

Trattamenti termici di getti di precisione di leghe a base nichel e base cobalto e relative caratteristiche meccaniche

A. Davidzon

Le leghe a base nichel e quelle a base cobalto ormai note con la denominazione "superleghe" a causa della complessità degli elementi che costituiscono la loro composizione, trovano applicazioni sempre più estese dove altri materiali come per esempio gli acciai inossidabili non possono arrivare. Le superiori caratteristiche meccaniche, specialmente quelle a caldo, fanno delle superleghe materiali base per impieghi aeronautici e per le turbine terrestri a gas. I particolari in superleghe possono essere ottenuti con tutte le principali metodologie di produzione. Tra i vari processi di produzione, la presente memoria si occupa solo del metodo di fusione di getti di precisione. Le caratteristiche meccaniche dei getti sono derivate dalla composizione chimica della superlega, dai parametri, dalla metodologia di fusione e dai trattamenti termici subiti. Sono riportate caratteristiche meccaniche in relazione a composizioni chimiche e trattamenti termici rilevati per superleghe tipiche per getti di precisione policristallini isotropici e fondamentalmente equiassici. Tutti i trattamenti termici riportati sono stati eseguiti in forni di trattamento in vuoto. Vengono utilizzate le denominazioni più comunemente note delle superleghe che in molti casi sono anche denominazioni commerciali come Hastelloy e Haynes "trade marks" della Haynes International., Udimet della Special Metals Corp. e Inconel della Huntington Alloys Inc.

INTRODUZIONE

Le superleghe a base nichel e quelle a base cobalto sono leghe sviluppate come estensione degli acciai inossidabili per applicazioni dove le caratteristiche di questi ultimi risultavano carenti, come gli impieghi alle alte temperature, in ambienti fortemente corrosivi (sia acidi che alcalini) e dovunque erano necessarie caratteristiche resistenziali superiori (come per esempio per la resistenza all'usura a caldo). Troviamo perciò le superleghe utilizzate nelle turbine terrestri a gas per settori, ugelli, bruciatori, scudi termici, palette (per la loro maggior resistenza all'ossidazione, le caratteristiche meccaniche a caldo ed in particolare la superiore resistenza agli shock termici, di creep e di fatica termica), nei motori e nelle turbine aeronautici, per le attrezzature dei forni di trattamento termico, per i componenti resistenti agli acidi più corrosivi (solforico, fluoridrico, nitrico, fosforico). Un impiego del tutto particolare è quello delle protesi (ginocchia, anche, ecc.) nella realizzazione delle quali sono utilizzate superleghe a base cobalto. I processi di produzione dei vari particolari in superlega sono quelli maggiormente noti: la lavorazione meccanica con macchine utensili, la sinterizzazione, lo stampaggio a caldo, la fusione. Ovviamente, non tutte le superleghe sono adatte per ciascuno dei processi produttivi succitati. La composizione chimica gioca un ruolo fondamentale nella connessione con il processo produttivo. Infatti, molte superleghe richiedono speciali metodi di lavorazione meccanica. Alcune superleghe sono facilmente saldabili mentre altre no. Tutto questo comporta l'obbligo da parte del progettista di introdurre nel progetto del particolare non solo il materiale e le relative caratteristiche meccaniche ma anche la scelta del processo di produzione. Questa scelta implica anche certe restrizioni geometriche in quanto non tutti

i processi possono realizzare tutte le geometrie. Il processo di fusione per la produzione dei getti permette l'ottenimento di particolari di notevole complessità geometrica, sia esterna che interna (con l'ausilio di anime interne).

GETTI DI PRECISIONE

Un particolare processo di fusione è quello noto con la denominazione "fusione con il metodo della cera persa", che permette la realizzazione di prodotti di dimensioni finali (cioè senza oppure con ridotta necessità di lavorazione meccanica) dando origine ai "getti di precisione". La tecnologia della fusione con il metodo della cera persa anche se utilizzata ormai dall'antichità ha saputo rinnovarsi con l'introduzione di materiali speciali (cere e rivestimenti ceramici) e con le tecniche fusorie (fusioni in forni in vuoto). Questa tecnologia consiste nella riproduzione di un modello maggiorato (tenendo conto dei successivi ritiri) in una cera sintetica che viene rivestito con strati successivi di materiale ceramico. Dopo l'essiccazione del rivestimento ceramico la cera viene evacuata in una autoclave ed il guscio così ottenuto contiene al suo interno il modello del particolare da produrre. Il guscio viene riscaldato ad una temperatura che è uno dei parametri di know-how, per ridurre gli shock termici e per permettere una adeguata completezza del particolare dopo il colaggio così come la sua sanità interna e superficiale. Il colaggio della lega in questi gusci può essere effettuato in aria oppure in vuoto, in funzione principalmente dalla lega da fondere. Il peso dei getti ottenuti può variare da quello inferiore al grammo a quello superiore ai cento chilogrammi. Le caratteristiche dei getti sono derivate dalla composizione chimica, nel caso trattato quella della superlega, dalla dimensione del grano, dal livello della microporosità. I getti sono prodotti policristallini, con la dimensione del grano primario controllata sia con la composizione del primo rivestimento della forma ceramica entro la quale viene versata la superlega fusa che con la temperatura di fusione della lega, con la temperatura della forma ceramica, con

