In general, the properties of Ni alloys surpass those of Co alloys due to the lack of a comparable precipitation hardening mechanism.

However, cobalt-based superalloys continue to be used due to certain advantages, including higher melting temperature as well as superior resistance to hot corrosion and thermal fatigue.

They exhibit also better weldability than Ni-based superalloys.

Cobalt-based superalloys are alloyed with more than 10 wt.% Ni in order to ensure the FCC structure. Their mechanical properties are improved due to solid solution strengthening e.g. by W.

Also Cr is alloyed in order to improve the oxidation resistance.

Generally, thermal fatigue properties of cobalt-based alloys are better than those of nickel-based alloys Another advantage of cobalt-base alloys is the capability to be melted in air or argon, in contrast to the vacuum melting required for nickel-base and iron-nickel-base alloys containing the reactive metals aluminum and titanium.

However, unlike nickel-base alloys, which have a high tolerance for alloying elements in solid solution, cobalt-base alloys are more likely to precipitate undesirable platelike, Laves, and similar TCP phases.

Microstructure

Co alloys are based on an FCC matrix obtained by alloying with 10% or more nickel.

Fe, Mn, and C additions also stabilize the FCC phase, while Ni and Fe additions improve also workability.

Exerting the opposite HCP stabilizing tendency are other common alloying elements, such as W, added primarily for solid-solution strengthening, and Cr, added primarily for oxidation and hot corrosion resistance. W is favored over Mo as a strengthener, even though the latter is more effective per atomic because W, alone among potential solutes in Co, raises the melting temperature of Co.

Ta has been used as a replacement for W, while Mo contents of up to 10 wt% are found in the work-hardened Multiphase (MP) alloys.

Improved oxidation and corrosion resistance with 5 wt% Al have been noted in a few Co-base alloys.

Ti additions also have been made in order to precipitate coherent, ordered Co_3Ti as a strengthening phase. Unfortunately, this phase is stable only to about 700 C, which is much lower than for γ' Ni₃Al.

Increased susceptibility to Laves-phase precipitation has been noted in the presence of Si in W-containing alloys. *Haynes 188 was developed with reduced W, increased Ni, and controlled Si contents in order to avoid this problem.*

As in the case of Ni-base alloys, a variety of carbides have been found in Co alloys. These include $M_{23}C_6$, M_6C , and MC carbides.

 M_6C transforms into $M_{23}C_6$ during exposure to temperatures in the range of 816 to 927C for 3000 h.

MC carbides are found only in alloys containing Ta, Nb, Zr, Ti of Hf.

In addition to carbides, small quantities of intermetallic phases such as Co_3W , Co_2W , and Co_7W_6 have been found. Other alloys display the compounds CoAI, Co_3Ti , and $Co_2(Ta,Nb,Ti)$. However, it is unlikely that these phases contribute to the strengthening of the matrix.

On the contrary, Co_7W_6 and $Co_2(Ta,Nb,Ti)$ are TCP phases that are likely to cause the deterioration of mechanical properties

A uniform dispersion of $Co_3(Ti,AI)$ has been achieved in CM-7 by solution treatment at 1200C and aging at 800C. However, this microstructure is unstable at temperatures of 815C and above for times over 1000 h. Figure shows the distribution of phases after various heat treatments for two age-hardened Co-base alloys,



Oxidation resistance

Among refractory metals, only **Ta** is considered beneficial, but Ta is not added to wrought alloys.

Tungsten, molybdenum, vanadium, and niobium are decidedly harmful. Caution must be exercised because carbide distribution may also play a role in oxidation resistance.

Niobium is cited as being harmful to both the oxidation and corrosion resistance of Wi- 52, a cast alloy, but less so for wrought S-816, even though the latter contains twice the niobium content.

