Dr. LORENZO DAINELLI
della SAPIM - Sesto S. Giovanni (Milano)

NOZIONI FONDAMENTALI
SUL
TRATTAMENTO TERMICO
DEGLI ACCIAI

LA NUOVA ITALIA EDITRICE
FIRENZE

INDICE

Prefazione VII

CAP. I - CENNI SULLE RELAZIONI FRA COMPOSIZIONE E STRUTTURA DEGLI ACCIAI E TRATTAMENTI TERMICI

1. Generalità 1
2. Diagramma ferro-carbonio. Nozioni fondamentali sulla costituzione del ferro e degli acciai al carbonio 3
3. Influenza delle condizioni di raffreddamento e della composizione chimica sulla posizione delle curve di equilibrio 8

CAP. II - I TRATTAMENTI TERMICI CLASSICI: RICOTTURA, TEMPRA, RINVENIMENTO

1. Ricottura 13
2. Normalizzazione 16
3. Tempra 17
4. Rinvenimento 21

CAP. III - CINETICA DELLA TRASFORMAZIONE DELL'AUSTENITE. TRASFORMAZIONI ISOTERMICHE

1. Curve a « S » di Bain 26
2. Le curve a « S » in relazione con le curve di raffreddamento a velocità variabile 35
3. Relazione fra le curve di Bain, la velocità critica di raffreddamento e la « temprabilità » 43
4. Determinazione della « temprabilità » 44
   Diametro critico D_c e diametro ideale D_I 45
   La prova di Jominy 50
5. Bande di temprabilità e loro applicazioni 52

CAP. IV - I TRATTAMENTI ISOTERMICI

1. Bonifica isotermica (austempering) 61
2. Ricottura isotermica 65
3. Tempra termale (martempering) 65

CAP. V - TRATTAMENTI PER L'INDURIMENTO DELLE SUPERFICI

1. Cementazione 74
2. Cementazione con cementi solidi o « cementazione in cassetta » . . . 75
3. Cementazione con cementi liquidi o « cementazione in bagno di sali » . . 79
4. Cementazione con gas 83
5. Il trattamento termico dei pezzi cementati 95
6. Nitrurazione 99
7. Solfonitrurazione 103
8. Carbonitrurazione 105

CAPITOLO PRIMO

CENNI SULLE RELAZIONI FRA COMPOSIZIONE E STRUTTURA DEGLI ACCIAI E TRATTAMENTI TERMICI

1. Generalità

I prodotti siderurgici commerciali (« ferri », acciai, ghise) sono costituiti essenzialmente da *ferro* e da *carbonio*, in misura preponderante il primo, notevolmente inferiore (fino ad un massimo del 2% ca. negli acciai e del 4% ca. nelle ghise) il secondo.

Oltre al ferro ed al carbonio i prodotti siderurgici contengono anche quantità piú o meno rilevanti di altri elementi dei quali alcuni, come il manganese ed il silicio, sono introdotti per necessità di fabbricazione; altri, come il nichel, il cromo, il molibdeno, il vanadio, il tungsteno, il cobalto ecc., vengono aggiunti appositamente per impartire agli acciai proprietà e caratteristiche particolari.

Negli acciai e nelle ghise troviamo anche delle impurezze, come zolfo, fosforo, ossigeno, arsenico, rame, stagno ecc., provenienti sia dalle materie prime impiegate, che dalle reazioni che avvengono durante il processo di fabbricazione.

In base al tenore di carbonio, i prodotti siderurgici vengono così classificati: *ferri* sono quei prodotti che contengono fino a 0,005% di carbonio (punto *Q* del diagr. Fe—C, fig. 1, *acciai* quelli che ne contengono da 0,005% a 2,06% (ascissa del punto *E*); oltre 2,06% di carbonio il campo è tenuto dalle *ghise*. È questa un'impostazione teoretica e schematica della questione (Portevin). In pratica, parlando da un punto di vista informativo e generale, si chiamano *acciai dolci* quelli che contengono carbonio da 0,05 a 0,20% circa, *acciai semiduri* quelli con 0,20 - 0,50% di C, *acciai duri* quelli in cui il carbonio supera quest'ultimo limite.

Nei cosí detti *acciai da costruzione* – suddivisi in *acciai da cementazione* (con carbonio non superiore, generalmente, a 0,20% circa) e *acciai da bonifica* – il carbonio non supera di norma 0,60 - 0,65% ca., mentre in alcuni *acciai per utensili* (acciai per lime, scalpelli, aghi, bulini, punzoni, ecc.) o per usi speciali (filo armonico per molle, funi, ecc.) il carbonio può arrivare a limiti alquanto piú alti (0,7 - 1,2% e fino a 1,5% circa).

Quegli acciai che, oltre al carbonio ed ai costituenti essenziali (manganese e silicio) in proporzioni normali, non contengono altri elementi, vengono designati con la qualifica commerciale generica *di acciai semplici*

Agli *acciai al carbonio* ed a quelli *legati* è dedicato un capitolo (l'ottavo), a scopo sistematico e come guida per la scelta ed il trattamento termico degli acciai per alcune fondamentali applicazioni.

2. Diagramma ferro-carbonio. Nozioni fondamentali sulla costituzione del ferro e degli acciai al carbonio

Gli acciai al carbonio e quelli legati sono capaci di assumere con appropriati *trattamenti termici*, proprietà fisiche e meccaniche particolari.

I trattamenti termici consistono in uno o più cicli di riscaldamento, in condizioni e a temperature determinate, seguiti da raffreddamenti più o meno rapidi (in forno, all'aria o in altri mezzi, come l'acqua, l'olio ecc.).

La sensibilità degli acciai ai trattamenti termici dipende prevalentemente dalla loro composizione chimica e soprattutto dal tenore di carbonio. Pertanto la conoscenza del diagramma di stato delle leghe ferro-carbonio o, come comunemente si dice, del *diagramma ferro-carbonio*, è di importanza fondamentale per la tecnica dei trattamenti stessi.

Detto diagramma (fig.1) ci fornisce infatti un quadro dei campi di stabilità dei vari costituenti in condizioni di equilibrio in funzione della temperatura e della composizione chimica (limitatamente, bene inteso, al tenore di carbonio).

Per comprendere le variazioni di struttura a cui vanno soggette le leghe ferro-carbonio nell'intervallo di temperatura compreso fra lo stato solido a temperatura ambiente e quello di fusione, occorre conoscere anzitutto le *trasformazioni allotropiche* che *il ferro puro* subisce col variare della temperatura.

Il ferro puro esiste in due forme allotropiche α (o δ) e γ. Il ferro α ha struttura stabile fino a 911° C. Il suo reticolo spaziale (fig. 2 *a*) è corpocentrato, ossia costituito da 9 atomi, dei quali 1 al centro di un cubo di 2,9 Å [1] di lato, ai vertici del quale sono disposti gli altri 8 atomi. È ferromagnetico, ma solo fino a 770°; oltre questa temperatura subisce una trasformazione per cui diviene paramagnetico, pur conservando il suo reticolo spaziale la disposizione corpocentrata. È praticamente incapace di tenere in soluzione solida il carbonio [2]. Esso viene genericamente identificato nel costituente *ferrite* (tav. I, fig. *a*).

[1] 1 Å (Ångström) $= 10^{-8}$ cm.

[2] La assai lieve solubilità allo stato solido del carbonio nel ferro α, solubilità che è massima (0,02%) a 723° e quasi nulla a temperatura ambiente (0,005%) non ha praticamente influenza sul meccanismo dei fenomeni di cui ci stiamo occupando.

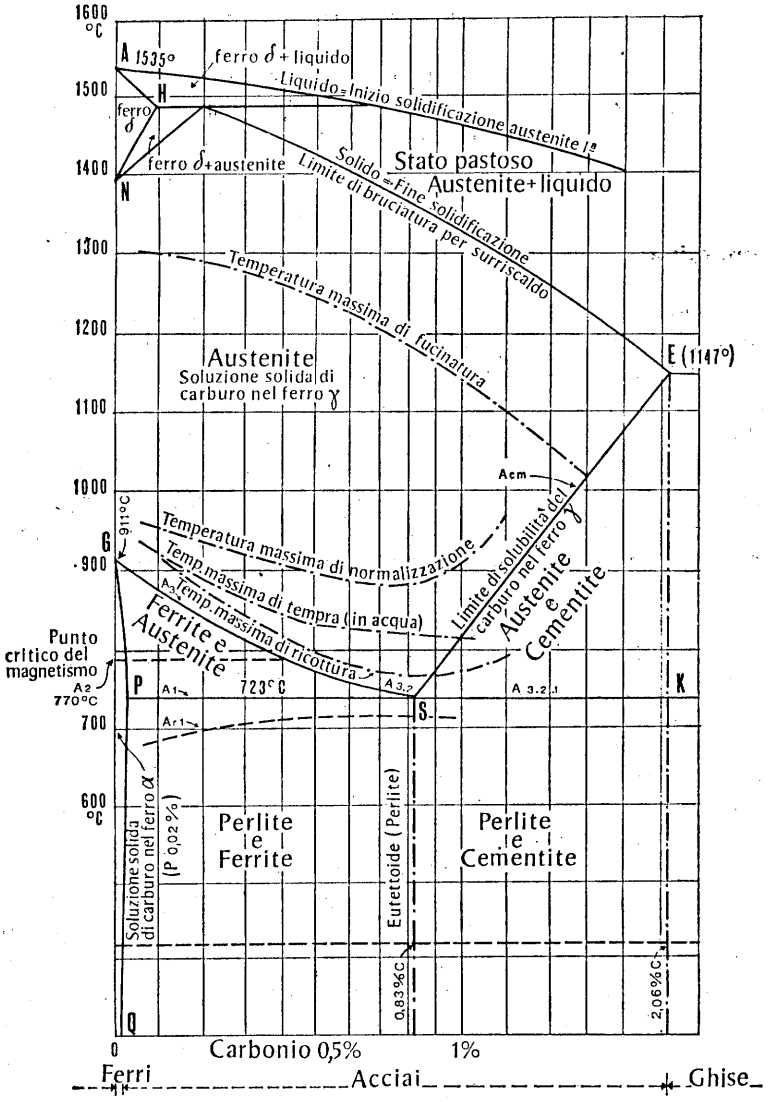

Fig. 1. – Diagramma ferro-carbonio (parziale)

od *acciai al carbonio*. Quelli invece che contengono elementi speciali o nei quali gli elementi comuni (manganese e silicio) superano determinati limiti, sono chiamati *acciai legati*.

Il ferro γ è stabile fra 911 e 1392° C. Il suo reticolo spaziale è facce-centrato (fig. 2 *b*) ossia è costituito da 14 atomi dei quali 6 disposti al centro delle facce e 8 ai vertici di un cubo di lato 3,63 Å. Non è magnetico. È capace di formare col carbonio *soluzioni solide* di varia concentrazione (fino a un massimo di ca. 2%C) a seconda della temperatura.

