing Technology", 2002.
- [16] D.OTT, Atti del "16th Santa Fe Symposium on Jewellery Manufacturing Technology", 2002.
- [17] D.OTT, Gold Technology, N.22, 1997.
- [18] F.ARBINI et Al., Gold Technology, N.25, 1999.
- [19] J. FISCHER-BÜHNER, Atti del "18th Santa Fe Symposium on Jewellery Manufacturing Technology", 2004.
- [20] Gold Technology, N.6, 1992.