

TRATAMENTUL TERMIC AL SUPERALIAJELOR CU BAZA DE NICHEL

THE HEAT TREATMENT OF THE NICKEL BASED SUPERALLOYS

Alexandru MUNTEANU

"Transilvania" University of Brasov, Romania

Rezumat. În lucrare sunt prezentate câteva aspecte teoretice și practice privind tratamentul termic al unor superaliaje cu baza de nichel, influența procedeele de elaborare al semifabricatelor asupra tratamentului termic aplicat ulterior și implicit al structurii metalografice și proprietăților finale urmărite. Sunt explicate într-un mod particular efectele modificării parametrilor tehnologici ai operațiilor de tratament termic și al modului de obținere al acestor aliaje asupra rezistenței mecanice și al fluajului la temperaturi înalte.

Cuvinte cheie: forjare izotermă, metalurgia pulberilor, compactare izostatică, călire, îmbătrânire

1. Introducere

Se poate afirma că în ultimii 40 de ani, prin modificarea compoziției chimice și ameliorarea tehnologiilor de elaborare, turnare, deformare plastică și tratamente termice, rezistența la rupere și fluaj a superaliajelor a crescut continuu. Temperatura la care aceste proprietăți ating valori extrem de ridicate a crescut în medie cu aprox. $10^{\circ}\text{C}/\text{an}$, atingând, în prezent, temperaturi ce depășesc $900\div 1000^{\circ}\text{C}$.

Superaliajul Nimonic 80 (tabelul 1) este unul dintre primele superaliaje utilizate în anii patruzeci, el fiind apoi la originea unor întregi familii de aliaje cu baza de nichel utilizate pentru turbinele terestre și cele folosite la motoarele cu reacție [1].

Alegerea calității superaliajelor pentru discurile și paletele turbinelor depinde de dimensiunile acestora și condițiile de funcționare. Pentru temperaturi mai ridicate și dimensiuni mai mari de 1 m, în prezent se utilizează aliajul Waspaloy sau Udimet 720 forjat, înlocuit după 1980 de Udimet 720LI, obținut fie prin forjare, fie prin metalurgia pulberilor și compactare izostatică.

Componentele turbinelor supuse la eforturi mecanice ridicate, utilizate în aplicațiile militare și diametre de $0,4 \div 1$ m, sunt executate în prezent din superaliaje obținute prin metalurgia pulberilor: N18, Udimet 720LI, Astroly (tabelul 1).

2. Tratamentele termice aplicate superaliajelor

Toate aceste superaliaje au ca bază metale, care asigură o matrice austenitică, cel mai adesea

Abstract. The present paper shows several theoretical and practical aspects regarding the heat treatment of some nickel-based superalloys, the influence of the semi-finished products obtaining processes over the heat treatment and over the structure and final properties. There are explained in a particular way the effects of the modification of the heat treatment operations technological parameters and of the obtaining method of these alloys, over the mechanical resistance and high temperature creep.

Key words: isotherm forging, powder metallurgy, isostatic squeezing, quenching, aging

1. Introduction

It can be said that in the last 40 years, by changing the chemical composition and improving the obtaining, casting, plastic deformation technologies and heat treatment technologies, the fracture and creep resistance has continuously increased. The temperature at which these properties reach extremely high values has increased with about $10^{\circ}\text{C}/\text{year}$, reaching, in present, temperatures higher than $900\div 1000^{\circ}\text{C}$.

The Nimonic superalloy (table 1) is one of the first superalloys used in the 1940-th years. Then, it was at the base of a whole family of nickel-based superalloys used for terrestrial turbines and those of the reaction engines [1].

The choice of the superalloys quality for the turbines discs and vanes depends on the size (of the turbine) and on the working conditions. For higher temperatures and sizes bigger than 1 m, the Waspaloy alloy or Udimet 720 forged alloy (changed after 1980 with Udimet 720LI, obtained either by forging, powder metallurgy or isostatic squeezing) are presently used.

The turbines components used for high mechanical strains, in military applications and with $0.4 \div 1$ meter diameters, are presently executed from superalloys obtained by powder metallurgy: N18, Udimet 720LI, Astroly (table 1).