Fe-based superalloys

Fe-base superalloys evolved from austenitic stainless steels and are based on the principle of combining a FCC matrix with both solid-solution hardening and precipitate-forming elements. *The austenitic matrix is based on nickel and iron, with at least 25% Ni needed to stabilize the fcc phase.*

Other alloying elements, such as Cr, partition primarily to the austenite for solidsolution hardening. The strengthening precipitates are primarily ordered intermetallics, such as γ' (Ni₃Al, Ni₃Ti, Ni₃Nb) although carbides and carbonitrides may also be present.

Elements that partition to grain boundaries, such as B and Zr, perform a function similar to that which occurs in Ni-base alloys; that is, grain-boundary fracture is suppressed under creep rupture conditions.

- Fe substituted in part for nickel (cheaper)
- However lower nickel contents mean they cannot be used at as high temperatures as the Ni-base superalloys (650-815°C)
- 25-45 % Ni
- 15-60 % Fe
- 15-28 % Cr oxidation resistance
- 1-6 % Mo solid solution strengthening

- Most Ni-Fe-based superalloys designed so that they have an austenitic FCC matrix
- Solid solution strengtheners:
- Cr, Mo, Ti, Al, Nb
- Precipitation strengtheners:
- Ti, Aİ, Nb
- combine with Ni to form intermetallic phases $\gamma^{\rm I}$

Superalloys

Nickel-Iron Base Superalloys

- Fe is added to replace some of Ni as it has lower cost. Lowering the properties as compared with nickel base superalloy.
- Most Ni-Fe-based superalloys designed so that they have an austenitic FCC matrix :
 - Contain 25-45%Ni and 15-60%Fe.
 - 28 %Cr oxidation resistance
 - 1-6 %Mo solid solution strengthening
- Solid solution strengtheners: Cr, Mo, Ti, Al, Nb
- Precipitation strengtheners:

– Ti, Al, Nb

- combine with Ni to form intermetallic phases
- Lower nickel contents mean they cannot be used at as high temperatures as the Ni-base superalloys (650-815°C)

Some effect of elements on superalloys

Effect	Co-base	Ni-base
Solid-solution strengtheners	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Carbide forms:		
MC type	Ті	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃ type	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆ type	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C type	Mo,W	Mo, W
Forms γ ^I Ni ₃ (Al,Ti)		Al, Ti
Oxidation resistance	Al, Cr, Ta	Al, Cr, Ta
Sulfidation resistance	Cr	Cr
Changes gb morphology, enhances creep-rupture properties	B, Zr	B, Zr

*If B present in large amounts, borides are formed

Typical compositions of Ni base superalloys

Alloy							Wroug	ht alloy	ys			
	%Ni	% Cr	% Co	% Mo	% Al	% Ti	% Nb	% C	% B	% Zr	% Other	٦
Incorel X-750	73	15			0.8	2.5	0.9	0.04			6.8 Fe	(
Lidimet 500	53.6	18	18.5	4.0	2.9	2.9		0.08	0.006	0.05		<
Udimet 700	53.4	15	18.5	5.2	4.3	3.5		0.08	0.03			1
Wasnalov	58.3	19.5	13.5	4.3	1.3	3.0		0.08	0.006	0.06		-
Astrolov	55.1	15.0	17.0	5.2	4.0	3.5		0.06	0.03			1
René 41	55.3	19.0	11.0	10.0	1.5	3.1		0.09	0.005			-
Nimonic 80A	74.7	19.5	1.1		1.3	2.5		0.06				
Nimonic 90	57.4	19.5	18.0		1.4	2.4		0.07				-
Nimonic 105	53.3	14.5	20.0	5.0	1.2	4.5		0.20				
Nimonic 115	57.3	15.0	15.0	3.5	5.0	4.0		0.15	***			
							Cast	alloys				
B. 1900	64	8.0	10.0	6.0	6.0	1.0		0.10	0.015	0.1	4.0 Ta	1
MAR-M200	60	9.0	10.0		5.0	2.0	1.0	0.13	0.015	0.05	12 W	
Inconel 738	61	16.0	8.5	1.7	3.4	3.4	0.9	0.12	0.01	0.10	1.7 Ta, 2.6	5 W
René 77	58	14.6	15.0	4.2	4.3	3.3		0.07	0.016	0.04		
Rene 80	60	14.0	9.5	4.0	3.0	5.0	1.0.0	0.17	0.015	0.03	4.0 W	

§ After "ASM Databook," published in Met. Prog., vol. 114, no. 1, mid-June 1978.