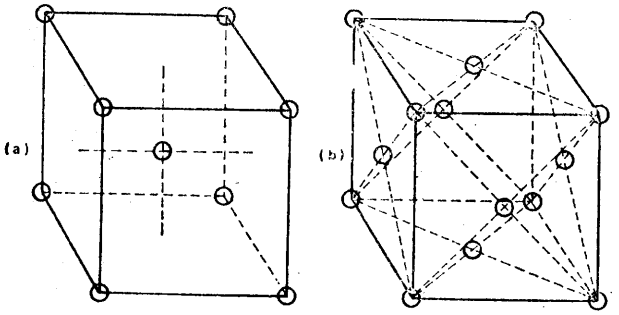

Fig. 2. – *a*) Disposizione corpocentrata nel reticolo cubico del ferro α e δ
b) Disposizione facce-centrata nel reticolo cubico del ferro γ

Da 1392° fino a 1535° (punto di fusione del ferro), il ferro γ si trasforma in ferro δ, varietà cubica corpocentrata, disposta come il ferro α e di identiche dimensioni. La forma δ non presenta interesse per l'interpretazione dei fenomeni che vengono qui considerati.

Le temperature indicate, e precisamente:

770° per la trasformazione α ferromagnetico $\rightarrow$ α paramagnetico,
911° » » » $\alpha \rightarrow \gamma$
1392° » » » $\gamma \rightarrow \delta$

si indicano rispettivamente con Ac_2, Ac_3, Ac_4 e si chiamano *punti critici* o *punti di trasformazione del ferro al riscaldamento.*

Al *raffreddamento*, i punti critici si designano rispettivamente con Ar_2, Ar_3, Ar_4, e mentre Ar_2 e Ar_4 coincidono con Ac_2 e Ac_4, il punto Ar_3 risulta spostato leggermente in basso (898°) per fenomeno di isteresi.

Veniamo ora a considerare l'influenza del carbonio sui fenomeni di trasformazione allotropica sopra accennati.

Il carbonio entra in combinazione col ferro formando un composto, un carburo di ferro o *cementite* (Fe_3C), sostanza cristallina, molto dura, fragile, contenente 6,67% di carbonio, decomponibile in determinate con-

dizioni (per raffreddamento lentissimo) in *ferrite* e carbonio grafitico o *grafite*:

$$Fe_3C \rightarrow 3\,Fe + C.$$

Quando del carbonio è presente nel ferro, questi assume ugualmente le strutture cristallografiche che corrispondono alle temperature in atto. Se la struttura è γ il reticolo cubico facce-centrato del ferro offre ad un atomo di carbonio la possibilità di occupare il centro del reticolo; ma se la struttura è α tale posto è occupato da un atomo di ferro. In effetti il ferro *accoglie* od *espelle* il carbonio a seconda della sua conformazione reticolare, ossia a seconda che esso si trovi allo stato γ o allo stato α.

Al ferro γ contenente carbonio in soluzione solida è stato dato il nome di *austenite* [1]. Tale soluzione è satura per ca. 2% di carbonio a 1147° (punto *E* del diagramma Fe — C, fig. 1), per 0,83% di C a 723° (punto *S*) e per tutti i tenori di carbonio e per tutte le temperature intermedie corrispondenti al tracciato della linea *ES*. Invece per tenori di carbonio inferiori o per temperature superiori alla *ES*, la soluzione solida del carbonio nel ferro non è satura, e possiamo immaginare che essa sia costituita da un insieme di celle elementari col centro « occupato » da un atomo di carbonio, e di celle col centro « libero ».

Consideriamo il raffreddamento di un'austenite a tenore di carbonio compreso fra 2,06 e 0,83% da temperature superiori a quelle indicate dalla linea *ES*. Nulla di particolare si noterà sino a che non si raggiunga la linea *ES*, limite di saturazione.

Proseguendo col raffreddamento al di sotto della linea *ES* si avrà separazione di carbonio, sotto forma di cementite. L'austenite restante risulterà perciò meno carburata. Col procedere del raffreddamento il fenomeno prosegue con separazione ulteriore di cementite e corrispondente diminuzione del tenore di C dell'austenite, secondo il tracciato della linea *ES*.

Proseguendo ancora con il raffreddamento, a 723°, temperatura corrispondente alla linea orizzontale passante per *S*, avverrà il passaggio

[1] L'austenite non è osservabile a freddo negli acciai normali al carbonio e speciali. Anche con un raffreddamento rapidissimo dalle *temperature di austenitizzazione* non si riesce a fissare l'austenite a temperatura ambiente se non in quantità assai limitate. L'austenite a freddo la si può osservare solo in acciai di composizione speciale (per es. l'*invar*, ad alto tenore di nichel, o gli acciai inossidabili ad alto tenore di nichel e di cromo, o l'acciaio Hadfield ad alto tenore di manganese) in cui gli elementi aggiuntivi modificando completamente il diagramma ferro-carbonio e spostandone le temperature di trasformazione addirittura alquanto al disotto dello zero, rendono possibile l'esistenza dell'austenite alla temperatura ambiente (tav. I, fig *b*).

dalla conformazione reticolare γ a quella α e pertanto l'austenite, che nel frattempo si sarà sempre più diluita fino a raggiungere il tenore di 0,83%, darà luogo a formazione di ferrite e a una ulteriore definitiva espulsione di carbonio (cementite). Cementite e ferrite si separano a strati alternati, secondo una conformazione lamellare alla quale è stato dato il nome di *perlite* (tav. I, fig. *c*). In definitiva, quindi, dal raffreddamento lento di acciai al carbonio con tenore di C compreso fra 2,06 e 0,83% risulterà la struttura: cementite + perlite (tav. II, fig. *a*).

Consideriamo ora un'austenite con tenore di C compreso fra 0% e 0,83%.

La presenza di carbonio disciolto nel ferro γ abbassa il punto critico A_3 del ferro puro al quale avviene, come si è già detto, la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$. Tale abbassamento avviene gradualmente in relazione al carbonio disciolto e si porta da 911° per 0% C a 723° per 0,83% C, com'è indicato dalla linea *GS* del diagramma ferro-carbonio.

Consideriamo, analogamente a quanto già fatto in precedenza, il raffreddamento di un'austenite a tenore di carbonio compreso fra 0 e 0,83%. Quando si raggiunge la linea *GS* ha inizio la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$, ossia si separerà *ferrite*. In conseguenza di ciò la restante austenite « si concentrerà » rispetto al carbonio. Col procedere del raffreddamento il fenomeno si ripeterà: si separerà nuova ferrite e la restante austenite apparirà sempre più concentrata secondo il tracciato della linea *GS*. Raggiunta la temperatura del punto *S* (723°) che corrisponde al grado di saturazione dell'austenite con 0,83% C ed è, in pari tempo, il limite inferiore di stabilità dell'austenite, si avrà anche qui separazione di perlite lamellare. Pertanto, dal raffreddamento lento degli acciai al carbonio con tenori di C compresi fra 0 e 0,83%, deriverà la struttura: ferrite + perlite (tav. II, fig. *b*).

È chiaro che un acciaio al carbonio di composizione corrispondente al punto *S*, e cioè con 0,83% C, assumerà col raffreddamento lento, una struttura unicamente perlitica, senza eccedenza cioè né di cementite né di ferrite (tav. I, fig. *c*).

Il punto *S*, limite inferiore del campo γ, è il *punto eutettoide* del diagramma Fe — C, e pertanto gli acciai che contengono 0,83% C vengono denominati acciai eutettoidi. Quelli con meno di 0,83% C (a perlite + ferrite) si chiamano acciai ipoeutettoidi, e quelli con più di 0,83% e fino a 2,06% (a perlite + cementite) acciai ipereutettoidi.

Negli acciai ipereutettoidi fino a 2,06% C (che, come si è detto, è il limite massimo di saturazione dell'austenite) la cementite, espulsa dall'austenite secondo il meccanismo sopra detto, si porta prevalentemente ai giunti dei grani di perlite e li avvolge più o meno completamente (tav. II, fig. *a*).

Tutte le considerazioni fin qui esposte valgono nel caso che il raffreddamento dal campo γ sia sufficientemente lento: per es. di poche decine di gradi all'ora, come praticamente avviene in quel particolare trattamento termico che chiamasi *ricottura* (v. p. 13). In questo caso si ottiene *perlite* lamellare con *ferrite* (o *cementite*) in eccesso.

Se invece il raffreddamento viene adeguatamente accelerato (per es. alcune diecine di gradi al minuto), alla struttura lamellare si sostituiscono altre strutture via via piú fini e sempre meno facilmente risolvibili al microscopio che vengono generalmente indicate con il termine di *bainite* o anche di « strutture intermedie » (*tav.* II, fig. *c*).

Se il raffreddamento è assai rapido (per es. di alcune centinaia di gradi al secondo) avvengono fenomeni di piú complessa natura. La trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ avviene ugualmente, per quanto respinta verso temperature assai piú basse, come vedremo meglio in seguito, ma gli atomi di carbonio contenuti nel reticolo facce-centrato γ, quando questo si trasforma nel reticolo corpo-centrato α restano forzatamente imprigionati nel reticolo stesso. Per poterne uscire, infatti, avrebbero avuto bisogno di un raffreddamento meno veloce. Questi atomi immobilizzati determinano tensioni e distorsioni reticolari e un conseguente considerevole aumento di resistenza allo scorrimento ed al distacco delle particelle, ossia, in definitiva, un *aumento di durezza*. Al costituente che si genera in queste condizioni, e che si presenta in elementi aghiformi, è stato dato il nome di *martensite* (tav. III, fig. *a*) ed è una vera e propria soluzione solida soprassatura di C in ferro α. Si chiama *tempra* il trattamento termico che permette di ottenere questo costituente. Appare chiaro sin da ora che per ottenere la martensite bisognerà raffreddare *almeno* con quella velocità, detta appunto *velocità critica di raffreddamento* (v. p. 18), che impedisce la fuoruscita degli atomi di carbonio dal reticolo α, mentre con un raffreddamento meno veloce, gli atomi stessi hanno la possibilità di liberarsi, e la elevata durezza non si produce.

Naturalmente fra il raffreddamento lento, con fuoruscita completa di tutti gli atomi di C (perlite), e il raffreddamento fatto con velocità superiore a quella critica, con l'imprigionamento completo degli atomi stessi (martensite), esistono infinite possibilità intermedie, che si ottengono per velocità di raffreddamento intermedie ed a cui corrispondono strutture dette appunto « *intermedie* » o di *transizione*, o bainitiche. La bainite è, in sostanza, un aggregato assai fine di elementi di ferrite e di carburo (da cui il nome di « *perlite fine* » che taluni metallografi conferiscono a questa struttura) naturalmente piú duro della perlite lamellare normale. Una durezza ancora piú alta è quella della *troostite* (tav. III, fig. *b*), che si ottiene raffreddando, dal campo γ, con una velocità appena inferiore a quella

critica: per es. temprando in olio un acciaio che, per assumere una corretta ed uniforme struttura martensitica, dovrebb'essere temprato in acqua. La troostite è spesso accompagnata da martensite (tav. III, fig. *b*). Il termine *troostite* tende, oggi, a cadere in disuso.

Una struttura di grande utilità pratica, invece, è quella che si ottiene riscaldando ad una temperatura inferiore a 723° l'acciaio temprato (martensitico). Il carbonio può infatti in tal caso in parte uscire dai reticoli α, liberandosi dallo stato di costrizione in cui è tenuto; si otterrà allora ferrite e cementite finissima, dispersa, vale a dire una struttura simile alla bainite, ma molto piú suddivisa. Questa struttura si chiama *sorbite* (tav. III, fig. *c*), e il riscaldamento dell'acciaio temprato che la origina si chiama *rinvenimento*. Con questo trattamento si ottiene una notevole riduzione di durezza ed un corrispondente aumento della tenacità [1].