2. The heat treatments applied to the superalloys

All these superalloys have as base metals, which ensure an austenitic matrix, the most usually

nichelul, dar conțin și elemente precum Mo, Cr, W, Nb, Al, Ti, Re, Ta, Hf.

nickel, but they contain also elements as Mo, Cr, W, Nb, Al, Ti, Re, Ta, Hf.

Tabelul 1. Compozițiile chimice ale unor superaliaje cu baza de nichel [2, 4, 6]
Table 1. The chemical compositions of some nickel based superalloys [2, 4, 6]

Chemical composition, mass [%]										
Type	Fe	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Ta
N 18	-	11,5	Rest	15,7	6,5	4,7	-	4,3	4,3	Hf0,5
Nimonic 80A	<5	20	Rest	<2,0	-	-	-	2	1,2	-
Astroloy	-	15	Rest	17	5	-	-	3,5	4	-
Waspaloy	<2,0	19,5	Rest	13,5	4,3	-	-	3,0	1,4	-
Udimet 700	<1,0	15	55	18,5	3,5	1,25	-	3,5	4,25	-
Udimet 720LI	-	16	57	15	3	1,25	-	5	2,5	-
NR3	-	12,3	Rest	14,7	3,5	-	-	5,5	3,8	Hf0,3

Carbon between 0.02 and 0.15%; excepting S 816 which has 0.38%C; B+Zr (inhibitors of brittleness due to oxygen) = 0.06%

În principiu, structura de echilibru a superaliajelor este formată dintr-o matrice austenitică γ și din faze intermetalice ordonate γ' , cum sunt: $\text{Ni}_3(\text{TiAl})$ sau (Ni_3Nb) , precum și carburi primare de tip (MC) sau secundare de tip (M_6C , M_{23}C_6) ale cromului, molibdenului, wolframului sau titanului [6].

Comună tuturor acestor superaliaje, indiferent de modul de obținere (forjare izotermă sau compactare izostatică a pulberilor CIP), este succesiunea operațiilor de călire urmată de îmbătrânire artificială. Tratatamentul termic de punere în soluție presupune dizolvarea la încălzire a fazelor generice numite γ' , respectiv a carburilor, astfel încât acestea să poată fi redistribuite, într-un mod controlat, prin operațiile ulterioare de îmbătrânire artificială repetate, efectuate la temperaturi diferite.

2.1. Punerea în soluție

Temperatura de punere în soluție aleasă este situată cel mai frecvent deasupra celei care marchează dizolvarea fazelor intermetalice, numită solvus γ' , dar poate fi și sub această temperatură, când dizolvarea fazelor primare γ' este parțială.

Temperaturile de dizolvare a carburilor sunt situate în general la valori mai mari decât ale fazei γ' (tabelul 2) și sunt dependente de conținutul în carbon, în titan, molibden sau niobiu. Astfel, punerea totală în soluție a fazelor γ' și a carburilor intervine la temperaturi ce depășesc 1150-1250°C și câteodată chiar mai mult, atunci când granulația matricei austenitice crește și când se poate atinge local și nedorit temperatura de topire, compromițând integritatea piesei.

În funcție de temperatura la care sunt solicitate ulterior piesele executate din aceste superaliaje și de tipul solicitării ulterioare (rezistența mecanică și/sau

In principle, the equilibrium structure of the superalloys is composed of an austenitic γ matrix and ordered intermetallic phases γ' , such as: $\text{Ni}_3(\text{TiAl})$ or (Ni_3Nb) , primary carbides (MC) type and secondary carbides (M_6C , M_{23}C_6) type of Cr, Mo, W or Ti [6].

Common to these superalloys, no matter of the obtaining mode (isotherm forging or isostatic squeezing of powders CIP), is the succession of the quenching operations, followed by artificial aging. The heat treatment of solution hardening supposes the dissolving at heating of the γ' phases, respectively of the carbides, so that these could be redistributed, in a controlled way, through the next operations of repeated artificial aging, effectuated at different temperatures.

2.1. The solution hardening

The solution hardening chosen temperature is situated, the most usually, above the one that marks the dissolving of the intermetallic phases, named solvus γ' , but it can be as well under this temperature, when the dissolving of the primary γ' phases is partial.