NUOVE SUPERLEGHE

La temperatura massima di utilizzo delle superleghe base Nichel è stata aumentata di più di 300 C negli ultimi cinquant'anni avvicinandosi ai 1100°C.

A dispetto di questi sforzi, comunque, è doveroso dire che un drastico aumento della resistenza ad alta temperatura delle superleghe è da ritenersi sempre più difficile, a causa della temperatura di fusione piuttosto bassa del Nichel, che è di 1453 °C.

Considerando una sempre più crescente domanda di materiali a sempre più elevata resistenza termica per utilizzi nelle turbine a gas ad alta efficienza, risulta essere di vitale importanza la ricerca di nuove leghe per sostituire le superleghe base-Nichel. Leghe anche resistenti all'ossidazione rispetto ai metalli refrattari, come Nb, Mo, Ta e W. Un approccio per sviluppare nuove leghe con proprietà superiori a quelle delle superleghe base-Nichel è stato fatto con le cosiddette leghe intermetalliche o refrattarie, per esempio:

- ·leghe base-NiAl tenacizzate con precipitati coerenti di Ni₂AlTi
- ·leghe base-W indurite per dispersione di HfC
- ·leghe base-Nb indurite per precipitazione con Nb₃Al

In ogni caso, comunque, restano problemi riguardanti <u>la bassa duttilità a</u> <u>temperatura ambiente degli intermetallici e la bassa resistenza all'ossidazione</u> <u>delle leghe refrattarie.</u>

Come alternativa sono stati presi in considerazione i metalli del gruppo del platino: alcuni di essi sono in grado di dare origine a delle leghe ad alte prestazioni, definite 'Superleghe Refrattarie'. Esse mostrano le seguenti caratteristiche:

Hanno struttura a due fasi coerenti fcc e L1₂.

Un'elevata temperatura di fusione (Os: 3045; Ir: 2443; Ru: 2250; Rh: 1960; Pt: 1769; e Pd: 1552° C, tutte superiori a quella del Ni: 1453° C).Una superiore resistenza all'ossidazione rispetto ai metalli refrattari, per esempio, Nb, Mo, Ta e W.

- 1. Crystal symmetries of solids are very important to understand the characteristics of material properties. In other classes, you might learn that there are 7 crystal systems and 14 Bravais lattices in crystalline solids.
 - (a) The ordered phases CuAu and Cu₃Au in binary Cu-Au system have L1₀ and L1₂ structures, respectively, as shown below. Note that both structures become fcc (face centered cubic) when Cu and Au atoms are randomly distributed in the structures.



Dei metalli del gruppo del Platino Ir, Rh, Pt, e Pd hanno la struttura fcc, mentre Os e Ru hanno la struttura hcp.

In particolare nei sistemi Ir-Nb e Ir-Ti, la struttura fcc può essere equilibrata con la struttura L1₂ in accordo con i diagrammi di fase binaria (vedi fig.1, diagrammi b, d). Infatti è ben noto che le leghe a fase singola $L1_2$, così come quelle a fase singola fcc, sono meno resistenti al creep, se confrontate con leghe a struttura con fasi coerenti fcc e L1₂. (Anche la struttura L1₂ è cubica a facce centrate ed ha composizione A_3B_7 , dove l'atomo A va ad occupare il sito sulle facce, mentre gli atomi B occupano i vertici del cubo. Al contrario gli atomi della matrice parente, elemento principale ed elementi in soluzione solida, possono occupare indifferentemente ogni posizione dell'unità cubica.)