Il sistema ferro-carbonio sin qui illustrato, per la parte che interessa gli acciai, nelle sue linee essenziali e nei suoi principali costituenti, è in realtà il sistema *ferro-carburo di ferro*, ed è definito « metastabile » per distinguerlo da quello « stabile », o *ferro-grafite*, che si verifica per raffreddamenti lentissimi e che risulta leggermente spostato in alto e a sinistra. Esso non ha che un'importanza teorica e non presenta alcun interesse per l'esecuzione pratica dei trattamenti termici degli acciai.

3. Influenza delle condizioni di raffreddamento e della composizione chimica sulla posizione delle curve di equilibrio

Le linee del diagramma ferro-carbonio debbono essere considerate come linee di equilibrio; esse cioè determinano le temperature alle quali i fenomeni dovrebbero teoricamente verificarsi tanto al raffreddamento che

[1] In sostanza, *sorbite* e *bainite* sono entrambe « finissimi aggregati di ferrite e carburi » di aspetto e caratteristiche meccaniche molto simili. Ma mentre la bainite è un costituente *primario*, in quanto ottenuto, con moderate velocità di raffreddamento, *direttamente* dall'austenite, la sorbite è invece un costituente *secondario* in quanto deriva dal rinvenimento della martensite. Si ha cioè:

austenite → bainite
austenite → martensite → sorbite.

Questa derivazione dalla martensite fa si che la sorbite sia, a parità di durezza, meno tenace della bainite.

Secondo una vecchia terminologia, la bainite e la sorbite venivano appunto indicate, con riferimento alla loro genesi, rispettivamente *sorbite primaria* e *sorbite secondaria*.

al riscaldamento. In realtà, invece, si constatano differenze fra le temperature di trasformazione al riscaldamento e al raffreddamento: precisamente le trasformazioni al raffreddamento avvengono a temperatura più bassa che al riscaldamento (isteresi). Fino a che la velocità di raffreddamento è compresa entro certi limiti, l'isteresi è relativamente piccola, ma se la velocità di raffreddamento cresce, l'isteresi si accentua ed allora la trasformazione dell'austenite viene spostata verso temperature sempre più basse. Si manifestano in questi casi quei fenomeni di costrizione della materia che già abbiamo considerato e che costituiscono il fenomeno della « tempra ».

La dipendenza fra temperature di trasformazione e velocità di raffreddamento per un acciaio semiduro con ca. 0,4% C è mostrata dal diagramma di fig. 3. La trasformazione A_3, corrispondente alla separazione della

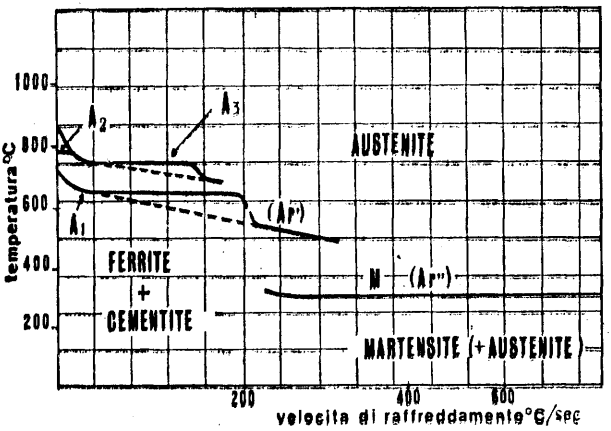

Fig. 3. - Diagramma schematico « temperatura di trasformazione-velocità di raffreddamento » per un acciaio con ca. 0,4% di carbonio

ferrite dall'austenite, si abbassa col crescere della velocità di raffreddamento, prima rapidamente, per poi svolgersi a temperatura quasi costante e ritornare infine a discendere.

La trasformazione magnetica A_2 si manifesta invece sempre alla stessa temperatura (ca. 770°) indipendentemente dalla velocità di raffreddamento. Per una certa velocità di raffreddamento (v. il diagramma) A_2 si identifica con A_3.

La trasformazione A_1, o di separazione di perlite, dapprima si abbassa

anch'essa, fino a circa 650° nel caso considerato (velocità di raffreddamento circa 20° al secondo), poi si manifesta – per un certo tratto del diagramma – a temperatura quasi costante. Aumentando ancora la velocità di raffreddamento (200° al sec.), si abbassa rapidamente fino a 500-450°, poi la separazione della perlite viene soppressa e la trasformazione A_1 viene sdoppiata in due fasi: A_r' e A_r''. Il punto A_r' corrisponde alla formazione di perlite di un grado di finezza piú o meno accentuato (che può andare fino alla bainite); la trasformazione A_r'' corrisponde invece alla formazione di martensite (martensite α o martensite detta *tetragonale*).

Infine, superando un certo valore critico della velocità di raffreddamento, la trasformazione A_r' viene soppressa mentre ha luogo a temperature nettamente inferiori, la sola trasformazione A_r'' che in questo caso viene piú frequentemente indicata con M. Questa trasformazione è rappresentata schematicamente nel diagramma con una linea isotermica. Essa, infatti, non si abbassa ulteriormente coll'aumentare della velocità di raffreddamento, in quanto non dipende da questa – come le altre trasformazioni considerate – ma principalmente dalla composizione chimica dell'acciaio e in modo particolare dal tenore di carbonio. Essa passa infatti da ~ 500° per ~ 0.10% C a ~ 200-250° per gli acciai eutettoidi, per scendere a meno di 150° per gli acciai ipereutettoidi (fig. 4).

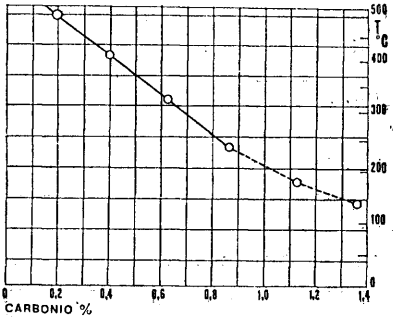

Fig. 4. – Influenza del tenore di carbonio sul punto M_s

Tuttavia il punto M deve considerarsi come l'*inizio* della trasformazione dell'austenite in martensite. Difatti con l'ulteriore abbassamento della temperatura altra austenite si trasforma in martensite. Il punto M è pertanto piú giusto indicarlo con M_s in quanto segna l'inizio dell'intervallo in cui l'austenite si trasforma in martensite. La temperatura a cui la trasforma-

zione *è ultimata* si indica con M_f. L'intervallo $M_s - M_f$ è variabile e caratteristico per la maggior parte degli acciai [1].

Un acciaio temprato sarà costituito dunque prevalentemente da martensite, ma resteranno presenti anche tracce piú o meno importanti di austenite detta « ritenuta » che, per fenomeni di inerzia, non si è trasformata colla tempra.

Se la martensite α o tetragonale si riscalda a basse temperature (150° — 200°), il suo stato tensionale si attenua, e si ottiene la cosiddetta martensite *k* o *cubica*, o martensite « rinvenuta » o « invecchiata » di durezza leggermente inferiore.

Riscaldando a temperature un po' piú alte, ha inizio la decomposizione della martensite in un miscuglio sub-microscopico di ferrite e cementite che, col crescere della temperatura, assume definitivamente l'aspetto della sorbite.

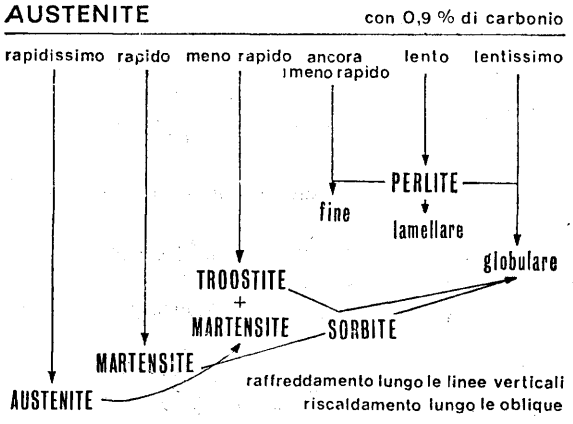

Fig. 5. – Schema delle variazioni strutturali che accompagnano il raffreddamento e il rinvenimento di un acciaio eutettoide

[1] La conoscenza del punto M_s è di grande importanza pratica, come vedremo in modo speciale in seguito, a proposito dei *trattamenti isotermici* e della *tempra termale*. Come si è detto il carbonio è l'elemento che ha la maggior influenza sul punto M_s; tuttavia anche gli altri elementi fanno sentire in misura piú o meno marcata la loro azione. Esistono formule empiriche per determinare M_s ed M_f in funzione della composizione, come quella di Grange e Steward:

$$M_s \text{ (in °C)} = 540 - 361\,C - 39\,Mn - 20\,Ni - 39\,Cr - 28\,Mo$$
$$M_f = 472 - 456\,C - 39\,Mn - 20\,Ni - 39\,Cr - 28\,Mo$$

dove per *C*, *Mn*, *Ni* ecc. s'intendono le relative percentuali.

Queste ed altre formule empiriche valgono per composizioni limitate per lo piú all'eutettoide, e non sono applicabili agli acciai fortemente legati.

Questa, dapprima assai fine, tende a divenire più grossolana per le temperature di rinvenimento più alte, prossime alla linea PSK. Durante questo riscaldamento, l'austenite rimasta indecomposta nella tempra (austenite ritenuta), può trasformarsi (verso 200-300°) in un aggregato molto fine di ferrite e cementite, più duro dell'austenite. In questi casi, dunque, un rinvenimento alle basse temperature, può provocare un leggero innalzamento della durezza.

La fig. 5 indica le variazioni strutturali che si manifestano in un acciaio eutettoide per diverse velocità di raffreddamento e per successivo riscaldamento.

CAPITOLO SECONDO

I TRATTAMENTI TERMICI CLASSICI: RICOTTURA, TEMPRA, RINVENIMENTO

1. Ricottura

Tutto quanto precede è già di per sé sufficiente per porre in risalto l'importanza della conoscenza del diagramma ferro-carbonio da parte di chi è preposto all'esecuzione dei trattamenti termici degli acciai. La correlazione fra le linee del diagramma e le temperature dei trattamenti termici è evidente [1], e gli elementi finora in nostro possesso sono piú che sufficienti per l'interpretazione delle *definizioni dei trattamenti termici classici*: *ricottura, tempra, rinvenimento*, termini che, del resto, sono già stati oggetto di menzione nel corso della precedente esposizione.

La separazione dei costituenti *ferrite* e *cementite* e del loro eutettoide *perlite* durante il raffreddamento lento attraverso l'intervallo critico di temperatura Ar_1-Ar_3 degli acciai previamente portati, col riscaldamento, in campo austenitico, avviene quando il raffreddamento stesso è condotto con sufficiente lentezza. Una velocità di raffreddamento dell'ordine di 5-10° al minuto primo, è senz'altro sufficientemente lenta per gli acciai al carbonio, ma non lo è per gli acciai legati. Per ottenere infatti con questi acciai le strutture perlitiche (o ferritico-perlitiche, o cementitico-perlitiche) è necessario raffreddare con velocità assai minore, per es.