Armand Davidzon, Microfusione Stellite SpA

Memoria presentata al 17° Convegno Nazionale Trattamenti Termici organizzato da AIM, Salsomaggiore 5-7 maggio 1999

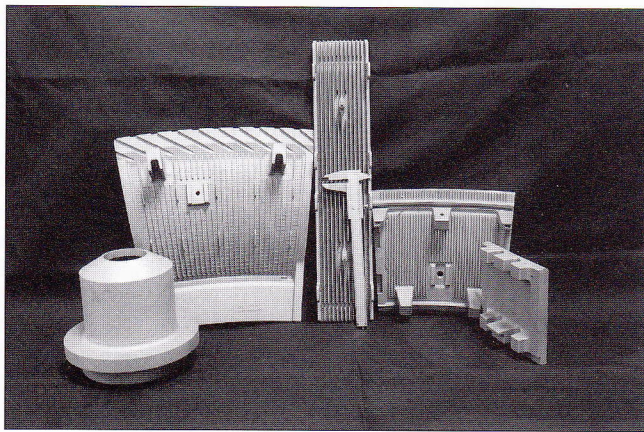


Fig. 1 - Alcuni getti destinati all'impiego nelle turbine a gas (settori, ugello, scudi termici) in Hastelloy X.

Fig. 1 - Some castings in Hastelloy X (vanes, nozzle, heat shields) used in land-base gas turbines.

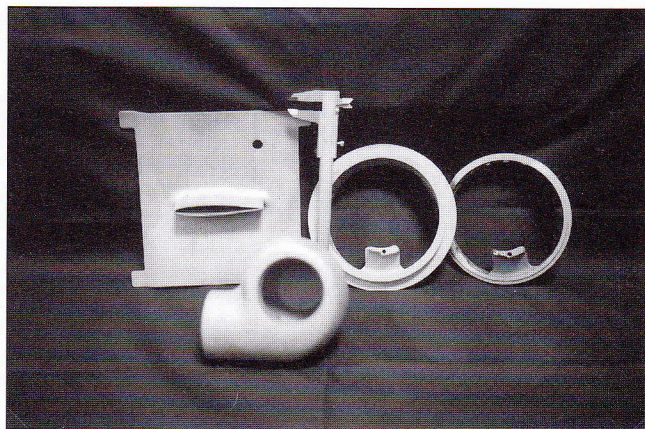


Fig. 4 - Particolari per impiego aeronautico in Inconel 718.

Fig. 4 - Parts in Inconel 718 for aeronautical applications.

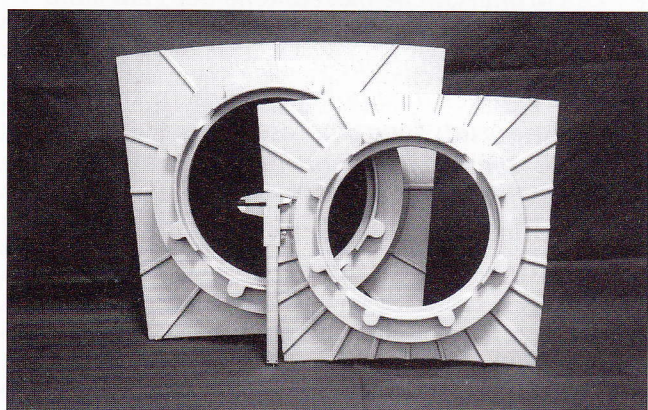


Fig. 2 e 3 - Alcune applicazioni dell'Inconel 738 (scudi termici, palette, rotori per turbine a gas).

Fig. 2 and 3 - Some applications of Inconel 738 (heat shields, blades, gas turbine rotors).

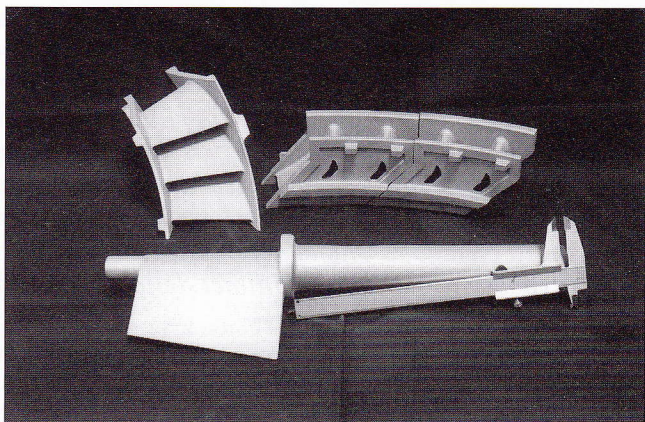


Fig. 5 - Ugelli in FSX 414.

Fig 5 - Nozzles made in FSX 414.

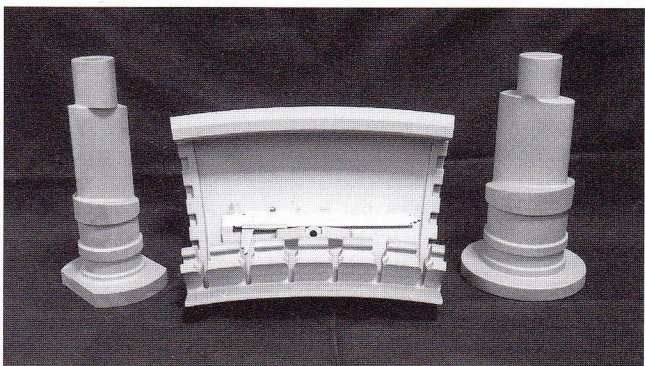


Fig. 6 - Alcuni particolari in X40 e X45 per le turbine a gas.

