

# I trattamenti termici per gli acciai inossidabili superaustenitici e per le leghe di nichel

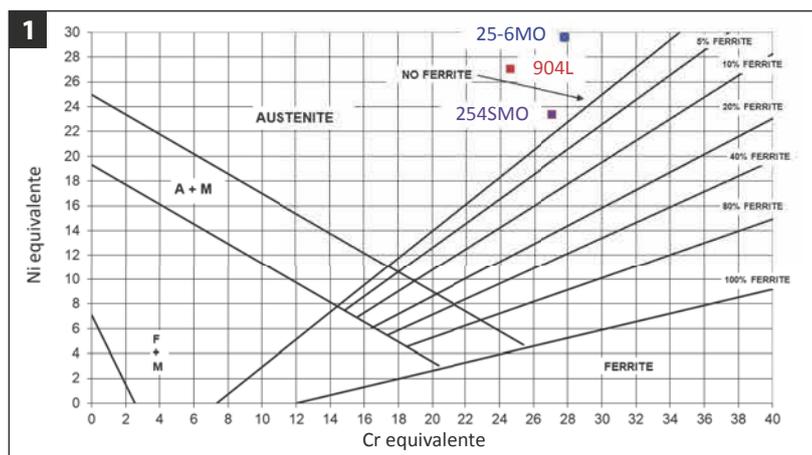
► Nell'accezione più generale e semplicistica, il trattamento termico (di seguito TT) è un processo tecnologico che implica il riscaldamento di un materiale fino ad una data temperatura, il mantenimento per un certo tempo ed un raffreddamento finale più o meno rapido in funzione del risultato desiderato. . vviamente,

eccezionale resistenza a corrosione e proprietà meccaniche di rilievo ottenute grazie ad elevati contenuti di Mo e N, da cui il loro nome. Il Mo è un atomo sostituzionale ferritizzante la cui azione deve essere compensata dal tenore di Ni che, rispetto ad un austenitico standard, è più elevato per via della stabilizzazione dell'austenite anche a

**Tab. 1**  
Analisi chimica tipica di tre acciai inossidabili superaustenitici.

**Tab. 1**

Trade name	EN	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%N
904L	1.4539	0.02	19.0-21.0	24.0-26.0	4.0-5.0	0.15
25-6MO   1925 hMo	1.4529	0.02	19.0-21.0	24.0-26.0	6.0-7.0	0.15-0.25
254SMO/F44	1.4547	0.02	19.5-20.5	17.5-18.5	6.0-7.0	0.18-0.25



temperatura ambiente. Il Mo è anche un forte catalizzatore della ripassivazione, migliorando la resistenza a corrosione. L'azoto (atomo interstiziale) introdotto come elemento desiderato nell'acciaio dopo l'avvento del processo AOD ha invece forte carattere austenitizzante.

In Tab. 1 sono presenti le analisi tipiche di tre acciai superaustenitici, in Fig. 1 la loro posizione nel diagramma di Schaeffler.

Questi acciai garantiscono elevate proprietà meccaniche tramite indurimento per soluzione solida e non formano fasi di rinforzo dopo TT, motivo per cui il trattamento impiegato è una solubilizzazione. La microstruttura per le tre tipologie citate in Tab.1 è riportata all'interno della Fig. 2.

La composizione chimica rende questi acciai pronti a formare fasi deleterie al raffreddamento da temperature elevate già dopo tempi piuttosto brevi. In Fig. 3, infatti, è possibile notare come le