[1] Naturalmente, nel caso degli acciai legati, gli elementi speciali – oltreché influire, come già s'è visto, sull'intervallo M_S-M_f di trasformazione martensitica e sulla velocità critica di tempra (che viene *abbassata* da Mn e Ni, e anche da Cr, W e V) – spostano le linee di equilibrio del diagramma di stato Fe — C. Cosí tutti gli elementi, eccetto il cobalto, spostano verso percentuali di carbonio piú basse il punto eutettoide *S*; e mentre taluni elementi come Si, Cr, Al, Mo e V innalzano il punto A_1, altri invece, come Mn e Ni lo abbassano. Di considerevole interesse pratico è l'influenza dei vari elementi sul punto Ac_1, come risulta dalla tabella informativa seguente:

Ac_1 *per il ferro puro è*				911° C
0,01% C	abbassa	Ac_1	di	2,24° C
0,01% Mn	»	»	»	0,34° C
0,01% Ni	»	»	»	0,23° C
0,01% Cr	innalza	»	»	0,30° C
0,01% Si	»	»	»	0,30° C
0,01% V	»	»	»	0,38° C
0,001% P	»	»	»	0,43° C

dell'ordine di 20-50° all'ora. Quanto piú l'acciaio è legato e tanto minore è la velocità con cui occorre raffreddare per arrivare alla separazione di quei costituenti di « equilibrio » o, meglio, di « riposo » (ferrite, cementite, perlite) che sono propri del trattamento termico denominato *ricottura completa.*

La « ricottura completa » o, genericamente, la « ricottura » consiste pertanto [1] in « un riscaldamento al disopra dell'intervallo critico (superiore cioè di 25-50° ad Ac_3); nella permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente a determinare in tutta la massa l'equilibrio termico strutturale (generalmente 1 ora ogni 40-50 mm di spessore del pezzo o della carica); nel successivo raffreddamento lento in forno fino a una temperatura tale per cui sia cessata ogni trasformazione al raffreddamento, con formazione dei costituenti perlite, ferrite, cementite o carburi ». Ciò si verifica sino a circa 600-650° per gli acciai al carbonio o debolmente legati, ma per taluni acciai ricchi di cromo, nichel e molibdeno, è necessario scendere col raffreddamento lento in forno fino a 350° ed anche meno, se si vuole ottenere struttura perlitica e quindi l'addolcimento massimo. Il raffreddamento ulteriore da circa 600° o, rispettivamente, da 350° fino alla temperatura ambiente può essere accelerato (per es. all'aria).

Con la ricottura completa si perviene alla struttura perlitica qualunque sia la struttura di partenza del materiale. Questo concetto è chiaramente illustrato nella rappresentazione schematica di tav. IV che si riferisce ad un acciaio semplice con 0.25% C. Per esso, sia che si parta inizialmente da una struttura *incrudita* (grani deformati per lavorazione a freddo), o *grezza di fusione* (e quindi grossolana e surriscaldata), o *temprata*, o *bonificata* (temprata e rinvenuta), *globulizzata*, ecc. è possibile pervenire alla struttura finale di equilibrio ferrite-perlite mediante la *ricottura completa.* Questo trattamento opera perciò un vero e proprio « annullamento » di tutti gli stati strutturali precedenti, favorevoli o sfavorevoli, del materiale, e lo riconduce ad uno stato unico, quello *ricotto*, generalmente caratterizzato da una notevole duttilità e dolcezza, e da una buona lavorabilità a freddo.

Se il riscaldamento in campo austenitico si effettua ad una temperatura di soli 30 ÷ 40° superiore ad Ac_3 l'acciaio assume una « giusta » dimensione del grano, in relazione alla sua natura; ma se l'austenitizzazione viene fatta a temperature alquanto piú alte (per es. 100-120°) di quella normale, il grano austenitico risulterà ingrossato per *surriscaldamento*, ed

[1] Vedi EURONORM 52-67 e UNI 3354-70, a cui vien fatto riferimento per tutte le definizioni e terminologie adottate nel testo.

il grano ferritico-perlitico che ne deriverà con il raffreddamento lento risulterà anch'esso alquanto ingrossato (tav. V).

A queste microstrutture si accompagnano evidenti macrostrutture grossolane e fratture cristalline, caratteristiche appunto dei materiali surriscaldati. Un acciaio a grano surriscaldato risulta, a parità di resistenza, piú fragile di un acciaio a grano normale.

Come detto, la ricottura ha fondamentalmente lo scopo di portare al massimo grado di addolcimento l'acciaio da impiegare, al fine di agevolarne la lavorabilità alle macchine utensili.

Le ditte fornitrici di acciai speciali danno sui loro listini per gli acciai ricotti *un massimo* di durezza o di resistenza. L'acciaio viene cioè fornito *ricotto* alla resistenza indicata o ad una resistenza *inferiore* allo scopo appunto di assicurarne una conveniente lavorabilità.

Le altre caratteristiche meccaniche degli acciai ricotti non vengono indicate, allo scopo di non indurre utilizzatori e progettisti ad impiegare acciai speciali allo stato ricotto. Sarebbe infatti questo un grave errore tecnico ed economico, poiché solo col trattamento termico (scrupolosamente e razionalmente eseguito) le caratteristiche meccaniche degli acciai legati assumono *nel loro complesso* quegli alti valori per i quali vien fatto ad essi ricorso, e gli elementi speciali (nichel, cromo, molibdeno, vanadio, ecc.) vengono valorizzati al massimo grado.

La ricottura completa viene talvolta sostituita da cicli termici analoghi ma eseguiti a temperatura piú bassa. Questi « sottocasi » della ricottura sono principalmente due: la *ricottura di restaurazione* (Euronorm) o *di lavorabilità*, conosciuta anche col termine di *ricottura industriale*, e la *ricottura di coalescenza*.

La *ricottura di restaurazione* consiste nel riscaldo a temperatura inferiore ad Ac_1 (generalmente 650-700°), cui segue un raffreddamento lento (per lo piú in forno). È un trattamento di omogeneizzazione delle caratteristiche meccaniche, di eliminazione delle tensioni, e provoca un considerevole abbassamento della durezza. Tuttociò conferisce una buona lavorabilità al materiale. È sempre un trattamento di transizione che sarà poi seguito, a lavorazione meccanica ultimata, generalmente da una bonifica, o da cementazione e tempra. La microstruttura è profondamente modificata da questo trattamento: le aree perlitiche proprie della ricottura completa tendono a disperdersi (tav. VI, fig. *a*): in particolare è la cementite della perlite che si frantuma e coagula in ammassi piú o meno tondeggianti, ond'essa prende il nome di cementite « sferoidale » o « globulare ».

Se il tempo di ricottura è molto prolungato o se la temperatura viene fatta oscillare a piú riprese poco al disopra e poco al disotto di A_1

(p. es. di 20÷30°) la cementite sferoidale assume un aspetto sempre più netto, distinto ed uniformemente distribuito, (tav. VI, figg. *b* e *c*) ed al ciclo termico che la origina si dà il nome di *ricottura di coalescenza* o di *globulizzazione* od anche, per il suo ciclo di esecuzione, di *ricottura pendolare*. A questo trattamento generalmente corrisponde la massima lavorabilità all'utensile e allo stampaggio a freddo. È il tipico trattamento degli acciai che debbono essere lavorati alle macchine automatiche; infatti la matrice ferritica, « interrotta » dai globuli di cementite assume un assai agevole grado di lavorabilità, caratterizzato da una « frantumazione » del truciolo.

Vi è poi un altro ciclo di *ricottura* detto *isotermico* in cui al riscaldo oltre Ac_3 vien fatto seguire un raffreddamento, rapido quanto più è possibile, sino a poco al disotto di Ar_1, temperatura a cui il pezzo o la carica soggiornano per un tempo più o meno lungo (da 20′ a qualche ora). Il raffreddamento che segue può essere fatto velocemente come si vuole. Il meccanismo di questo trattamento, che conduce ad una struttura di tipo perlitico in un tempo alquanto più breve di quello che compete alla ricottura completa, sarà meglio illustrato quando si saranno considerate le « trasformazioni isotermiche » nei prossimi capitoli.

I cicli di ricottura completa, di ricottura di restaurazione, di coalescenza ed isotermica sono riprodotti in fig. 6, ove è stato schematizzato anche il trattamento di normalizzazione.

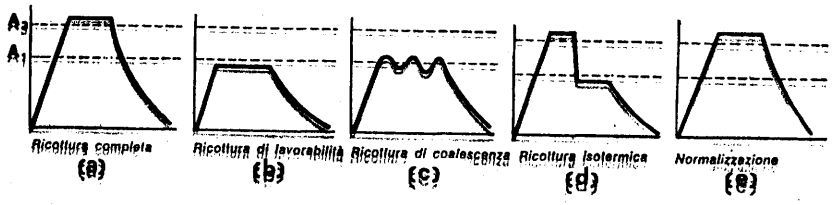

Fig. 6. – Rappresentazione schematica dei differenti cicli di « ricottura »

2. Normalizzazione

Con questo termine, abbastanza frequente, si intende un trattamento termico il cui ciclo è sostanzialmente identico ad una ricottura completa per quanto riguarda la fase riscaldamento e permanenza a temperatura, mentre ne differisce per il raffreddamento che, anziché essere lento in forno, viene effettuato generalmente all'aria.

La durezza che si ottiene con questo trattamento è più elevata di quella determinata dalla ricottura completa, tanto più quanto più elevate

sono le percentuali di carbonio e di elementi di lega. In alcuni casi (*acciai autotempranti*) il raffreddamento all'aria può addirittura superare la velocità critica di tempra (v. avanti)! in questo caso però non si può più parlare di normalizzazione, ma bensì di una vera e propria *tempra all'aria*.

La normalizzazione ha generalmente lo scopo di rigenerare un grano surriscaldato, affinandolo e rendendolo omogeneo, riportandolo cioè allo stato d'origine o allo « stato normale ». Per esempio, è molto utile eseguire una normalizzazione su pezzi stampati o fucinati, che possono essere stati finiti a temperature diverse, o raffreddati in condizioni differenti.

A normalizzazione si sottopongono spesso *getti* od anche *lingotti* per affinare la grossolana struttura primaria, per pareggiare la durezza nei diversi spessori, per attenuare o togliere tensioni.

Come con la ricottura completa, con la normalizzazione si annullano gli effetti della tempra e dell'incrudimento. La normalizzazione affina il grano austenitico, per cui è sempre un buon trattamento preliminare, o di preparazione a trattamenti termici successivi, come la tempra, la cementazione, ecc.

3. Tempra

Se il raffreddamento fino a temperatura al disotto di M_f di un acciaio austenitizzato avviene con velocità tale da determinare una struttura interamente martensitica, si ha la *tempra*, o *tempra diretta* che comprende le seguenti fasi: « riscaldamento ad una temperatura superiore ad Ac_3 per gli acciai ipoeutettoidi e ad Ac_1 e talora ad A_{cm} [1] per gli acciai ipereutettoidi, permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente ad ottenere nelle zone interessate l'equilibrio strutturale, successivo raffreddamento fino a temperatura ambiente con velocità superiore a quella critica di tempra, in modo da ottenere una struttura martensitica ». Un tal ciclo di riscaldo e di raffreddamento può essere schematizzato come in fig. 7.