The dissolving temperatures of the carbides are usually situated at higher values than the γ' phase (table 2) and they depend on the C, Ti, Mo and Nb content. In this way, the total solution hardening of the γ' phases and carbides takes place at temperatures higher than 1150-1250°C, when the size of the austenitic matrix increases and when, locally and unwanted, the melting temperature can be reached, compromising the integrity of the piece.

As a function of the temperature at which the pieces executed from these superalloys are strained and of the next strain type (mechanical resistance

rezistența la fluaj), temperatura de încălzire pentru punerea în soluție este aleasă în mod diferit.

and/or creep resistance), the heating temperature for solution hardening is chosen in a different way.

Tabelul 2. Tratamente termice specifice aplicate superaliajelor [2]
Table 2. Heat treatments applied to the superalloys [2]

Superalloy mark	Dissolving temperature of γ' phase [°C]	Heat treatments
N 18	1165	a) 1165°C, 4h., r.a. +700°C, 24h. r.a. + 800°C, 4h.r.a. (fine grains) b) 1200°C, 2h., r.a. +700°C, 24h. r.a. + 800°C, 4h.ra. (large grains)
Nimonic 80A	940	1080°C, 2h. r.a.+ 710°C, 16h., r.a.
Astroloy	-	1080°C, 4h., r.a. +840°C, 24h., r.a. +760°C, 16h. r.a
Waspaloy	1010	1080°C, 4h. r.a. +850°C, 24h. r.a. + 760°C, 16h. r.a.
Udimet 700	1135	1120-1175°C, 4h. r.a. +1080°C, 4h. r.a. +850°C, 24h. r.a. +760°C, 16h. r.a
Udimet 720/720LI	1150	a) 1110°C, 4h., r.u. + 650°C, 24h. r.a. +760°C, 16h. r.a. (fine grains) b) 1170°C, 4h., r.a. +1080°C, 4h., r.a. +845°C, 24h.r.a.+760°C, 16h., r.a. (large grains)

r – cooling; a – air; az.- nitrogen; u - oil; ap. - water, cup. - furnace

Atunci când se urmărește cu precădere rezistența la fluaj, temperatura de încălzire este cu câteva zeci de grade deasupra temperaturii de dizolvare a fazelor γ' se adoptă varianta b (tabelul 2).

Când se dorește doar o rezistență la rupere și sunt de dorit grăunți mai fini, temperatura de încălzire pentru călirea de punere în soluție este puțin sub temperatura solvus γ' (varianta a tabelul 2).

Duratele de încălzire și menținere pentru punerea în soluție depind de dimensiunile pieselor și de aliaj, dar se situează în mod normal, după egalizarea temperaturii în întreaga masă a piesei, între 1 h și 4 h.

Viteza de răcire de la temperatura de încălzire este foarte importantă pentru procesul de îmbătrânire și precipitare ulterioară. Se afirmă că ea prezintă doar două limitări legate de riscul de fisurare și de deformare a pieselor.

În cazul superaliajelor care conțin în structură înainte de călire în jur de 40% faze γ' sau mai mult, precipitarea poate avea loc la răcire (în intervalul 900-650°C) indiferent de intensitatea răcirii aplicate. În aceste cazuri precipitarea fazelor γ' secundare, puse în soluție, nu poate fi împiedecată nici răcind în apă în condiții extrem de energice.

2.2. Precipitarea prin îmbătrânire artificială

Deși, atunci când ponderea fazelor γ' este mare, precipitarea poate avea loc și la răcire, tratamentele de îmbătrânire sunt efectuate întotdeauna după călire și au cu scopul precipitării unor cantități maxime de faze γ' și eventual de carburi sub o formă, dimensiune și distribuție care să poată conduce la obținerea în piese a proprietăților

When the creep resistance is priority followed, the heating temperature is few ten times degrees above the melting temperature of the γ' phase, the b variant is chosen (table 2).

When only a fracture resistance and finer grains are wanted, the heating temperature for solution hardening is a little below the solvus temperature (variant a table 2).

The heating and maintaining times for solution hardening depend on the size of the pieces and on the alloy, but they are normally situated, after temperature equalizing in the whole mass of the piece, between 1 h and 4 h.

The cooling speed from the heating temperature is very important for the aging process and for the further precipitation. It can be said that it has only two limitations connected with the cracking and deformation risk of the peaces.