Fig. 6 - Some parts made in X40 and X45 for gas turbines.

la presenza di isolanti e/o raffreddanti e con il ciclo complessivo di raffreddamento di solidificazione dopo colaggio. La sanità interna del getto (controllata mediante esami metallografici del livello di microporosità) viene garantita dalle alimentazioni per tutte le zone che i calcoli e l'esperienza indicano come necessari per l'adduzione del liquido di fusione durante la solidificazione, che deve essere sufficiente tenendo presente anche il naturale fenomeno di ritiro durante la solidificazione. Anche il controllo delle impurezze come le inclusioni endogene o esogene, che implica l'utilizzo di speciale metodologie di colaggio (come per esempio quella in forni in vuoto) e di utilizzo di filtri speciali ha la sua parte rilevante sulle caratteristiche finali del getto. E' ovvio che le

caratteristiche meccaniche finali sono correlate anche ai trattamenti termici subiti. Nelle figure 1 ÷ 6 sono presentati alcuni getti prodotti in superleghe per vari impieghi. Nella presente memoria sono riportate le caratteristiche meccaniche delle superleghe più utilizzate nella produzione dei getti di precisione in relazione alla loro composizione chimica e ai vari trattamenti termici tipici per questi materiali. Per i particolari e per le provette a loro correlate si considera basilare un livello di grano fine ed uniforme e livelli inclusionali e di microporosità allineati con i requisiti dei più importanti utilizzatori nel campo aeronautico e delle turbine terrestri a gas.

Denominazione/ Composizione media %	SUPERLEGHE A BASE NICHEL													
	C	Al	Co	Cr	Fe	Mo	W	Ti	Nb	Ta	Hf	B	Zr	La
HASTELLOY X	0.1		1.5	22	18	9	0.5							
INCONEL 738LC	0.1	3.5	8.5	16		1.7	2.6	3.5	1	1.7		0.01	0.04	
INCONEL 939	0.15	1.9	19	22			2	3.7	1	1.4		0.01	0.1	
INCONEL 718	0.05	0.5		19	18	3		1	5			0.005		
lega 247	0.15	5.5	10	8.5		0.7	10	1		3	1.5	0.015	0.05	
HAYNES 230	0.07	0.4		22		2	14					0.005		0.03
Ni20Cr20Co6Mo2Ti	0.06	0.5	20	20		6		2						
Ni15Cr10Co8Mo4.2Al3.6Ti	0.15	4.2	10	15		8		3.6				0.005		
UDIMET 500	0.05	3	18	18	2	4		3				0.01		

Tabella 1 - Superleghe a base nichel.

Table 1 - Ni superalloys.

COMPOSIZIONE CHIMICA

La composizione chimica delle superleghe è fondamentale per l'ottenimento delle caratteristiche meccaniche. Vengono riportate nella tabella 1 le composizioni chimiche delle leghe a base nichel e nella tabella 2 quelle delle leghe a base cobalto, inerenti alla presente memoria. Sono riportati soltanto gli elementi importanti per i trattamenti termici e le caratteristiche meccaniche. L'analisi chimica di una superlega può comprendere limitazioni per moltissimi elementi (per esempio per la specifica analitica dell'Udimet 500 oltre i limiti per gli elementi indicati nella tabella 1 sono indicati limiti per altri 56 elementi!). Nella maggior parte dei casi si tratta della limitazione degli elementi basso fondenti, dell'azoto e dell'ossigeno. Questi ultimi per la loro influenza nelle fusioni in vuoto. Nelle superleghe a base Ni, gli elementi Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta rafforzando la soluzione solida della matrice aumentano le caratteristiche meccaniche complessive. Ulteriore incremento delle caratteristiche viene dalla formazione di carburi e di composti intermetallici a bordo e all'interno dei grani che si ottiene con il dosaggio di Cr, Mo, W, Ti, Nb, Ta per i carburi e di Al, Ti, Nb per i composti intermetallici. Particolare attenzione viene data alla presenza nelle leghe di nichel degli elementi che formano fasi gamma-primo come Al e Ti. Inoltre la presenza degli elementi Al e Cr aumenta la resistenza all'ossidazione della lega, mentre il La aumenta la resistenza alla corrosione a caldo. Il boro aumenta il creep in generale e la resistenza alla rottura sotto sforzo in alta temperatura (stress rupture) in particolare. Le leghe Hastelloy X, Inconel 738LC, Inconel 939, Haynes 230, Udimet 500 sono utilizzate principalmente per la produzione di particolari per le turbine a gas mentre Inconel 718, Ni20Cr20Co6Mo2Ti, Ni15Cr10Co8Mo4.2Al3.6Ti sono leghe per impieghi principalmente aeronautici. Nelle superleghe a base Co, gli elementi Cr, Ni, Mo, W rafforzano la soluzione solida della matrice. Ulteriore incre-

mento delle caratteristiche meccaniche si ottiene con la formazione di carburi e di composti intermetallici a bordo e all'interno dei grani dosando gli elementi Cr, Mo, W per i carburi e Al, Ti, Mo, W per i composti intermetallici. La presenza del Cr aumenta la resistenza all'ossidazione della lega anche alle alte temperature. Il boro aumenta il creep in generale e la resistenza alla rottura sotto sforzo in alta temperatura (stress rupture) in particolare. La lega ASTM F75, data la sua notevole resistenza meccanica e resistenza alla corrosione dei fluidi organici è utilizzata nella produzione di protesi. Le altre leghe sono impiegate principalmente nella produzione di particolari per turbine a gas.