Due sono, in sostanza, le condizioni essenziali perché un acciaio possa assumere, col detto trattamento, una struttura pressoché *integralmente martensitica*, ossia una *tempra completa* o pressoché completa: la prima, che il *riscaldamento* sia spinto ad una temperatura e sia protratto per un tempo tali che la sua struttura divenga *completamente austenitica*,

[1] Il luogo geometrico dei punti A_{cm} è dato dalla linea *ES* (fig. 1).

la seconda, che la velocità con cui successivamente si raffredda sia tale da *superare* la *velocità critica di raffreddamento.*

La temperatura di riscaldamento (o *di austenitizzazione*) per la tempra viene pertanto generalmente fissata 40-50° al disopra del punto critico Ac_3 [2], ed è generalmente indicata dal fornitore. Temperature piú elevate non sono di regola consigliabili per non danneggiare l'acciaio con surriscaldamento ed ossidazione eccessiva.

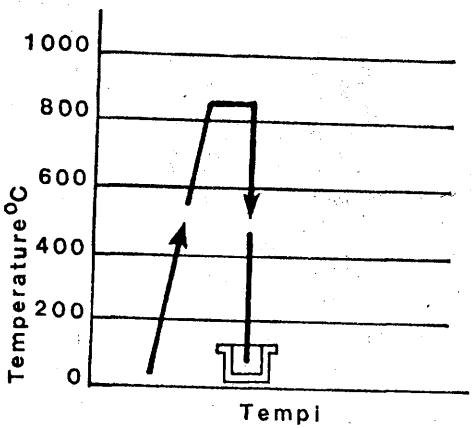

Fig. 7. – Rappresentazione schematica della « tempra »

Alla temperatura di austenitizzazione il pezzo va mantenuto per il tempo necessario affinché tutta la sua massa (all'interno come all'esterno, in corrispondenza degli spessori grossi come degli spessori sottili) assuma uniformemente tale temperatura.

La *velocità critica di raffreddamento* varia, come è noto, in conside-

[2] Per gli acciai ipereutettoidi, la temperatura di austenitizzazione che, a rigore di termini, dovrebbe superare A_{cm}, viene di solito limitata 40-50° al disopra di Ac_1 (vale a dire 760-780°) (v. diagr. 1), qualunque sia il tenore di carbonio dell'acciaio in trattamento. La durezza che si ottiene è quella che corrisponde ad una martensite con 0,83% C con quantità piú o meno rilevanti di cementite libera. Tale durezza non è praticamente superiore a quella che si conseguirebbe mandando in soluzione una maggiore quantità di cementite, ciò che si otterrebbe salendo con la temperatura di riscaldo verso la linea A_{cm}. D'altra parte una temperatura di tempra troppo elevata (prossima o addirittura superiore ad A_{cm}) porterebbe ad un eccessivo ingrossamento del grano, a fragilità, ed accrescerebbe in misura allarmante i rischi di rottura

revole misura da acciaio ad acciaio, cosicché mentre, ad es., per gli acciai al carbonio essa è molto alta (di alcune centinaia di gradi al secondo, tanto che questi acciai richiedono, per assumere tempra completa, il raffreddamento in acqua), per gli acciai legati essa è in generale notevolmente inferiore, di alcune decine e talvolta anche di pochi gradi al secondo. Per questa ragione gli acciai al carbonio a basso e medio tenore (fino a 0,50% C) si temprano generalmente in acqua, mentre gli acciai al carbonio piú duri e la maggioranza degli acciai legati si temprano ordinariamente in olio o in bagni di sali fusi a ca. 200° (« tempra termale » v. p. 65). Vi sono però acciai legati a velocità critica di raffreddamento tanto bassa per cui anche l'olio può rappresentare un mezzo dotato di velocità di raffreddamento eccessiva. Questi assumono struttura martensitica anche se lasciati raffreddare semplicemente all'aria. Da ciò il loro nome, non del tutto appropriato, di acciai *autotempranti*.

La « prescrizione » del mezzo di tempra non è d'altronde rigorosamente tassativa, potendosi, in relazione alla forma e alle dimensioni del pezzo da temprare, ricorrere ad un mezzo piú o meno energico a seconda delle circostanze: per es., pezzi sottili e profondamente intagliati, anche se di acciaio normalmente temprante in acqua, potranno essere temprati piú opportunamente in olio anche se, con ciò, la durezza dovesse risultare leggermente inferiore. E viceversa grossi pezzi in acciai autotempranti (per es. stampi) possono richiedere, in determinate circostanze, la tempra in olio o in bagno di sali, naturalmente con tutte le precauzioni del caso, per accrescere la velocità e la penetrazione della tempra.

Uno schema strutturale analogo a quello presentato per la ricottura, può essere tracciato per la tempra (tav. VII). Partendo dallo stato perlitico, con il riscaldamento la struttura rimane immutata fino al disotto di Ac_1. Entrando nell'intervallo critico Ac_1-Ac_3 la perlite si tramuta in austenite, che coesiste con la ferrite. Col procedere del riscaldamento, sopra Ac_3 (e cioè in campo gamma) la ferrite scompare e si ha austenite omogenea. A questo punto se si raffredda con velocità superiore a quella critica si ha martensite (tempra completa), se si raffredda con velocità minore (in olio, in aria) si hanno strutture « intermedie » in cui accanto alla martensite, può trovarsi troostite o perlite fine (tempre incomplete).

Con il termine *tempra* senza nessun'altra specificazione s'intende la tempra completa con formazione di martensite, e sviluppo della massima durezza. È evidente che la quantità di martensite che si ottiene con la tempra sarà tanto maggiore quanto piú elevato è il contenuto di carbonio.

L'aumento della durezza in funzione del tenore di carbonio allo stato ricotto e allo stato temprato è mostrato in fig. 8. Si noti come e di quanto

la tempra esalti l'aumento della durezza, già di per sé naturalmente legato all'aumento del tenore di carbonio.

Gli acciai dolci (acciai da cementazione) assumono, con la tempra in acqua, durezze e resistenze non molto alte (circa 70 kg/mmq) e conservano pertanto allungamenti e resilienze ancora considerevoli; ma già

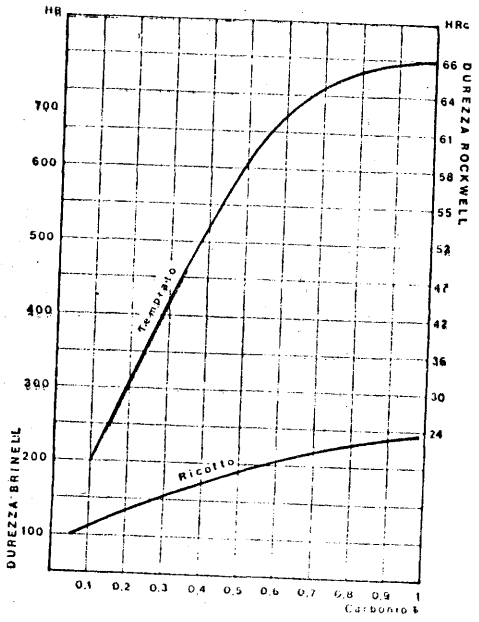

Fig. 8. – Andamento della durezza in funzione del tenore di carbonio allo stato ricotto e allo stato temprato

per tenori di 0,4-0,5% di carbonio la resistenza supera dopo tempra i 140 kg/mmq, e allungamenti e resilienze mostrano valori assai bassi. Per gli acciai da utensili, contenenti 1% ed oltre di carbonio ed eventualmente elementi speciali, la durezza che si ottiene dopo tempra è di 63/65 Rockwell C, corrispondente a resistenze di oltre 220 kg/mmq, con allungamenti e resilienze praticamente inapprezzabili.

Per gli acciai legati da cementazione e da bonifica si ottengono, dopo tempra, valori ancora più elevati dei precedenti. Per gli acciai da cementazione la resistenza che si può ottenere dopo tempra è di 130-160 kg/mmq; per gli acciai da bonifica (al nichel, cromo-nichel, cromo-

nichel-molibdeno, ecc. con 0,35-0,40% C) la resistenza dopo tempra può salire fino a 170-190 kg/mmq.

In queste condizioni gli acciai da bonifica non potrebbero essere messi in opera perché troppo fragili. La loro durezza deve essere quindi attenuata, e l'allungamento e la tenacità corrispondentemente elevati, mediante un successivo *rinvenimento.*

4. Rinvenimento

Si definisce *rinvenimento* quel trattamento termico consistente nel « riscaldamento a temperatura inferiore all'intervallo critico di un prodotto siderurgico temprato ». Esso può essere seguito da raffreddamento lento (in forno o all'aria) o rapido (in olio o in acqua). Il raffreddamento rapido è consigliato per gli acciai legati al nichel o al cromo che, col raffreddamento lento, assumerebbero una fragilità particolare, detta appunto *fragilità da rinvenimento.*

Il complesso dei due trattamenti termici successivi di *tempra* e *rinvenimento* viene comunemente indicato col nome di *bonifica* e lo potremo rappresentare schematicamente come in fig. 9.

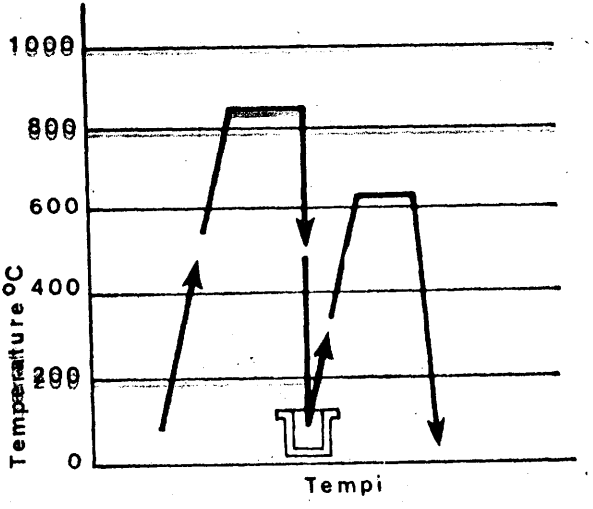

Fig. 9. – Rappresentazione schematica della « bonifica »

Per effetto del rinvenimento, la durezza di un acciaio temprato viene alquanto attenuata, come pure la resistenza alla trazione ed il limite di snervamento, e crescono notevolmente allungamento e resilienza. L'acciaio temprato e rinvenuto o, come suol dirsi, *bonificato*, è pertanto lavorabile all'utensile, resistente e tenace ad un tempo secondo un opportuno compromesso. La struttura dell'acciaio temprato e rinvenuto è generalmente sorbitica ed è tanto piú fine quanto piú bassa è la temperatura di rinvenimento, tanto piú grossolana e tendente alla perlite quanto piú alta è la temperatura del rinvenimento stesso.