In the case of the superalloys that contain in the structure before quenching about 40% and more γ' phases, the precipitation can take place at cooling (900-650°C), no matter the intensity of the applied cooling is. In these cases, the precipitation of the secondary γ' phases, solution hardened, can't be stopped even by cooling in water in extremely vigorous conditions.

2.2. Precipitation by artificial aging

Although, when the γ' phases content is bigger, the precipitation can take place at cooling as well, the aging treatments are always done after quenching and they follow the precipitation of some maximal quantities of γ' phase and, possibly, carbides, under a shape, size and distribution that can conduct to obtaining of the desired properties in

urmărite.

Optimizarea structurii finale și, implicit, a proprietăților depinde de compoziția chimică a aliajului, de modul de elaborare și se face ținând cont de temperatura la care piesa este pusă să funcționeze.

Structurile finale mai des regăsite în aceste aliaje sunt caracterizate prin următoarele trei stări tipice:

- Starea îmbătrânită standard în care în masa austenitică sunt prezente pe lângă fazele primare (γ'_{I-Ni_3Al}) nedizolvate, existente din elaborare, două populații de precipitate durificatoare ale aceleiași faze γ' , unele relativ mai mari de dimensiuni medii 300-350 nm, numite secundare (γ'_{II}) și altele mai mici de dimensiuni medii de 35 nm numite terțiare (γ'_{III});
- Starea supraîmbătrânită care conduce la o repunere în soluție aproape totală a precipitatelor terțiare (γ'_{III}) fine inițial precipitate și, respectiv,
- Starea optimizată, în care fazele terțiare (γ'_{III}) sunt păstrate în structură, dar sunt mai fine decât în starea standard.

Compozițiile chimice, în % atomice, ale matricei austenitice γ și ale fazelor γ' (provenite din elaborare, precipitare la răcire sau în timpul îmbătrânirilor repetate) nu sunt aceleași. Ele diferă de cea a aliajului N18 propriu-zis (tabelul 1) și sunt dependente de temperatura la care s-a realizat precipitarea (tabelul 3).

the pieces.

The final structure and properties optimization depends on the chemical composition of the alloy and on the obtaining way, and is made taking into account the temperature at which the piece has to function.

The final structures often found in these alloys are characterized by the following three typical states:

- The standard aged state – in which in the austenitic mass there are present, among the primary not dissolved (γ'_{I-Ni_3Al}) phases, two populations of hardening precipitates of the same γ' phases, one of them relatively higher, 300-350 nm medium size, named secondary (γ'_{II}), and other smaller, 35 nm medium size, named tertiary (γ'_{III}).
- The overage state – which conduct to an almost total solution hardening of the fine tertiary (γ'_{III}) precipitates, initially precipitated, and, respectively,
- The optimized state, in which the tertiary (γ'_{III}) phases are kept in the structure, but they are finer than in the standard state.

The chemical compositions, in atomic %, of the austenitic γ matrix and γ' phases (got from elaboration, precipitation at cooling or during the repeated ageing) are not the same. They differentiate than that of the proper N18 alloy (table 1) and are dependent with the temperature at which the precipitation was done (table 3).

Tabelul 3. Compoziția chimică și dimensiunile fazelor prezente într-un superaliaj N18 [7]
Table 3. The chemical composition and the size of the phases from a N18 Superalloy [7]

Phase	Size μm	Ni	Co	Cr	Mo	Al	Ti	Hf
γ matrix	-	39.3	24.9	25.3	6.7	3.1	0.6	0.0
Primary γ'_{I}	4.3 ± 1.8	64.2	9.0	2.9	1.3	13.1	9.1	0.4
Secondary γ'_{II}	0.21 ± 0.08	65.0	7.6	2.4	1.4	14.4	8.7	0.2
Tertiary γ'_{III}	0.02 ± 0.01	65.3	6.9	4.5	2.6	14.1	6.6	0.1

În figura 1 este prezentată schematic microstructura unui aliaj Udimet 720 tratat termic conform indicațiilor din tabelul 2, în care se poate observa prezența fazelor γ' de diferite proveniențe și diferite mărimi, precum și matricea austenitică.