TRATTAMENTI TERMICI

Tutti i trattamenti termici discussi nella presente memoria sono effettuati in vuoto. Il raffreddamento viene effettuato generalmente con azoto o argon in pressione, secondo le specifiche dei materiali.

Superleghe a base nichel

Il trattamento termico consiste in una fase di solubilizzazione, che per alcune superleghe rimane l'unico trattamento che devono subire, e di una o più fasi di invecchiamento. La solubilizzazione viene effettuata ad alte temperature con lo scopo primario di dissolvere i carburi e, se presenti, anche le fasi gamma primo primari, prodotti durante la solidificazione dei getti. La temperatura di solubilizzazione ed il tempo di permanenza a questa temperatura sono un compromesso tra l'esigenza di dissolvere i carburi e la fase gamma primo e l'esigenza di limitare l'ingrossamento del grano. La solubilizzazione termina con un raffreddamento veloce (> 70°C / min). Questo raffreddamento produce, nelle superleghe invecchiabili per precipitazione della fase γ una matrice γ sovrassatura che svilupperà in seguito, durante il trattamento di invecchiamento, la massima durezza. Se è necessaria invece una maggiore plasticità a freddo dopo la solubilizzazione, si effettua un raffreddamento a velocità controllata, comunque inferiore a 70°C / min. Le seguenti superleghe subiscono generalmente solo il trattamento di solubilizzazione:

- a. Hastelloy X: 1 ora a 1180°C
- b. Ni15Cr10Co8Mo4.2Al3.6Ti: 1 ora 30 min a 1180°C
- c. Haynes 230: 1 ora 30 min a 1180°C.

Le seguenti superleghe subiscono uno o più trattamenti di invecchiamento dopo la solubilizzazione. Per le superleghe per le quali si riesce a precipitare sia i carburi $M_{23}C_6$ che la fase γ' , nello stesso intervallo di temperature, comunque ristretto, si procede all'invecchiamento in un unico trattamento. Altrimenti si procede al doppio invecchiamento.

- d. Inconel 738LC

Denominazione/ Composizione media %	SUPERLEGHE A BASE COBALTO						
	C	Cr	Ni	Fe	Mo	W	B
ASTM F 75	0.2	29			6		
FSX 414	0.25	30	10			7	0.01
X 40	0.5	26	10	1.5		7.5	0.01
X 45	0.25	26	10	1.5		7.5	0.01

Tabella 2 - Superleghe a base cobalto.

Table 2 - Co superalloys.

- solubilizzazione a 1120°C per 2 ore seguita da raffreddamento veloce. Per ottenere una maggior plasticità a freddo può essere effettuato un raffreddamento più lento scegliendo un giusto compromesso per le caratteristiche meccaniche.
- invecchiamento a 850°C per 16÷24 ore in funzione delle caratteristiche richieste. Nelle micrografie fig. 7 si può osservare l'effetto della velocità di raffreddamento sulla dimensione dei precipitati γ .
- e. Inconel 939**
 - solubilizzazione a 1160°C per 4 ore seguita da un raffreddamento come per il precedente
 - invecchiamento come per il precedente
- f. Inconel 718**
 - omogeneizzazione a 1095°C per 1 ora 30 min e solubilizzazione a 960°C per 1 ora 30 min, ciascun trattamento è ultimato con un raffreddamento veloce
 - invecchiamento a 720°C per 8 ore seguito da un raffreddamento lento fino a 620°C e dopo il mantenimento per 8 ore a questa temperatura si effettua un raffreddamento veloce
- g. lega 247**
 - solubilizzazione a 1190°C per 3 ore ultimato con un raffreddamento lento
 - invecchiamento a 870°C per 20 ore
- h. Ni20Cr20Co6Mo2Ti**
 - solubilizzazione a 1150°C per 2 ore
 - invecchiamento a 800°C per 8 ore
- i. Udimet 500**
 - solubilizzazione a 1150°C per 4 ore seguita da raffreddamento veloce
 - 1° invecchiamento a 1080°C per 4 ore
 - 2° invecchiamento a 760°C per 16 ore.

Con la solubilizzazione si riesce a dissolvere quasi tutti i composti e durante il raffreddamento, anche se veloce avviene la prima precipitazione di γ . Con il primo invecchiamento si ottiene la precipitazione dei carburi e altra parte di γ e con il secondo invecchiamento si controlla la dimensione del γ precipitato.

Le microstrutture tipiche sono riportate nelle fig. 8 ÷ 10.

Superleghe a base cobalto

Dopo la solubilizzazione ad alte temperature, necessaria per migliorare le caratteristiche di lavorabilità, viene effettuato un trattamento di invecchiamento per aumentare le caratteristiche meccaniche. Questo trattamento induce la precipitazione di carburi complessi e composti intermetallici, come per esempio i carburi di cromo M_7C_6 o M_6C e fasi come M_7W_6 . Come si osserva dalle superleghe a base cobalto riportate, il tenore di carbonio varia da tipo a tipo. Questo ha la sua importanza in quanto la complessità dei carburi di cromo che precipitano è funzione del rapporto Cr/C. Un rapporto Cr/C più alto favorisce la formazione di carburi $Cr_{23}C_6$.