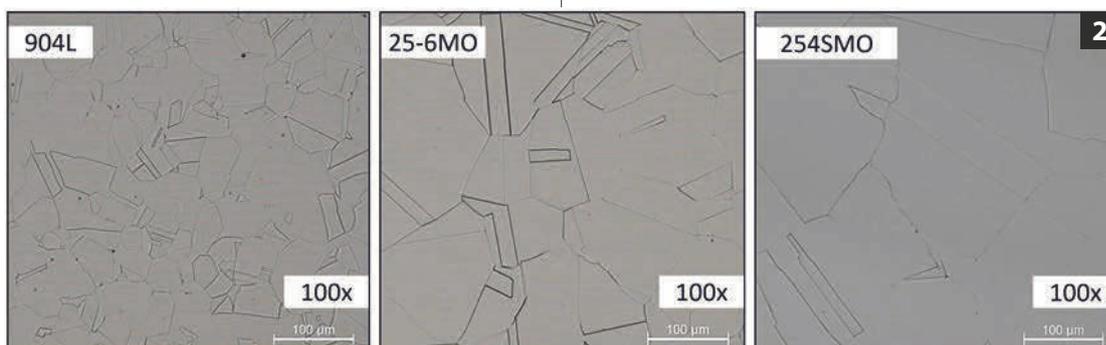
fase di riscaldamento e raffreddamento dovranno avere velocità calibrate in funzione della natura di materiale e TT.

Di seguito si riportano alcuni aspetti di interesse per quel che concerne il TT di due famiglie di leghe metalliche di rilevanza tecnologica: acciai inox superaustenitici e leghe di nichel.

I superaustenitici sono una famiglia di leghe con

**Fig. 1**  
Diagramma di Schaeffler con posizione dei tre acciai presenti in Tab. 1.

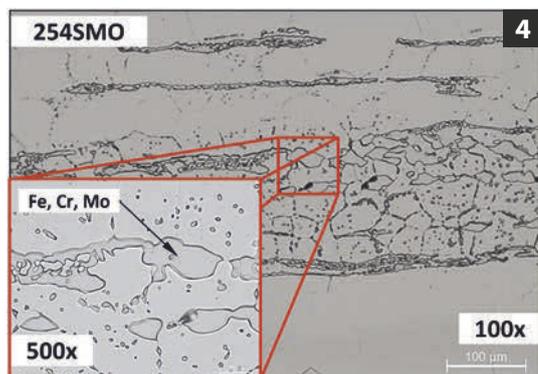
**Fig. 2**  
Microstruttura a 100x di AISI . 04L, 25-6MO e 254SMO.



curve di trasformazione per gli austenitici "standard" siano spostate a tempi di almeno un ordine di grandezza maggiore rispetto a quelli dei superaustenitici.

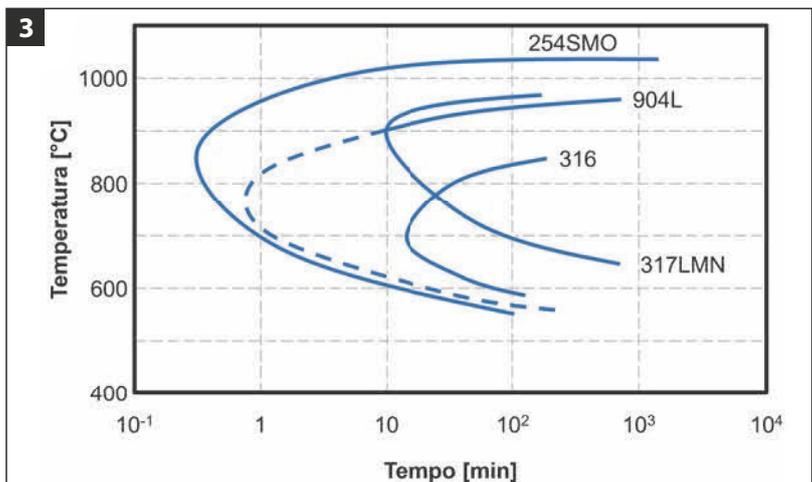
Visto l'elevato tenore di Cr e Mo, le fasi secondarie che possono formarsi comprendono:

- Fase  $\chi$  (chi): reticolo bcc con 58 atomi e costituita da Fe, Ni, Cr e Mo. Non viene considerata una fase TCP (tetragonally-close packed, con alti numeri di coordinazione) pura in quanto nel guscio di coordinazione Z13 non mostra solo facce triangolari.
- Fase  $\sigma$  (sigma): reticolo bct. Fase di tipo TCP con 30 atomi e stechiometria generalmente indicata da  $(Fe, Ni)_x(Cr, Mo)_y$ .
- Fasi di Laves: reticolo hcp. Tipo TCP con 12 atomi e stechiometria generalmente indicata da  $Fe_2M$  (con  $M=Mo$  in questo caso).
- Carburi.