S-a constatat, în ceea ce privește faza γ' , că o distribuție abundentă de grăunți fini conferă, la temperaturi joase și medii (650°C), o limită de rupere mecanică ridicată, dar poate contribui, atunci când temperatura de utilizare depășește 650°C, la o scădere a rezistenței la fluaj. Această scădere se manifestă deoarece particulele fine (formate la temperaturi inferioare celei de funcționare ulterioară) nefiind stabile suferă, la temperaturi mai ridicate, un proces

In figure 1, the microstructure of an Udimet 720 alloy, heat-treated conform to the indications from table 2, is presented. The presence of the γ' phases, of different sizes, as well the austenitic matrix, can be seen in the figure.

It was found out, regarding γ' phase, that an abundant distribution of fine grains gives, at low and medium temperatures (650°C), a high mechanical fracture limit, when the utilization temperature is higher than 650°C and the creep resistance decreases. This decrease occurs because the fine grains (formed at temperatures smaller than those of the subsequent working), being unstable, suffer, at high temperatures, a coalescence process

de coalescență sau chiar de repunere în soluție.

or even one of solution hardening.

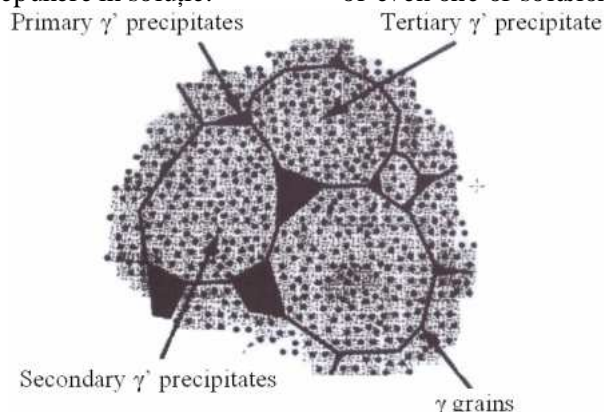


Figura 1. Aspectul schematic al microstructurii unui aliaj Udimet 720LI tratat termic pentru realizarea unei rezistențe mecanice ridicate, varianta a – tabelul 2 [2]

Figure 1. The aspect of the microstructure of an Udimet 720LI alloy heat treated for achieving a high mechanical resistance, variant a – table 2 [2]

Pentru a se realiza o rezistență ridicată la fluaj, trebuie să se urmărească obținerea la încălzire a unei anumite mărimi a matricei γ , care să depășească o anumită dimensiune, sau să contribuim la formarea prin îmbătrânire a unor populații de particule γ' mai mari.

În acest caz, metoda adesea utilizată este de a efectua un prim tratament de îmbătrânire între 800-900°C (deci la o temperatură mai apropiată, dar superioară celei de utilizare), de o mai scurtă durată, urmată de o altă îmbătrânire efectuată între 650 și 750°C, a cărei obiectiv este creșterea cantității totale de γ' .

În prezent, sunt aplicate două metode convenționale de elaborare a superaliajelor: metoda clasică turnare în vid urmată de forjare izotermă și metoda metalurgiei pulberilor, ambele asociate ulterior unor tratamente termice specifice. Astăzi numai industria aeronautică (majoritatea militară) utilizează piese obținute prin metalurgia pulberilor, discurile turbinelor terestre de diametre peste 1 m. obținându-se prin turnare în vid și forjare izotermă.

Cuptorul cu inducție cu vid a permis, în tendința de a mări fracția volumică a fazelor γ' , introducerea în aceste aliaje a unor conținuturi tot mai ridicate de titan și aluminiu, elemente durificatoare energice, dar foarte reactive, cu tendințe puternice de formare a segregățiilor.

Astfel, dacă urmărim în figura 2 structura unui superaliaj Udimet 720LI turnat-forjat și tratat termic în varianta care urmărește mărirea grăunților (variata b. tabelul 2), se remarcă prezența unei structuri în benzi în care altemează grăunții fini cu cei mai mari. Cauza acestei structuri se găsește în micile variații ale compoziției aliajului, care au ca efect modificarea locală a temperaturii de dizolvare

In order to realize a high creep resistance, it must be followed the obtaining at heating of a certain size of γ matrix, which has to outrun a certain size, or the obtaining by ageing of some populations of higher γ' particles.

In this case, the method used is to do a first aging treatment between 800-900°C (so at a closer temperature, but higher than utilization one), of a shorter time, followed by another aging done between 650 and 750°C, whose objective is to increase the total quantity of γ .