La seguente superlega subisce generalmente solo il trattamento di solubilizzazione:

a. ASTM F75: 1 ora a 1200°C

Per le altre superleghe su menzionate è previsto, l'invecchiamento a 980°C:

- questo può essere effettuato nello stesso ciclo in seguito alla solubilizzazione

esempio: X 45

- solubilizzazione a 1150°C per 2 ore con raffreddamento in forno fino a 980°C e mantenimento per 2 ore
- oppure in cicli separati:

esempi: FSX 414 / X40

- solubilizzazione a 1150°C per 4 ore con raffreddamento veloce
- invecchiamento a 980°C per 4 ore.

Le microstrutture tipiche sono riportate nelle fig. 11 ÷ 13.

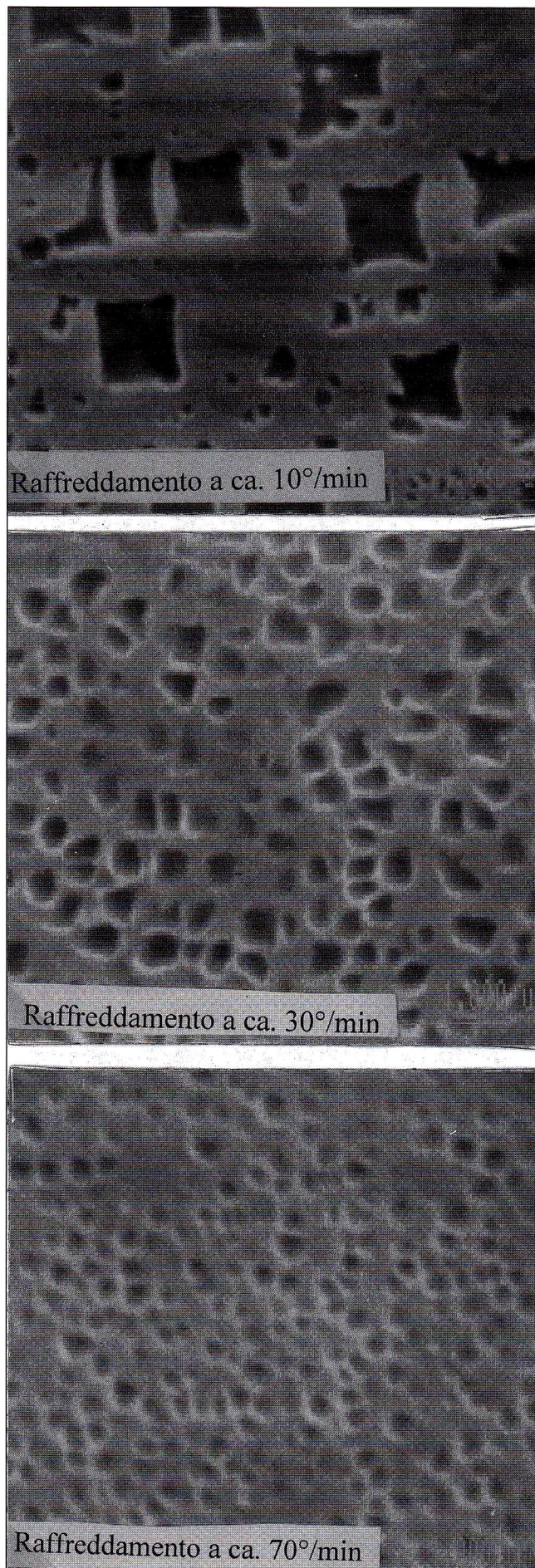


Fig. 7 - γ precipitato in Inconel 738LC. X10000.

Fig. 7 - γ precipitated in Inconel 738LC. X10000.

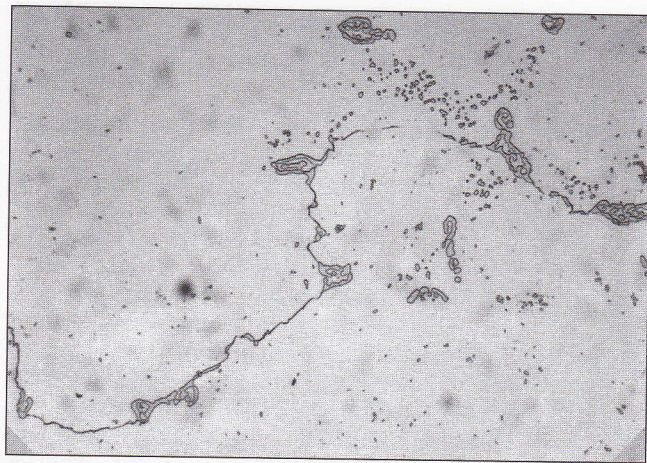


Fig. 8 - Hastelloy X. Attacco elettrolitico con acido ossalico. X 500. Presenza di carburi M_6C sui bordi dei grani e dispersi nella matrice.

Fig. 8 - Hastelloy X. Electrolytic etch with oxalic acid. X500. Carbides M_6C at grain boundaries and dispersed in the matrix.