La Fig. 4 riporta una micrografia di acciaio 254SMO dove è possibile riconoscere una banda di fase intermetallica ricca di Fe, Cr e Mo (probabilmente  $\sigma$ ). Genericamente la distinzione tra fase  $\sigma$  e fase  $\chi$  è piuttosto complessa per quel che riguarda i casi in cui venga utilizzata una tecnica di microscopia ottica senza l'utilizzo di preparazioni particolari. Una possibilità per effettuare la distinzione è l'etching potenziostatico a basso voltaggio che porta la fase sigma a presentarsi di colore marrone, mentre la fase chi è di solito blu.

È stato documentato come la formazione di fase  $\chi$  preceda tendenzialmente quella della fase  $\sigma$ , sebbene a causa della complessità dell'analisi chimica dei materiali soggetti a queste reazioni allo stato solido non sia ancora del tutto chiaro se la fase  $\chi$  sia sempre precorritrice delle fase  $\sigma$ . L'impiego dei superaustenitici comprende i settori: oil & gas, nucleare, marino.



Le leghe di Ni sono una particolare famiglia di materiali metallici non ferrosi con struttura austenitica già dalla solidificazione. In Tab. 2 sono presenti le analisi chimiche di due leghe di Ni di interesse tecnologico.

Le leghe di Ni sono sistemi multicomponente con analisi chimica complessa, le loro proprietà possono essere modificate, escludendo l'incrudimento a freddo e le leghe ODS (oxide dispersion strengthening), mediante opportuni fenomeni metallurgici:

- Soluzione solida (solid-solution hardening).
- Formazione di carburi.
- Indurimento per precipitazione di composti intermetallici.

Con riferimento alla Tab. 2, si riporta di seguito una breve descrizione dei materiali con alcune caratteristiche peculiari:

- Alloy 718: conosciuta anche come INCONEL 718, è una lega a base Ni con elevato tenore di Cr, Fe e Nb. È trattabile termicamente mediante invecchiamento portando alla precipitazione di intermetallici, in particolare il composto  $\gamma''$  (gamma double-prime) con stechiometria  $Ni_3Nb$ , e  $\gamma'$  (gamma primo,  $Ni_3Al$ ).
- Alloy 625: conosciuta anche come INCONEL 625, è una lega Ni-Cr ad alto tenore di Mo e con ragguardevole contenuto di Nb. È classificata come una lega indurente per soluzione solida principalmente ad opera del Mo, azione di rinforzo alla quale si aggiunge anche il contributo del Nb.

Alla luce dei meccanismi di rinforzo cui possono essere soggette le leghe di Ni, le funzioni dei TT possono essere riassunte in:

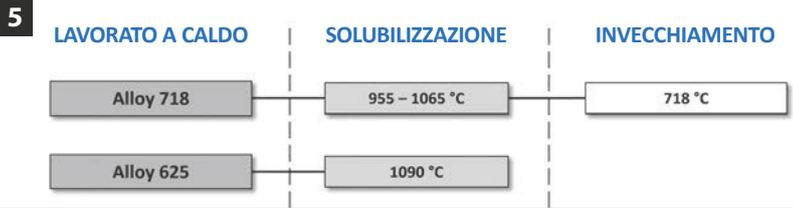
- Modifica delle caratteristiche meccaniche e

Fig. 3  
Curve di trasformazione per AISI 904L, 254SMO, AISI 316 e AISI 317LMN.

Fig. 4  
Micrografia ottica di acciaio 254SMO con evidenza di fase intermetallica costituita da Fe, Cr, Mo.