Figura 1. -Diagrammi di fase di alcune leghe di Iridio.



Si è visto in particolare che la resistenza a compressione delle leghe base-Ir a 1800° C è intorno ai 200MPa.

Questi valori mostrano che queste leghe hanno un buon potenziale come materiale per usi a temperature ultra-elevate per le quali le superleghe base-Nichel non sono più adatte.

Interessanti sono i sistemi binari dell' Iridio, dove la struttura fcc può essere equilibrata con la struttura L1₂:

In particolare i sistemi: Ir-Nb, Ir-Zr, Ir-Ta, Ir-Ti, Ir-Hf, Ir-V

INDURIMENTO NELLE LEGHE BASE-Ir. DIPENDENZA DELLA RESISTENZA DELLE SUPERLEGHE REFRATTARIE DALLA MICROSTRUTTURA.

Nelle leghe Ir-Nb e Ir-Zr si ha indurimento per precipitazione (Precipitation hardening). Esse presentano le migliori caratteristiche meccaniche ad elevata temperatura



La figura mostra come lo 0.2% flow stress nelle superleghe refrattarie sia una funzione crescente del misfit reticolare, a parità di frazione volumetrica di precipitati nella matrice fcc: le prove sono state compiute con sforzi di compressione a 1200° C.

Ma il misfit reticolare influenza tanto la forma stessa dei precipitati, quanto la resistenza delle leghe, come abbiamo già avuto modo di ricordare. E in particolare si è visto che a piccoli valori di misfit corrisponde una morfologia irregolare (leghe di Ir-V e Ir-Ti), a valori intermedi una struttura cubica (Ir-Ta e Ir-Nb) e a valori alti di misfit corrisponde una morfologia a placchette, leghe Ir-Hf e Ir-Zr.



Immagine TEM in campo scuro delle leghe: a.) Ir-15% Ti, b.) Ir-15%Nb, d.) Ir-15%Zr e in campo chiaro di c.) Ir-15%Ta, trattate per una settimana a 1200°C.



I grafici sono divisi in tre regioni: nella prima a bassa concentrazioni del secondo elemento in lega si ha esistenza di sola fase γ nella zona centrale si hanno fase γ e fase γ' (concentrazioni comprese tra 11% e 23% per Nb; 1% e 22% per Zr) e nella zona ad alta concentrazione del secondo elemento in lega, si ha solo fase γ' .



Si può subito osservare come la resistenza delle due leghe sia maggiore nella regione centrale, dove si ha coesistenza delle due fasi coerenti fcc e $L1_2$, sia a temperatura ambiente che a 1200 C e a 1800 C.

Inoltre si vede come nelle regioni di dominio fcc la resistenza aumenta all'aumentare della concentrazione del secondo elemento in lega, a seguito dell'indurimento per soluzione solida del niobio e dello zirconio nelle rispettive matrici fcc (solid solution hardening). Nella regione a due fasi coerenti la resistenza aumenta ancora per effetto dell'indurimento per precipitazione della fase γ ' nella matrice fcc (precipitation hardening). E' possibile valutare l'indurimento per soluzione solida, considerando la resistenza della lega come una combinazione lineare delle resistenze delle due fasi, come mostrato attraverso la linea tratteggiata in figura.

Ma la resistenza stimata con questo metodo è minore della resistenza complessiva della lega: Questa differenza è dovuta proprio all'indurimento per precipitazione, come mostrato dalla freccia, sempre in figura.

Il precipitation hardening è maggiore a temperatura ambiente, piuttosto che a temperature più elevate in entrambe le leghe. Al contrario, nelle superleghe base-Ni questo aumenta tra i 900 e i 1100°C, ma la ragione di questa dipendenza anomala dalla temperatura non è ben chiara.