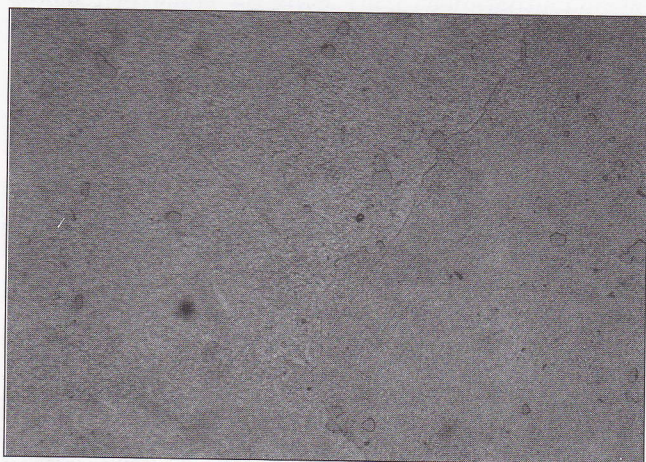


Fig. 9 - Inconel 738LC. Attacco Kalling. X500. Presenza di carburi $M_{23}C_6$ sui bordi dei grani. Altri carburi dispersi all'interno dei grani. Il resto è costituito da precipitati γ' nella matrice γ .

Fig. 9 - Inconel 738LC. Kalling etch. X500. Carbides $M_{23}C_6$ at grain boundaries. Other carbides are dispersed in the grains. The rest consists of γ' precipitates in the γ matrix.

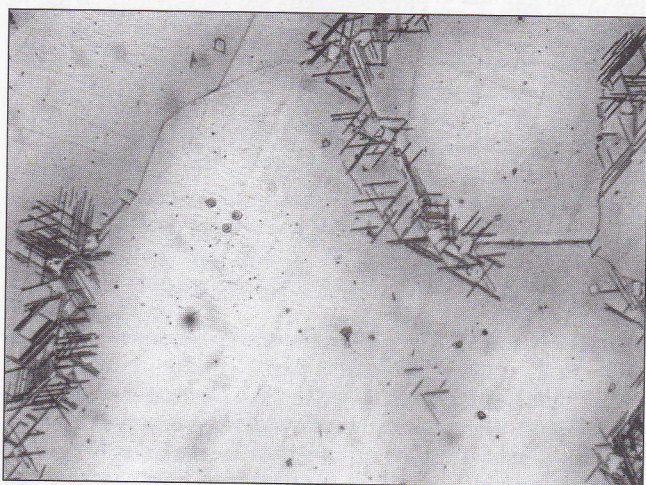


Fig. 10 - Inconel 718. Attacco Kalling. X500. Presenza di carburi al bordo dei grani e precipitati aciculari di Ni_3Nb distribuiti nella matrice γ .

Fig. 10 - Inconel 718. Kalling etch. X500. Carbides at grain boundaries and needlelike Ni_3Nb precipitates distributed in γ matrix.

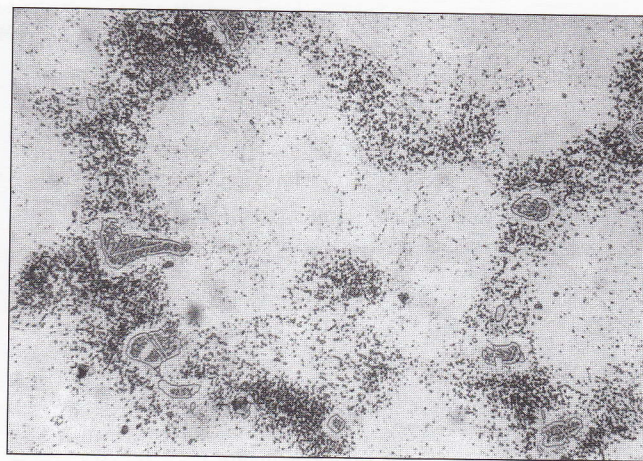


Fig. - 11 FSX 414. Attacco elettrolitico con acido cromico. X500. Presenza di carburi ai bordi dei grani e dispersi interdendriticamente nella matrice α .

Fig. 11 - FSX 414. Electrolytic etch with chromic acid. X500. Carbides at grain boundaries and interdendritically distributed in α matrix.



Fig. 12 - X40. Attacco elettrolitico con acido cromico. X500. Presenza di carburi ai bordi dei grani e dispersi nella matrice α . Si evidenzia anche la struttura dendritica tipica dei getti e l'influenza del tenore maggiore di C.

Fig. 12 - X40. Electrolytic etch with chromic acid. X500. Carbides at grain boundaries and distributed in α matrix. Also the dendritical typical structure of the castings and the influence of the high content of C is pointed out.

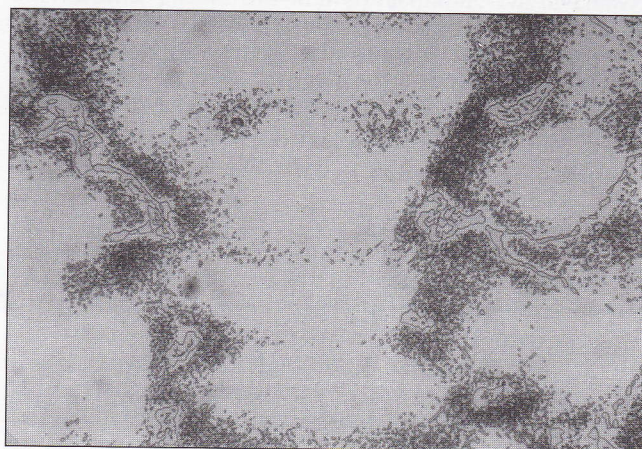


Fig. 13 - X45. Attacco elettrolitico con acido cromico. X500. Presenza di carburi ai bordi dei grani e dispersi nella matrice α . Si evidenzia anche la struttura dendritica tipica dei getti.