Presently, two conventional methods for obtaining superalloys are applied: the classical method of vacuum casting, followed by isotherm forging, and the powder metallurgy method, both of them associated with further specified heat treatments. Nowadays, only the aeronautical industry (the most, military) use pieces obtained with powder metallurgy, the terrestrial turbines discs with diameters over 1 m. being obtained by vacuum casting and isotherm forging.

The vacuum induction furnace allowed, with a view to increase the volume fraction of γ' phases, the introduction in these alloys of some higher Ti and Al contents, very hardening elements, but very reactive, with strong tendency of segregations formation.

So, if we follow in figure 2 the structure of a Udimet 720LI superalloy, casted-forged and heat treated in the variant that follows the enlargement of the grains (variant b, table 2), it can be seen the presence of a band structure, which alternates the fine grains with the big ones. The cause of this structure is found in the small variations of the alloy composition, which have as effect the local

a lui γ' .

changing of the γ' dissolving temperature.

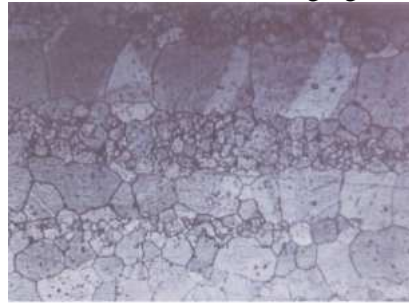


Figura 2. Structura unui superaliaj Udimet 720 forjat și tratat termic [4]
Figure 2. The structure of a Udimet 720 Superalloy forged and heat treated [4]

În timpul forjării precipitatele γ' primare se aliniaza pe liniile de minimă rezistență ale deformării, iar când se aplică tratamentul termic zonele unde precipitatele se dizolvă primele cunosc, ulterior, o creștere de grăunți mai intensă. Această creștere este mai rapidă decât în zonele unde temperatura de dizolvare a fazelor γ' este mai ridicată și unde limitele de grăunți rămân blocate în precipitatele γ' primare rămase nedizolvate.

Superaliajele obținute prin compactare astăzi (cele mai utilizate în aplicațiile militare) sunt realizate din pulberi atomizate cu argon, compactate izostatic și forjate izoterm. Este cazul aliajelor N18, Astroloy, Udimet.

During the forging, the primary γ' precipitates are being aligned on the minimum resistance lines of the deformation, and when the heat treatment is applied, the zones where the precipitates dissolve first show, next, a more intense grains increase. This increase is faster than in the zones where the dissolving temperature of the γ' phases is higher and where the grains limits remain blocked in the primary not dissolved γ' precipitates.

Superalloys obtained by squeezing today (used for military applications) are being realized from powders atomised with argon, isostatic squeezed and isotherm forged. It is the case of N18, Astroloy, Udimet alloys.

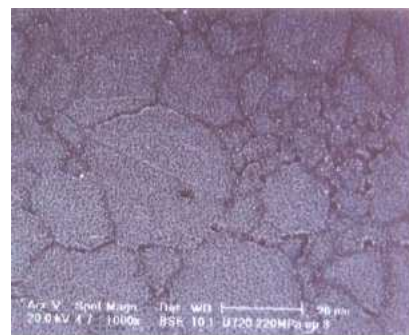


Figura 3. Structura unui superaliaj Udimet 720 obținut prin metalurgia pulberilor după tratament termic [2]
Figure 3. The structure of a Udimet 720 superalloy obtained by powder metallurgy, after heat treatment [2]

Microstructura obținută prin metalurgia pulberilor, figura 3, și același tratament termic este diferită de cea obținută în cazul clasic al forjării lingoului turnat (fig. 2).

În acest caz structura este omogenă, iar riscul de existență a microsegregațiilor este eliminat.

În tabelul 4 sunt indicate proprietățile unui alt superaliaj cu o fracție volumetrică ridicată a fazei γ' (N18), elaborat prin cele două procedee: turnare forjare și prin compactarea izostatică a pulberilor, supus acelorași tratamente termice specifice obținerii unor rezistențe mecanice ridicate.

Se poate constata în primul rând existența unor

The microstructure obtained by powder metallurgy, figure 3, and the same chemical treatment differentiates than the one obtained in the classical case of casted ingot forging (fig. 2).