Ma la questione più importante è che il precipitation hardening è più efficace nelle leghe Ir-Zr, piuttosto che in quelle Ir-Nb. Perché? Un altro aspetto molto importante che influenza la resistenza delle leghe base-Ir è la coerenza della deformazione, cioè il campo di deformazione associato al misfit reticolare. L'aumento dello sforzo di taglio necessario per muovere una dislocazione, causato dalla coerenza delle deformazioni, è:

$$\Delta r = 3G \left| \mathcal{A}^{\frac{3}{2}} \left(\frac{rf}{b} \right)^{\frac{1}{2}} \right|$$

ove e è il misfit reticolare, f è la frazione volumetrica di precipitati in lega, G è il modulo di taglio, r è il parametro della dimensione del precipitato e b è il vettore di Burger della dislocazione.

L'equazione sopra mostra che maggiore è il misfit, maggiore sarà lo sforzo di taglio necessario per riuscire a spostare una dislocazione (Critical Resolved Shear Stress). Quindi la presenza dell'interfaccia coerente con grande misfit nelle leghe Ir-Zr rende molto efficace il precipitation hardening. Da quanto finora detto, quindi, le leghe Ir-Zr, con precipitati a placchette allungate formanti una struttura tridimensionale disordinata, rispondono meglio al precipitation hardening rispetto alle leghe Ir-Nb, a causa delle difficoltà di shearing dovute:

·alla forma dei precipitati a placchette

•all'elevato campo di deformazione, generatosi dalla presenza dei precipitati.

Quando una dislocazione attraversa un precipitato, il campo di deformazioni impedisce il movimento delle dislocazioni nelle leghe Ir-Zr, poiché la tensione di linea T, cioè la forza che spinge una dislocazione dentro il precipitato, non funziona bene per i precipitati a placchette delle leghe Ir-Zr.

L'indurimento per precipitazione massimo delle leghe Ir-Zr è a 1200C di 1000 MPa.

Nelle leghe Ir-Nb, l'effetto della deformazione coerente sul precipitation hardening può essere trascurato a causa del piccolo valore del misfit: 0.3%. Come risultato, nelle leghe Ir-Nb, il precipitation hardening non è altrettanto efficace a 1200° C.

What is an intermetallic?

- □ It is 'an intermediate compound', usually with fix stochiomethy.
- Solid phases containing two or more metallic elements, with optionally one or more non-metallic elements, whose crystal structure differs from that of the other constituents.
- It is an 'alloy', but without metallic bonding: usually ionic or covallent bonding (ceramic character).
- □ They combine good properties from metals and ceramics.
- □ The structure should have substructures.
- □ Net parameters of big order, with difficult paths for dislocations.
- Good high temperature performance.

Crystal structures: ordered atom distribution



Bonding Strength (Ti-Al)>> Bonding Strength (Ti-Ti/Al-Al)



Intermediate position between

-High melting point-Good resistance against corrosion-Low density





METALS

Alloy	Crystal structure	Critical ordering temperature (T _c)	Melting point (T _m)	Material density	Young's modulus
		°C	°C	g/cm ³	Gpa
Ni ₃ Al	L1 ₂ (ordered fcc)	1390	1390	7.50	179
NiAl	B2 (ordered bcc)	1640	1640	5.86	294
Fe ₃ Al	$D0_3$ (ordered bcc)	540	1540	6.72	141
	B2 (ordered bcc)	760	1540		
FeAl	B2 (ordered bcc)	1250	1250	5.56	261
Ti₃Al	D0 ₁₉ (ordered hcp)	1100	1600	4.2	145
TiAl	L1 ₀ (ordered tetragonal)	1460	1460	3.91	176
TiAl ₃	D0 ₂₂ (ordered tetragonal)	1350	1350	3.4	