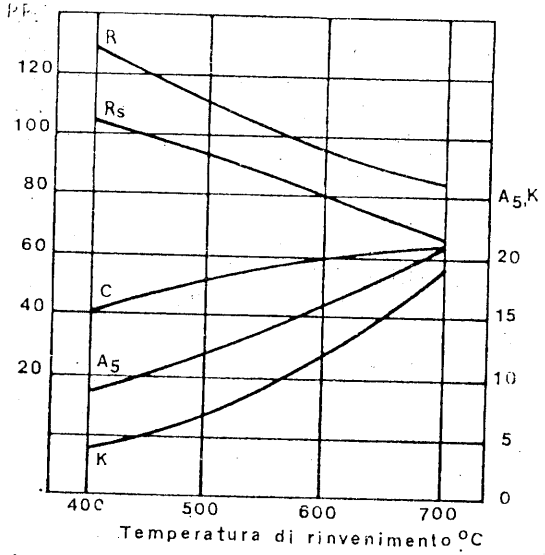

Fig. 10. – Proprietà meccaniche in funzione della temperatura di rinvenimento per l'acciaio tipo UNI 40 *Cr* 4 (*R* = Resistenza in kg/mm²; *Rs* = Limite di snervamento in kg/mm²; *C* = Contrazione %; A_5 = Allungamento su 5 *d*%; *K* = Resilienza Mésnager in kgm/cm²; saggio da 40 mm Ø)

Come temperature di rinvenimento si possono scegliere tutte quelle comprese fra 100-150° e 650-700°, a seconda delle caratteristiche meccaniche che si vogliono ottenere. Alle piú basse temperature si rinvengono, in particolare, gli acciai cementati e temprati e alcuni acciai da utensili. In questi casi il rinvenimento non porta mai a una diminuzione sensibile della durezza, ma piuttosto ad una attenuazione delle tensioni che sempre la tempra induce (*distensione*) e ad una stabilizzazione dimensionale dei pezzi.

Gli acciai da costruzione detti « da bonifica », si rinvengono dopo tempra generalmente nell'intervallo 600-680° e, nel complesso, questi acciai, sia al carbonio che legati, temprati e rinvenuti nell'intervallo di temperatura suddetto, sono quelli che, ai fini pratici, presentano le caratteristiche globali piú interessanti.

Cosí, riprendendo gli esempi citati, per un acciaio con 0,4-0,5% C che temprato ha circa 140 kg/mmq di resistenza, allungamento circa 4, resilienza circa 2, dopo rinvenimento a 600° si ha $R \sim 80$ kg/mmq, $A_5 \sim 20$, $K \sim 10$. (Valori riferiti a saggio da 40 mm ∅).

Per un acciaio al cromo-nichel con 0,35% C che ha dopo tempra R 170-180 kg/mmq, allungamento e resilienza praticamente inapprezzabili, dopo rinvenimento a ca. 650° si avrà: $R = \sim 95$ kg/mmq, $A_5 \sim 15\%$, $K \sim 13$. Assai meglio di queste cifre possono illustrare l'importanza e l'estensione delle caratteristiche ottenibili con il rinvenimento le curve particolari di alcuni acciai da bonifica tipici piú o meno legati, come risulta dai diagrammi delle figg. 10, 11 e 12.

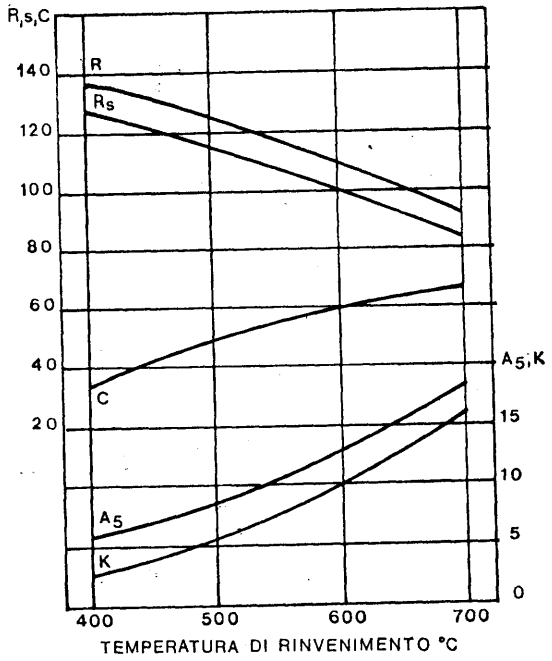

Fig. 11. – Proprietà meccaniche in funzione della temperatura di rinvenimento per acciaio tipo UNI 35 *Ni Cr* 9 (saggio da 40 mm ∅)

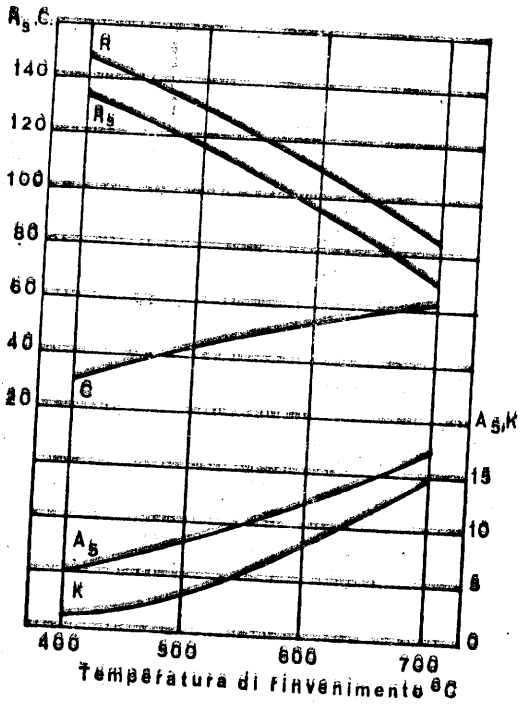

Fig. 12. – Proprietà meccaniche in funzione della temperatura di rinvenimento per un acciaio tipo UNI 30 *Ni Cr Mo* 12 (saggio da 40 mm ∅)

Un'illustrazione schematica del rinvenimento ci viene data dalla tav. VIII. Partendo dall'acciaio con 0,30% C reso martensitico con la tempra, con riscaldamento a 400°, 600° ecc., la martensite perde la sua conformazione aciculare per dar luogo ad altre strutture ad elementi via via più fini ed uniformi, denominate *sorbiti*. La sorbite classica è quella che si ottiene per rinvenimento piuttosto spinto, generalmente nel campo 550-650°.

In pratica si sceglierà la temperatura di rinvenimento atta a promuovere le caratteristiche che meglio rispondono alle esigenze della costruzione. Per gli acciai da bonifica propriamente detti viene adottato, per il rinvenimento, quel ristretto campo di temperatura a cui corrisponde il prodotto $R \times A$ (resistenza × allungamento) oppure $R \times K$ (resistenza × resilienza) più alto possibile.

In alcuni acciai da utensili assai ricchi di elementi speciali, e in particolare negli *acciai rapidi*, nei quali dopo tempra si ha ancora una conside-

revole quantità di austenite *ritenuta*, il rinvenimento può produrre un aumento di durezza (*durezza secondaria*) causato dalla trasformazione parziale o totale dell'austenite *ritenuta* e da precipitazione di carburi sotto forma submicroscopica. Questo fenomeno è di particolare interesse nel trattamento termico degli acciai rapidi (v. p. 177) ed è reso evidente dal diagramma della durezza in funzione della temperatura di rinvenimento (fig. 13) profondamente diverso da quelli degli acciai da costruzione.

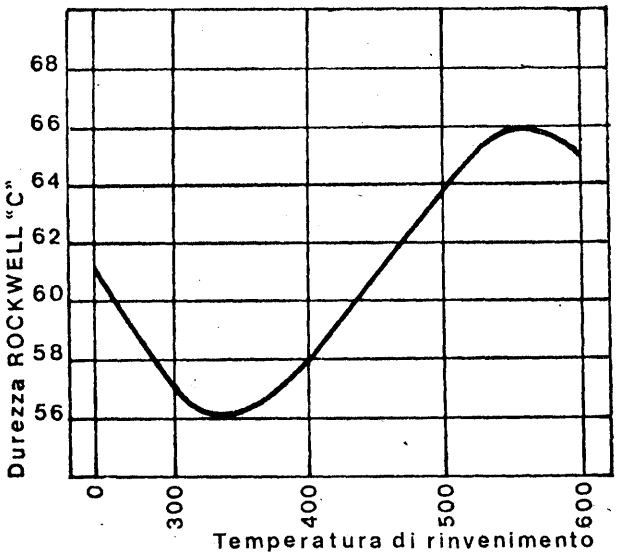

Fig. 13. – Andamento della durezza in funzione della temperatura di rinvenimento per l'acciaio rapido temprato (18% W, 4% Cr, 1% V, 5% Co)

CAPITOLO TERZO

CINETICA DELLA TRASFORMAZIONE DELL'AUSTENITE. TRASFORMAZIONI ISOTERMICHE

Studi recenti hanno mostrato che i fenomeni che presiedono all'esecuzione dei trattamenti termici si basano non soltanto sulla conoscenza delle condizioni d'equilibrio delle varie fasi (diagr. Fe — C), ma anche su quella della *cinetica* delle trasformazioni.

In particolare lo studio della velocità e del meccanismo della decomposizione dell'austenite alle varie temperature e la conoscenza dei campi di metastabilità di questo costituente hanno giovato non poco a chiarire le modalità dei trattamenti di tempra e di ricottura e hanno contribuito allo sviluppo ed alla messa a punto di trattamenti termici, di grande interesse scientifico e pratico, noti come *trattamenti isotermici* (v. p. 61).

1. Curve a « S » di Bain

Consideriamo, per semplicità, un acciaio al carbonio di composizione eutettoide, e cioè contenente, approssimativamente, 0,83% C. Abbiamo già detto di questo acciaio quando abbiamo considerato il punto *S* del diag. Fe — C e si era visto che esso, col raffreddamento *lento* dalla temperatura di austenitizzazione (per questo acciaio ca. 780°) attraverso la linea *PSK*, nel punto *S* trasforma la sua struttura da austenitica in perlitica lamellare.

Ma supponiamo ora di portare tale acciaio, sempre previamente riscaldato a 780°, con adatto accorgimento [1] di *qualche grado al disotto* di A_1 *con velocità di raffreddamento tanto rapida da ottenere austenite sottoraffreddata.* Lasciamo ora permanere per qualche tempo a tale temperatura questa austenite sottoraffreddata. Noteremo che essa non si trasforma *subito* in perlite, ma che occorre un certo tempo (alcuni minuti)

[1] Come vedremo meglio in seguito, detto accorgimento consiste nel trasferimento rapido dell'acciaio *austenitizzato* (e cioè riscaldato, nel nostro caso, a 780°) in un *bagno di sali* mantenuto alla temperatura desiderata.

prima che la trasformazione austenite → perlite abbia *inizio*, ed un tempo ancora maggiore prima che essa *si compia*.

Supponiamo ora di avere sottoraffreddato l'austenite di *una ventina* di gradi al disotto di A_1, per es. a ca. 700°, e di lasciarla per qualche tempo a questa temperatura. La trasformazione austenite → perlite avverrà, questa volta, in un tempo piú breve: poniamo un centinaio di secondi.

Proseguendo nell'indagine, a 600° troveremo che l'austenite del nostro campione impiega solo un secondo circa a trasformarsi. Ma poi riscontreremo che a temperature alquanto inferiori (250-300°) l'austenite torna ad essere stabile ancora per un tempo piuttosto lungo. Per finire, a 100°, e meno, il tempo durante il quale l'austenite si mantiene stabile è di nuovo brevissimo: la trasformazione si effettua pressoché all'istante.

Se riportiamo in diagramma, in ordinate le temperature e in ascisse il tempo di stabilità dell'austenite, otteniamo la prima curva a sinistra del diagramma della fig. 14 che, per la sua forma, prende il nome di « curva a S », o curva di Bain dal nome del suo scopritore, o curva « T.T.T. » (trasformazione-tempo-temperatura).