**Tab. 2**  
Analisi chimica tipica di tre leghe di Ni.

Trade name	EN	%C	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%Ti	%Altri
Alloy 718 Inconel 718	2.4668	0.02-0.08	≤ 0.35	17.0-21.0	50.0-55.0	2.8-3.3	≤ 0.30	0.65-1.20	Al=0.30-0.70 Fe=Remainder Nb+Ta=4.75-5.50
Alloy 625 Inconel 625	2.4856	0.03-0.10	≤ 0.50	20.0-23.0	≥ 58.0	8.0-10.0	≤ 0.50	≤ 0.40	Fe=5.0 max Nb+Ta=3.15-4.15



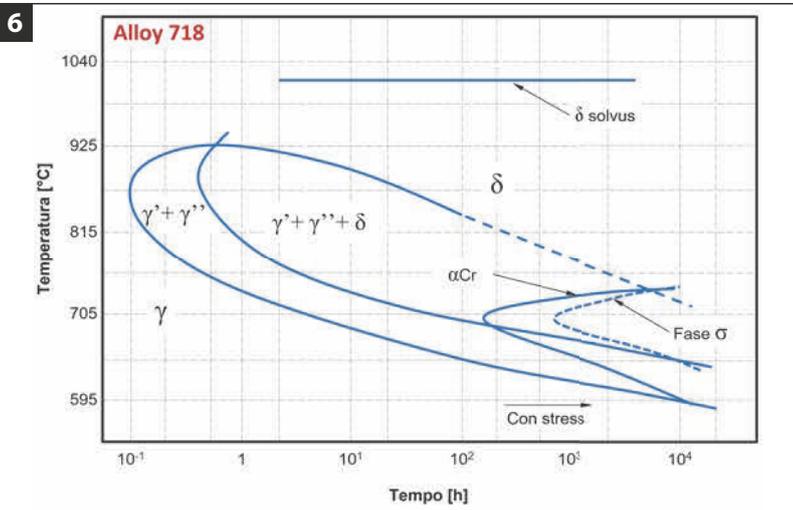
- della microstruttura.
- Dissoluzione di seconde fasi indesiderate (e.g. fase  $\delta$  ( $Ni_3Nb$ ) e carburi).
  - Rinforzo: indurimento per soluzione solida, precipitazione controllata di carburi, invecchiamento con formazione di intermetallici quali l'fcc  $\gamma'$  ed il bcc  $\gamma''$ .
- Considerando quanto fin qui discusso, e

prendendo a riferimento le due leghe di Ni riportate in Tab. 2, la Fig. 5 propone alcune sequenze tipiche di TT a cui possono essere sottoposti tali materiali.

La Fig. 6 riporta invece il diagramma TTT dell'Alloy 718.

L'Alloy 718 (Fig. 6) è in grado di formare sia il precipitato  $\gamma'$ , che  $\gamma''$  (quest'ultimo è il principale responsabile dell'incremento delle proprietà meccaniche). Tuttavia, per permanenze eccessive alla temperatura di invecchiamento (sovra-invecchiamento), oltre all'accrescimento della dimensione dei precipitati di rinforzo, si assiste alla formazione di  $\delta$  ( $Ni_3Nb$ ) a spese del precipitato  $\gamma''$ . La presenza di  $\delta$  è generalmente deleteria in quanto causa una riduzione significativa delle proprietà meccaniche. In Fig. 7 sono riportate le micrografie ottiche delle strutture tipicamente ottenibili per le leghe riportate in Tab. 2. Le leghe di Ni risultano avere impiego nella realizzazione di componenti nei seguenti settori: aerospace, nucleare, oil & gas e marino.

A cura di Alessio Malandrucolo e Alessandro Norberti - Acciaierie Valbruna



**Fig. 5**  
Schema di alcune sequenze tipiche di TT a cui possono essere sottoposti Alloy 718 e Alloy 625.

**Fig. 6**  
Diagramma TTT Alloy 718.

**Fig. 7**  
Microstrutture ottenute mediante micrografia ottica con ingrandimento a 100x di Alloy 718 e Alloy 625.