Properties of nickel, iron, and titanium aluminides

Table 2Properties of high temperature intermetallics

Compound	Structure	T _m °K	hog/cc	$E_{25^{\circ}\mathrm{C}}$ GPa	Comment
Cr ₃ Si	A15	2043	6.5	357	Solubility range
MoSi ₂	C11	2303	6.24	425	Line compound
Cr ₂ Nb	C15	2043	7.7	218	C14 above 1858°K;
					line compound
Nb ₃ Al	A15	2233	7.29	_	Line compound
TiAl	$L1_0$	1723	3.9	173	Solubility range
Ti ₃ Al	DO_{19}	1873	4.2	147	Solubility range
Nb ₅ Si ₃	D8	2793	7.16	_	Line compound
Nb ₃ Si	$L1_2$	2153	7.4	—	Limited range of stability

Titanium Aluminides

• α_2 : Ti₃AI; γ = TiAI



Titanium Aluminides

	Ti	Ti ₃ AI	TiAl	Ni-base
Density (g/cm ³)	4.54	4.28	3.83	8.45
Stiffness (GPa)	110	145	175	206
Max T/creep °C	535	815	900	1095
Ductility @ 25°C	20	2-4	1-3	3-10
(%)				

The iron aluminides, FeAl and Fe₃Al, are notable for their low cost, ease of fabrication and corrosion and oxidation resistance. In addition, FeAl is characterized by good resistance to catalytic coking, carburization, sulfidation and wear.

As a result, FeAl has seen application as transfer rolls for hot rolled steel strip, ethylene crackers and air detector for burning high sulfur coal.

Structural applications for these compounds have been limited by low ambient ductility, due largely to embrittlement by moisture in air.

Alternatively, the excellent corrosion and oxidation resistance of iron aluminides suggests their possible usefulness as coatings. For example, steels have been successfully coated by (Fe,Cr)3Al by a two-step pack cementation process,

γ-TiAl

- High melting point of 1460°C
- Low density (4 g/cm³);
- High stiffness (E=175 GPa at 20°C to 150GPa at 700°C);
- High specific properties (similar to cast Ni-based alloys);
- High temperature strength and oxidation resistant up to 750°C;
- Low diffusion coefficient
- Good structural stability
- High ignition resistance when compared with conventional titanium alloys.

Ultimate tensile strength (UTS), 0.2% yield stress, and elongation, as a function of temperature for single-phase, polycrystalline TiAl with 54 at.% Al



One of the most promising intermetallics for turbine applications is TiAl. This compound has a higher melting point, better oxidation resistance, as well as lower density than conventional titanium alloys, but has suffered from low room temperature ductility and fracture toughness.

PMA Powder Metallurgy Summer School 2016

γ**-**TiAl

Engineering alloys based on the (TiAI) phase usually have AI concentrations of 45–48 at%

Ti-(45-48)AI-(0.1-10)X (at%)

X =Cr, Nb, Mn, V, Ta, Mo, Zr, W, Si, C, and B

Strengthening mechanism: Solid solution strengthening Precipitation hardening (α_2 phase)

- Nb: strengthening and oxidation resistance
- Cr, V, Mn: enhance ductility
- W, Mo, Si: creep resistance
- B: grain refinement

\Box Main drawbaks of γ TiAI:

- Brittleness
- Difficult fatigue analysis
- \Box Low elongation (1 2%)

γTiAl: Microstructure

Microstructure depending on heat treatment:

- $\hfill \hfill
- Nearly lamellar
- Duplex or bimodal microstructures with varying volume fraction of lamellar grains
- □ Near gamma microstructures



→Effects of boron: Refine and stabilize lamellar structure



EPMA Powder Metallurgy Summer School 2016

γTiAl: Microstructure



Duplex





EPM

Nearly Lamellar

ool 20[,]

Near Gamma

Superalloys and intermetallics

Vacuum induction melting consists of melting the required components of an alloy under high vacuum in an induction-heated crucible and pouring into an ingot (VIM-produced electrodes).

•Reduces interstitial gases to low levels.

•Enables higher and more reproducible levels of aluminum and titanium.

•Less contamination from slag formation than air melting.

•<u>Secondary melting</u>: converts VIM-processed electrodes into ingots with improved chemical and physical homogeneity.