Fig. 13 - X45. Electrolytic etch with chromic acid. X500. Carbides at grain boundaries and distributed in α matrix. Also the dendritical typical structure of the castings is pointed out.

Superlega	TRAZIONI A TEMPERATURA AMBIENTE			
	Rm MPa	Rp0.2% MPa	A%	Nr. colate
Hastelloy X	600	280	38	65
Inconel 738 LC (RAFFREDDAMENTO VELOCE)	1090	950	6	30
Inconel 738 LC (RAFFREDDAMENTO A VELOCITA' MEDIA)	1020	870	7	22
Inconel 939 (RAFFREDDAMENTO A VELOCITA' MEDIA)	1120	880	6	13
Inconel 718	1100	930	16	26
lega 247	1070	860	8	4
Haynes 230	695	330	30	17
Ni20Cr20Co6Mo2Ti	800	580	14	13
Udimet 500	1080	830	8	17
ASTM F75	780	520	12	12

Tabella 3 - Trazioni a temperatura ambiente.

Table 3 - Room temperature tensile tests.

Superlega	TRAZIONI RAPIDE A CALDO				
	T°C	Rm MPa	Rp0.2% MPa	A%	Nr. colate
Inconel 738 LC (RAFFREDDAMENTO VELOCE)	650	1060	810	7	30
Inconel 939 (RAFFREDDAMENTO A VELOCITA' MEDIA)	850	730	620	7	13
Inconel 718	600	850	770	14	26
Udimet 500	650	970	770	10	17

Tabella 4 - Trazioni a caldo.

Table 4 - Hot tensile tests.

Superlega	PROVE DI STRESS RUPTURE			
	T°C	Carico MPa	Vita media ore	Nr. colate
Inconel 738 LC (RAFFREDDAMENTO VELOCE)	980	150	48	30
Inconel 718	650	620	~ 61	26
Udimet 500	920	170	51	17
Ni15Cr10Co8Mo4.2Al3.6Ti	850	325	58	12
FSX 414	815	170	26	34
X40	815	210	21	24
X45	870	100	85	18
X45	790	160	89	18

Tabella 5 - Prove di stress rupture.

Table 5 - Stress rupture tests.

CARATTERISTICHE MECCANICHE

Nelle tabelle 3-5 si riportano caratteristiche meccaniche medie rilevate su provette colate e trattate termicamente con i trattamenti sopra indicati come specifici per le varie superleghe. Viene indicato anche il numero delle colate utilizzate. Questa diversità di caratteristiche meccaniche delle superleghe unite alla loro resistenza alla corrosione, dà la possibi-

lità ai progettisti di scegliere il materiale più adeguato per una vasta gamma di applicazioni.

BIBLIOGRAFIA

Metals Handbook vol. 4 - Heat Treatment - Ninth Edition . American Society For Metals, Metals Park. Ohio.

A B S T R A C T

HEAT TREATMENTS OF PRECISION CASTINGS IN NICKEL AND COBALT SUPERALLOYS AND THEIR MECHANICAL CHARACTERISTICS

The aim of the paper is to present data related to mechanical characteristics following specific heat treatments of Ni and Co superalloys castings. These superalloys exhibit superior properties in elevated temperature and/or corrosive environments. Their applications involve the hottest temperatures and/or the highest stress in aeronautical and land-

based industrial gas turbine. The most important are the turbine blades, heat shields, vanes, fuel nozzles, burners, combustion chambers. But we can find them also as erosion-corrosion components, furnace structural parts, tooling machines, etc. A special use of a cobalt superalloy is in the medical prothesis applications (ilium, knee, etc.). The common trademark superalloys designation has been used in this paper. So, Hastelloy and Haynes are registered trademarks of Haynes International , Udimet of Special Metals Corp., Inconel of Huntington Alloys Inc.

Precision casting

The casting process known as "lost wax method" allows to obtain "near-net shape" products. The first step of this process is to produce a replica (or a pattern) of the part in wax. The dimension of this part must compensate the wax, mould and metal shrinkages during the whole process. Various patterns are assembled together to form a cluster. The wax cluster is immersed in a ceramic slurry and a granular ceramic stucco is applied after dipping.

This process is repeated several times and after a slow drying a rigid shell is obtained. The wax is evacuated in a pressure steam autoclave.