Tale curva ci dà il tempo di *inizio* della trasformazione dell'austenite alle varie temperature. Ma la trasformazione stessa si *completa* dopo tempi piú o meno lunghi a seconda delle varie temperature a cui si effettua, e ciò è appunto indicato dalla curva a destra dello stesso diagramma.

I prodotti della trasformazione dell'austenite sono, com'è intuitivo, differenti per le varie temperature a cui avviene l'*incubazione*. Subito sotto A_1 avremo, come s'è detto, perlite, ma coll'abbassarsi della temperatura le strutture di trasformazione diventano via via piú fini e piú dure: dalla perlite grossolana lamellare ($HRc \sim 5$) si passa a perlite fine, piú dura ($HRc \sim 30$). A partire dal « ginocchio » della curva a « S » e continuando ad abbassarsi la temperatura, la trasformazione a temperatura costante (o isotermica) dell'austenite dà luogo a strutture intermedie dette genericamente *bainiti* per tutte le temperature comprese fra il ginocchio della curva e il punto della martensite *Ms* (ca. 175°). Le bainiti cosí ottenute presentano strutture finissime, spesso irresolvibili al microscopio ottico e tanto piú fini e dure (HRc 42 ÷ 60 ca.) quanto piú basse sono le temperature a cui si compiono le trasformazioni isotermiche.

A partire dall'intervallo $Ms - Mf$, già definito come intervallo entro cui ha inizio e fine la trasformazione martensitica, i prodotti di trasformazione dell'austenite sono costituiti da martensite con poca austenite residua ($HRc \sim 60$), la quale, per altro, col tempo tende essa pure a

trasformarsi in costituenti piú stabili e piú duri. Finalmente, se la trasformazione si compie a M_f o a temperatura inferiore, essa è pressoché integralmente mantensitica, rapidissima e completa (*HRc* 64-65).

Nella tav. IX si osservano, in corrispondenza della curva a S, le varie strutture testè descritte. Riepilogando abbiamo: al disopra di A_1 austenite stabile, al disotto di A_1 e a sinistra della curva di sinistra di Bain, austenite instabile, a destra della curva di destra le rispettive strutture di

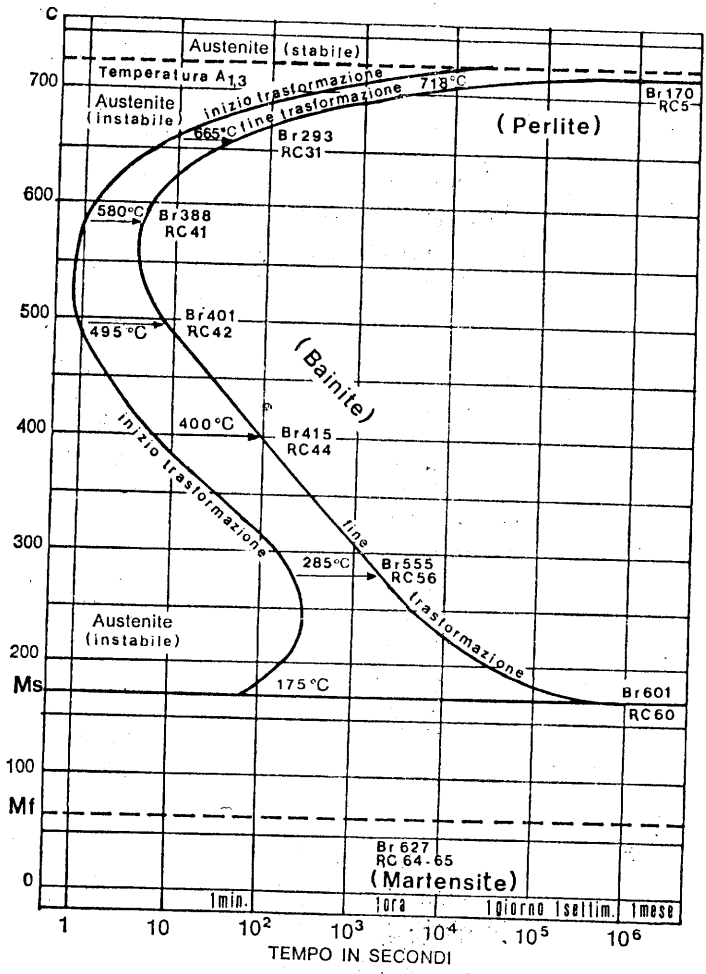

Fig. 14. – Curva schematica a « S » di Bain per un acciaio eutettoide

avvenuta trasformazione, fra le due curve strutture di trasformazione incompleta.

Le curve di Bain si costruiscono in base all'esame delle microstrutture di campioni di piccola massa, riscaldati alla temperatura di completa

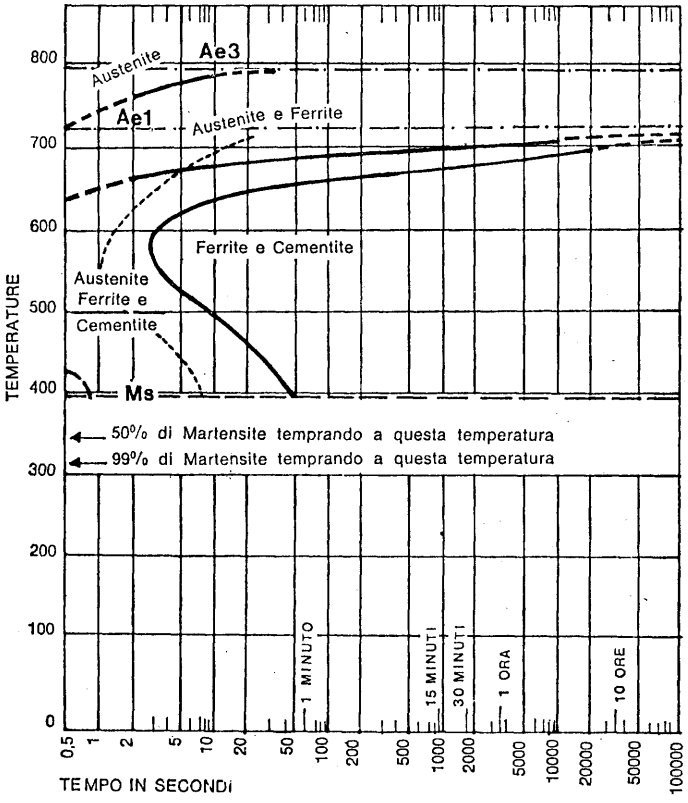

Fig. 15. - Diagramma di trasformazione isotermica di un acciaio al carbonio (0,35% C, 0,37% Mn)

austenitizzazione (curva *GS* del diagr. Fe — C), indi trasferiti il piú rapidamente possibile in un bagno di sali mantenuto alla temperatura per la quale si vuole studiare la trasformazione isotermica. In questo bagno i diversi campioni si lasciano soggiornare per tempi diversi, al termine dei quali si raffreddano repentinamente in acqua e sale a temperatura ambiente.

Per es., supponiamo di voler esaminare la trasformazione isotermica a 370° di un acciaio al carbonio eutettoide. Se un campione di questo acciaio, riscaldato a 780° (austenitizzato), venisse temprato direttamente nell'acqua salata senza passare per il bagno di sali a 370°, la sua strut-

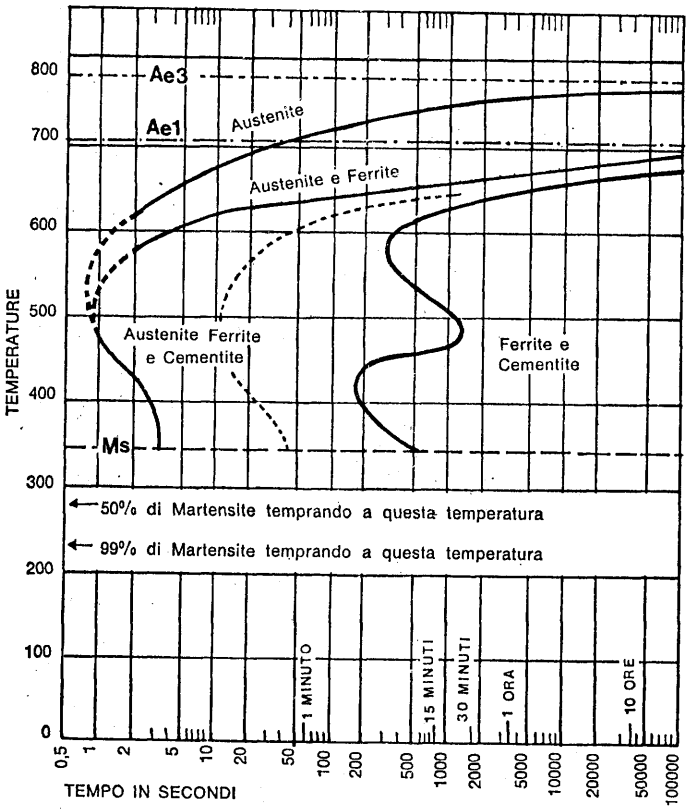

Fig. 16. – Diagramma di trasformazione isotermica di un acciaio al manganese (0,35% C, 1,85% Mn)

tura, in partenza integralmente austenitica, darebbe luogo, col raffreddamento rapido, a una struttura integralmente martensitica. Ma se il campione viene fatto soggiornare per qualche tempo nel bagno a 370°, durante la permanenza a tale temperatura costante avrà luogo la trasformazione parziale o totale dell'austenite, cosicché, dopo il raffreddamento finale, la struttura apparirà formata da martensite e da una quantità piú

o meno grande del prodotto di trasformazione. Nel nostro caso supponiamo di immergere 4 campioni austenizzati a 870° nel bagno di sali a 370° e di trattenerveli, rispettivamente, per 8″, 10″, 100″, 200″, prima di raffreddarli definitivamente in acqua e sale; osserveremo le seguenti microstrutture:

pel campione n. 1 (8″ a 370°) = 100% di mantensite (*HRc* = 65)
» » » 2 (10″ a 370°) = martensite quasi totale e tracce di bainite (*HRc* = 64)
» » » 3 (100″ a 370°) = ca. 50% di martensite e ca. 50% di bainite (*HRc* = 55)
» » » 4 (200″ a 370°) = 100% di bainite (*HRc* = 44).