•Vacuum arc remelt (VAR) : an arc is struck between the end of the electrode and the water-cooled copper crucible bottom. Maintaining the arc generates the heat required to melt the electrode, which drips into the crucible and can subsequently be poured into molds.

•Elestroslag remelt (ESR) : an ingot is built up in a water cooled mold by melting a consumable electrode that is immersed in a slag, which is superheated by means of resistance heating. Rather than operating in a vacuum, the process is conducted in air under the molten slag.



Elestroslag remelt (ESR)

Superalloys and intermetallics

Powder production

Mechanical alloying









Ni₃Al MA

Ni₃Al Gas atomized



(a) 1000 h rupture strength as function of temperature for a TiAl-based alloy, for Ti834, IN
718 and Ti6Al4V and
(b) specific strength and ductility as function of temperature for an alloy steel, a Ni-based alloy and a TiAl-based alloy

Low-pressure turbines (LPT): Airbus A320, Boeing 737.

As the potential for weight reduction is highest in the low-pressure turbine, γ -TiAl will be introduced for the turbine's rear rotor blades.

→ This will achieve LPTs having increased revolutions and entry temperature that are capable of operating at higher efficiency compared with conventional LPTs.

• 1995 General Electric Aircraft Engines: LPT blades-Ti-48Al-2Cr-2Nb (Ti-4822) NASA -Aerospace Industry Technology Program funding was awarded to a GEAE-led team

→40% weight reduction from currently used Ni-base superalloys (70 kg per stage)
 →Maintaining the current system cost.

Rolls-Royce : Titanium Aluminide (TiAl) is an inter-metallic material offering a significant weight benefit for LPT blades.

F-22 : γ -TiAl blades in LPT

The **Low Pressure Turbine (LPT**) makes up approximately 20 per cent of the overall engine weight and its aerodynamic efficiency is an important driver on fuel consumption. The 50 per cent reduction in material density enables additional weight savings in discs and casings.



Applications

γTiAl sheet is being considered as a material candidate in Applications current major *American Aerospace Programs*

- 1) The Reusable Launch Vehicle
- 2) The NASA Future X Plane
- 3) The Joint Strike Fighter
- 4) The X-38 Crew Rescue Vehicle
- 5) Supersonic transport aircraft



TiAl Scramjet Inlet Flap Subelement

Future hypersonic vehicles will be powered by scramjets.



The use of TiAl scramjet inlet flap subelement will allow for major weight savings and temperature capability

improvements.



High Entropy Alloys

- The pioneering work on High Entropy alloys was in Taiwan, with the first findings on these alloys reported in 2002
- High Entropy alloys are composed of at least five major metal elements and with compositions that can give a range of properties
- Composition of minor elements may not exceed 5%
- Generally when a solid solution contains a high number of principal elements it has greater tendency to form solid solutions and not intermetallics or other phases. This is the basis for the design of High-entropy alloys



In single-phased HEAs it is difficult to reach a reasonable balance between strength and tensile ductility.

single-phased FCC structured HEAs are ductile but not strong enough..

They also exhibit inferior castability and compositional segregation, and

this downgrades their mechanical properties and cast shadow on their engineering application.

Single-phased BCC structured HEAs can be very strong but at the price of brittleness.

- Due to low density and high strength they can find application in transportation and energy industries. These applications require performance, reliability and endurance in extreme operating conditions.
- Frictional heating can raise the surface temperature of supersonic aircraft to well above 300°C, and temperatures in the first- and second-stage compressor sections of turbine fan jet engines can exceed 400°C. HEAs are good candidates to replace steel and Titanium alloys.
- HEAs can be used to protect the surface of machine components and tools because of their high hardness, wear resistance, high-temperature softening resistance, anticorrosion, and combinations of these properties

Interazione con super-reticoli – *anti phase boundary*

Alcune leghe possono formare strutture aventi ordine a lungo raggio (super-reticoli).