In this case the structure is homogenous, and the risk of microsegregations is eliminated.

In table 4 there are indicated the properties of another superalloy with a high volume fraction of γ' phase (N18), obtained with the two processes: casting-forging and isostatic squeezing of powders, submitted to the same specific heat treatments for obtaining high mechanical resistance.

It was found out, first, the existence of some

diferențe relativ mici între aceste proprietăți la cele două temperaturi de încercare 20 și respectiv 650°C și în al doilea faptul că rezistența la rupere și curgere sunt superioare în cazul aliajului obținut prin compactare izostatică a pulberilor.

relative small differences between these properties at the two testing temperatures, 20 and, respective, 650°C, and, second, the fact that the fracture and flow resistance are superior in the case of the alloy obtained by isostatic squeezing of the powders.

Tabelul 4. Variația proprietăților în funcție de modul de obținere al semifabricatelor [7]
Table 4. The variation of the properties as a function of the obtaining mode of the semi-finished products [7]

Properties	R _{0.2%} (MPa)		R _M (MPa)		A (%)	
	20°C	650°C	20°C	650°C	20°C	650°C
N18 – forged	1100	1050	1600	1350	22	20
N18- CIP	1200	1100	1700	1400	18	16

3. Concluzii

În cazul superaliajelor cu baza de nichel destinate turbinelor utilizate în industria energetică și în aeronautică tratamentul termic aplicat diferă de cel clasic de călire de punere în soluție urmat de îmbătrânire artificială. Într-un caz clasic punerea în soluție se efectuează întotdeauna prin depășirea temperaturii solvus γ' , iar unica îmbătrânire naturală sau artificială are ca scop precipitarea fazelor durificatoare dizolvate la încălzire.

În cazul superaliajelor cu baza de nichel, indiferent de modul de elaborare, temperatura de încălzire în vederea călirii poate fi sub sau suprasolvus, iar temperatura și numărul de îmbătrâniri efectuate depind de proprietățile finale urmărite. Cantitatea, dimensiunea, forma și distribuția precipitatelor influențează rezistența mecanică sau rezistența la fluaj la temperaturi ridicate.

3. Conclusions

In the case of the nickel-based superalloys destined to turbines utilized in the energetically industry and aeronautics, the applied heat treatment differentiates that the classical one, solution hardening followed by artificial aging. In a classic case, solution hardening is always done overrunning the solvus temperature γ' , and the only natural or artificial ageing has the aim to precipitate the hardening phases dissolved at heating.

In the case of the nickel-based superalloys, no matter the obtaining mode is, the heating temperature for quenching can be under and over solvus, and the temperature and number of effectuated ageing depend on the final followed properties. The quantity, the size, the form and the distribution of the precipitates influence the mechanical and creep resistance at high temperatures.

References

- Hiroshi, H.: *High Temperature Materials for Gas Turbine. The Present and Future*. Proceedings of International Conference Gas Turbine 2003, Tokyo, Japan, Nov., 2003
- Terzi, S.: *Comportement a haute temperature de superalage Udimet720 elabore par Metallurgie des Poudres*. These de doctorat. Institut Polytechnique Nationale de Toulouse, France, 2006
- Scerzenie, K.F.W., Maurer, G., Boesch, W.: *Udimet Alloy 720 – Special Metals Corporation Raport*, TR -88-002, 1988
- Coutourier, R., Bare, H., Terzi, H., Dubiez, S.: *Process development and mechanical properties of U720LI Alloy for high temperature*. Superalloy, 2004, Seven Spring P.A., U.S.A., p. 351-359
- Dubiez, S.: *Comportement et endomagement d'un superalage elabore par compression izostaic a chaud*. These de doctorat. Ecole nationale Superieur des Mines de Paris, France, 2003
- Davidson, J.H.: *Traitement Thermique des superalliages*. Technique d'Ingenier, M 1165
- Hochstetter, G.: *Preparation des fissures a haute temperature dans superalage N18 pour diques de turbomachine*. These de doctorat. Ecole des Mines de Paris, France, 1994

Lucrare primită în Mai, 2007
(și în formă revizuită în Iunie, 2007)

Received in May, 2007
(and revised form in June, 2007)