A proper preheating of the mould, to enhance its filling (reducing so the misruns and the thermal shocks) and to control the solidification (influencing so the grain dimension and the level of the microporosity), is made. The melting methods include airmelt and vacuum casting (used to avoid the oxidation of the reactive elements and to achieve the best microinclusional level). After the metal pouring, the mould is allowed to cool. The castings weight could change from less than 1 g to more than 100 kg. In this paper, the mechanical characteristics of polycrystalline equiaxed-grain casting superalloys are given. These characteristics are influenced by the chemical composition, the grain dimension, the microporosity level. The primary grain dimension is controlled by the composition of the first dip of the shell, the preheating of the mould and the metal pouring temperatures. The soundness of the casting is achieved with a correct positioning of the runners and the gating system and also by the solidification control (minimizing or maximizing the heating loss with ceramic blankets or cooling inserts). The microporosity level is metallographically checked and has an important influence on the mechanical characteristics too. The final mechanical characteristics are controlled by the heat treatments. In the figures 1-6 are shown castings in superalloys for various applications. Following, are given the mechanical characteristics of the most used superalloys in the precision casting industry. The items and the specimens used were at an uniform fine grain level and at a microporosity and inclusional limits prescribed by the most important aeronautical and land-based industrial gas turbine specifications.

Chemical composition

Typical element level is presented in Table 1 for the Ni superalloys and in Table 2 for the Co superalloys.

In the Ni superalloys the elements Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta are solid solution strengtheners.

They increase the mechanical characteristics as the carbides and the intermetallic compounds precipitated at the grain boundaries or inside the grains. Cr, Mo, W, Ti, Nb, Ta are carbide formers while Al, Ti and Nb are intermetallic or hardening precipitates formers. Al and Cr increases the oxidation resistance, La improves the hot corrosion resistance, B improves the creep / stress rupture properties. Specially, the presence of Al and Ti, that forms γ' phase, is basical in achieving superior characteristics in the heat treatments of these superalloys.

In the Co superalloys the elements Cr, Ni, Mo, W are solid solution strengtheners. Further increasing of the characteristics is obtained using the carbide formers like Cr, Mo, W and the intermetallic hardening precipitates formers like Al, Ti, Mo, W, Cr improves the hot corrosion resistance, B improves the creep / stress rupture properties.

Heat treatments

Ni superalloys

The usual heat treatments consist in a solution heat treatment stage (at high temperature, to dissolve the carbides and γ' precipitates formed during the casting solidification)

that can be followed by one or more precipitation ageing stages. The choice of the temperature and the holding time is a compromise between the primary carbides and γ' precipitates solution and grain size increasing. At the solution end a fast cool ($>70^\circ\text{C}/\text{min}$) is made. This cooling rate produces in the γ' precipitated hardening alloys a saturated γ matrix that will maximise the hardness during the ageing. If the cold working is to be facilitate, a slower cooling ($<70^\circ\text{C}/\text{min}$) after the solution is to be made.

The heat treatment of the followed superalloys is generally only the solution.

a. Hastelloy X: 1 hour and 30 min at 1180°C

b. Ni15Cr10Co8Mo4.2Al3.6Ti: 1 hour and 30 min at 1180°C

c. Haynes 230: 1 hour and 30 min at 1180°C

The following superalloys have one or more ageing treatments after the solution (if the $M_{23}C_6$ carbides precipitation is achieved in the same temperature range as for the γ' , only one ageing stage is used, otherwise two ageing stages are used).

d. Inconel 738LC - solution at 1120°C for 2 hours followed by a fast cooling. For a better coldworking a slow cooling is to be chosen. - ageing at 850°C for 16-24 hours.

In the figures 7 are shown the effect of the cooling rate on the dimension of the γ' precipitates.

e. Inconel 939: - solution at 1160°C for 4 hours followed by a cooling rate similar to the above mentioned superalloy - ageing - similar to the above mentioned superalloy

f. Inconel 718: - homogenising at 1095°C for 1 hour 30 min, solution at 960°C for 1 hour 30 min, each treatment is followed by a fast cooling - ageing at 720°C for 8 hours followed by a slow cooling until 620°C and after a holding time of 8 hours a fast cooling is made

g. alloy 247 - solution at 1190°C for 3 hours followed by a slow cooling - ageing at 870°C for 20 hours

h. Ni20Cr20Co6Mo2Ti: - solution at 1150°C for 2 hours - ageing at 800°C for 8 hours

i. Udimet 500: - solution at 1150°C for 4 hours followed by a fast cooling - first stage ageing at 1080°C for 4 hours - second stage ageing at 760°C for 16 hours

The typical microstructures are shown in the figures 8-10.

Co superalloys

The solution heat treatment is necessary to improve the cold working/machining characteristics. Usually a precipitation hardening follows the solution. During this treatment complex carbides, like the chromium carbides MC or M_6C and intermetallic phases like M_7W_6 precipitate. The C content changes from one alloy to another, so a high rate of Cr/C facilitates $Cr_{23}C_6$ carbides formation.

The following alloy has only the solution treatment:

a. ASTM F75: - 1 hour at 1200°C

The other superalloys have an ageing stage at 980°C after the solution. This could be made in the same cycle with the solution :

X45: - solution at 1150°C for 2 hours, cooling until 980°C and ageing for 2 hours; or in separated cycles:

FSX 414 / X40: - solution at 1150°C for 4 hours followed by a fast cooling - ageing at 980°C for 4 hours

The typical microstructures are shown in the figures 11-13.

Mechanical characteristics

In Table 3 the tensile tests at room temperature, in Table 4 the hot tensile tests, in Table 5 the stress rupture tests, result on specimens heat treated with the above mentioned cycles, are given.

The different mechanical characteristics of the superalloys together with their corrosion resistance give the opportunity to the designers to chose the most adequate material for a wide range of applications.