Gli atomi delle due specie A e B non sono disposti nel reticolo a caso ma secondo uno schema. Il passaggio di una singola dislocazione attraverso una zona del materiale, che presenta ordine a lungo raggio, provoca uno slittamento pari ad un passo reticolare rompendone l'ordine. La superficie che divide le due porzioni di reticolo ordinato fuori fase si chiama bordo di antifase.

La formazione di un bordo di antifase aumenta l' energia libera di Gibbs del sistema pertanto è molto difficile che una singola dislocazione riesca a muoversi attraverso una struttura ordinata a lungo raggio. In genere, per attraversare un super-reticolo, le dislocazioni si muovono a coppie (super-dislocazione) in modo tale che lo slittamento dovuto al passaggio della seconda dislocazione ripristini l'ordine interrotto dal passaggio della prima. Il movimento accoppiato delle dislocazioni è una caratteristica propria della deformazione dei reticoli con ordine a lungo raggio ed è alla base della grande resistenza meccanica delle leghe che presentano questo fenomeno in



Who win the competition???



Selection of Materials for High Temperature Applications

CREEP







The creep behaviour of nickel alloys



for each creep curve a rapid initial transient (known as a period of *primary* creep) gives way to a regime in which, to a good approximation, the creep strain rate is constant – this steady-state is referred to as *secondary* creep. The onset of failure is associated with a divergence from the steady-state behaviour; during this *tertiary* regime the creep strain rate increases with Fig. 2.60. Creep curves (constant load conditions) for nominally pure nickel tested at 371 °C increasing strain before fracture finally occurs



Fig. 2.61. Creep curves for nickel doped with a small fraction of ThO₂ particles [70]; $\sigma = 28$ MPa. The time to rupture, t_r , is given for each creep curve.

polycrystalline nickel dispersionstrengthened with a small fraction of ThO₂ particles, under constant stress conditions of 28 MPa over a range of temperatures. The strain is sensitive creep to the temperature employed – a rise of 25 C is sufficient to double the creep strain.

creep occurs in pure metals such as nickel by a combined climb-plus-glide mechanism – if a gliding dislocation becomes pinned, then a small amount of climb can release it, allowing further glide to occur. Selection of Materials for High Temperature Applications

 $\dot{\epsilon}_{ss} = A\sigma^n \exp\left\{-\frac{Q}{RT}\right\}$ where σ is the applied stress, n is the stress exponent, A is a constant and Q is an activation energy.

Materials for high temperature service must withstand considerable loads for extended periods of time. What are the best materials to choose for these applications?



PARAMETRO DI LARSON - MILLER

 $T\left[E + \log_{10} t_r\right] = P$

T = temperature, K
tr = stress-rupture time, h,
C = constant, usually of order 20-22

Larson-Miller Approach for the Ranking of Creep Performance

PARAMETRO DI LARSON - MILLER

 $T\left[E + \log_{10} t_r\right] = P$



1.- Per prima cosa vogliamo capire come la morfologia dei precipitati agisca sulla resistenza delle leghe.

Per fare questo dobbiamo capire come questi ultimi influenzino il moto delle dislocazioni.

Il principio dell'attraversamento dei precipitati *da parte delle dislocazioni spiega*

qual è il meccanismo con cui le dislocazioni interagiscono con il precipitato. Spesso si osservano delle coppie di dislocazioni nei precipitati delle superleghe. Della coppia di dislocazioni, la dislocazione che precede (leading dislocation) incontra un precipitato sferico e lo attraversa, formando in tal modo un bordo di antifase nel precipitato, a cui è associata un'energia superficiale di antifase, che destabilizza il reticolo cristallino.

La dislocazione che segue (trailing dislocation) è allora spinta avanti dalla presenza del bordo di antifase (APB) e a sua volta la prima dislocazione si muove rapidamente attraverso il precipitato, grazie alla forza repulsiva che si è venuta a creare tra le due dislocazioni.

Superalloys and intermetallics



HIP