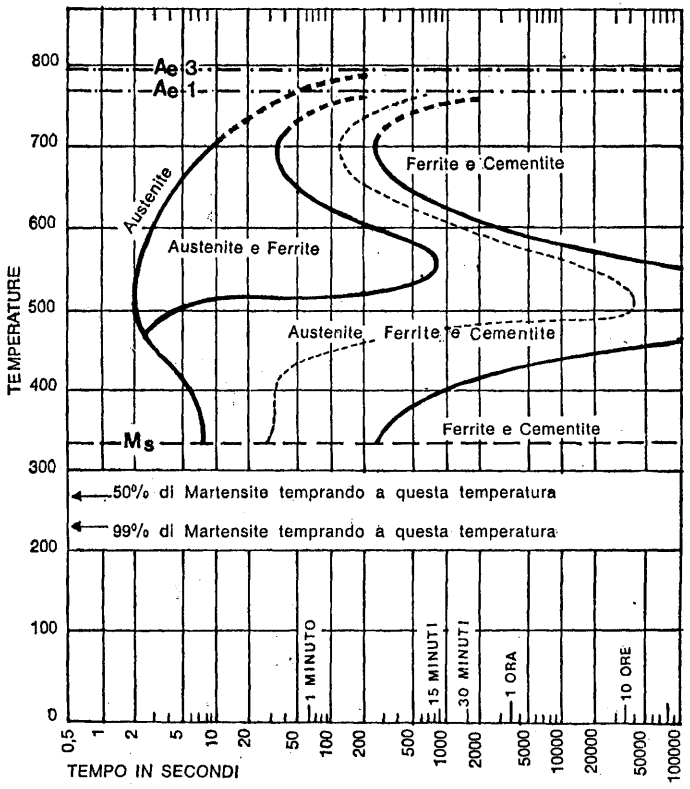

Fig. 17. – Diagramma di trasformazione isotermica di un acciaio al cromo-manganese (0,33% C, 1,97% Cr, 0,45% Mn)

Potremo quindi concludere che, in questo caso, la trasformazione isotermica a 370° ha inizio dopo ca. 10″ e termine dopo ca. 200″.

In base alle analoghe indicazioni fornite da numerose altre serie di prove consimili, si costruisce per ogni acciaio la curva a « S » di Bain.

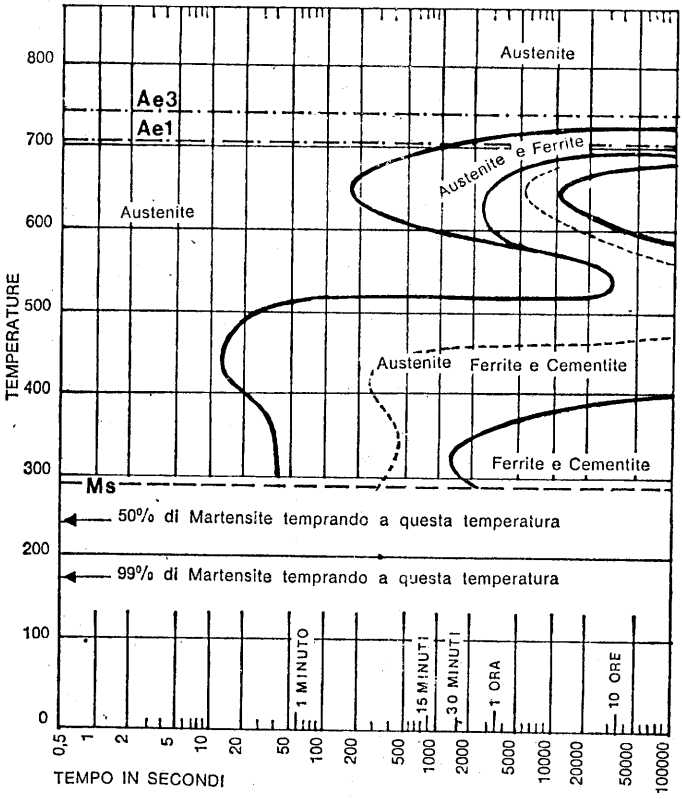

Fig. 18. – Diagramma di trasformazione isotermica di un acciaio al cromo-nichel-molibdeno (0,42% C, 0,78% Mn, 1,79% Ni, 0,80% Cr, 0,33% Mo)

La forma delle curve a « S » è fortemente influenzata dalla composizione chimica, dalle dimensioni del « grano austenitico » (p. 41) e da altri fattori. La composizione chimica, com'è evidente, è il fattore d'importanza maggiore. Basta, a questo proposito considerare i reciproci spostamenti delle curve riportate alle figg. 15, 16, 17, 18 e 19. Esse si riferiscono ad acciai a medio tenore di carbonio (0,35-0,40%) e pongono

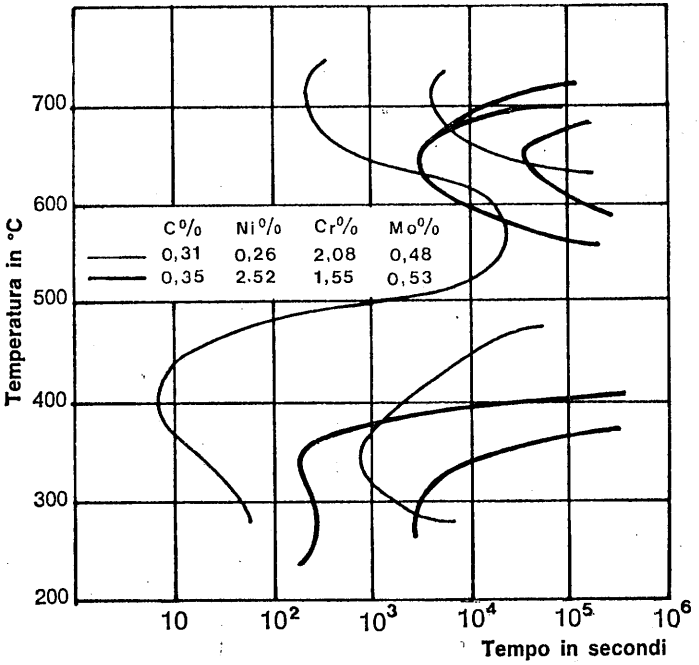

Fig. 19. – Confronto fra le curva a « S » di un acciaio al Cr-Mo e di un acciaio al Cr - Ni - Mo

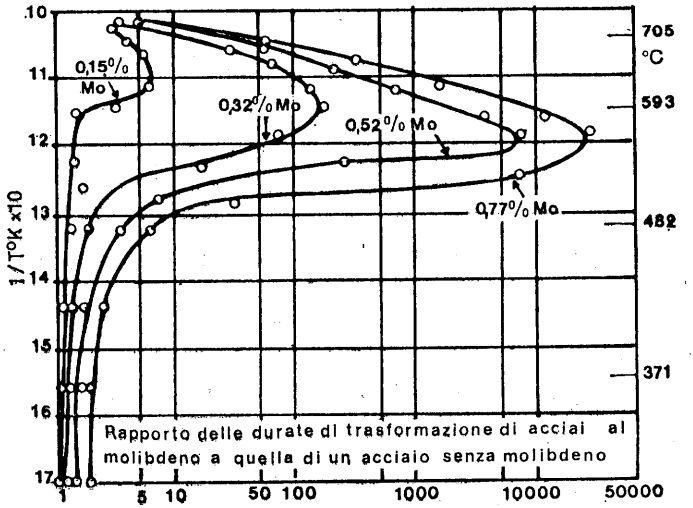

Fig. 20. – Influenza del molibdeno sulla forma delle curve a « S »

in evidenza l'influenza del manganese, del cromo, del nichel, ecc. sullo spostamento a destra delle curve a « S ». Un'azione analoga esercita il carbonio particolarmente se in presenza di elementi leganti. L'influenza del molibdeno è ancora maggiore (fig. 20).

Tutto sommato può dirsi che l'azione degli elementi alliganti sulle curve ad « S » è essenzialmente duplice, in quanto è diretta sia a ritardare l'inizio della trasformazione, che a prolungarne la durata. L'azione dei vari elementi è in certo qual modo additiva, per quanto non possano darsi per ora in questo senso che informazioni generiche.

Di grande interesse ai fini pratici è, soprattutto, la conoscenza della posizione del « ginocchio » della curva di Bain poiché da essa dipende, evidentemente, tanto la « velocità critica di tempra » (definita dalla curva tangente al ginocchio della prima curva a S) (fig. 21), quanto la « temprabilità », ossia *la facoltà di un determinato acciaio di assumere tempra in profondità*. Svilupperemo tra breve questi concetti.

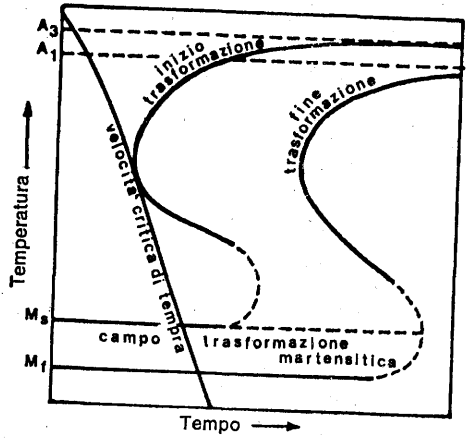

Fig. 21. – Relazione schematica fra velocità critica di tempra e curve ad « S »

Le curve a « S » sono completate con la linea M_s, inizio della trasformazione martensitica, di fondamentale importanza per l'impostazione dei trattamenti isotermici, come avremo occasione di vedere meglio in seguito.

2. Le curve a « S » in relazione con le curve di raffreddamento a velocità variabile

Le curve a « S » ottenute, come si è visto, in condizioni isotermiche sono di guida indispensabile per quei trattamenti, detti appunto isotermici perché si compiono a temperatura costante, di cui tratteremo diffusamente nel capitolo successivo.

Ma i trattamenti tradizionali di tempra e di ricottura si compiono secondo leggi di raffreddamento continuo, e per essi le curve a « S » isotermiche forniscono solo indicazioni largamente approssimate.

Si è quindi riconosciuto utile, per l'interpretazione dei trattamenti tradizionali, disporre anche delle curve a « S » ottenute in condizioni di raffreddamento continuo[1]. Queste nuove curve a « S » però possono fornire indicazioni sufficientemente precise solo quando la curva di raffreddamento dei pezzi trattati si avvicini ad una di quelle tracciate sul diagramma per l'acciaio in questione.

Le linee di raffreddamento tracciate sui diagrammi di trasformazione continua si riferiscono generalmente a saggi di forma semplice, p. es. a tondi. Naturalmente l'andamento di queste linee sarà differente a seconda del mezzo di raffreddamento, p. es. aria, olio od acqua. Nella fig. 22 sono rappresentate le leggi di raffreddamento di tondi di acciaio di diverso diametro austenitizzati e raffreddati in olio. Se queste curve di raffreddamento vengono tracciate su carta trasparente, esse si possono sovrapporre alle curva a « S » di trasformazione per raffreddamento continuo, e se ne potranno trarre utili indicazioni sulla microstruttura e durezza del pezzo in trattamento, purché la forma di questo sia tonda o assimilabile a tonda.

Un esempio gioverà a illustrare meglio questi concetti.

Innanzitutto si noterà che le curve a « S » di trasformazione per raffreddamenti continui sono spostate, rispetto a quelle isotermiche, verso tempi piú lunghi e verso temperature piú basse come mostra il diagramma schematico di fig. 23. In esso sono tracciate la curva nmP per il raffreddamento isotermico, e la curva $n'm'P'$ per il raffreddamento continuo. Quest'ultimo è tracciato per due velocità: secondo AC e secondo AB. Per la linea di raffreddamento AC l'incontro con la curva di trasformazione non avverrà in n (come avverrebbe se il raffreddamento avvenisse lungo il cammino isotermico A — 690° — n) ma piú a destra e piú in

[1] Le curve a « S » per raffreddamenti continui sono indicate anche curve « C.C.T. » (Continuous Cooling Transformation).

basso, e cioè in n' perché il saggio in esame, con il raffreddamento continuo, passa per le varie temperature, superiori ad n, alle quali l'austenite ha un periodo di incubazione maggiore. Analogamente per la curva

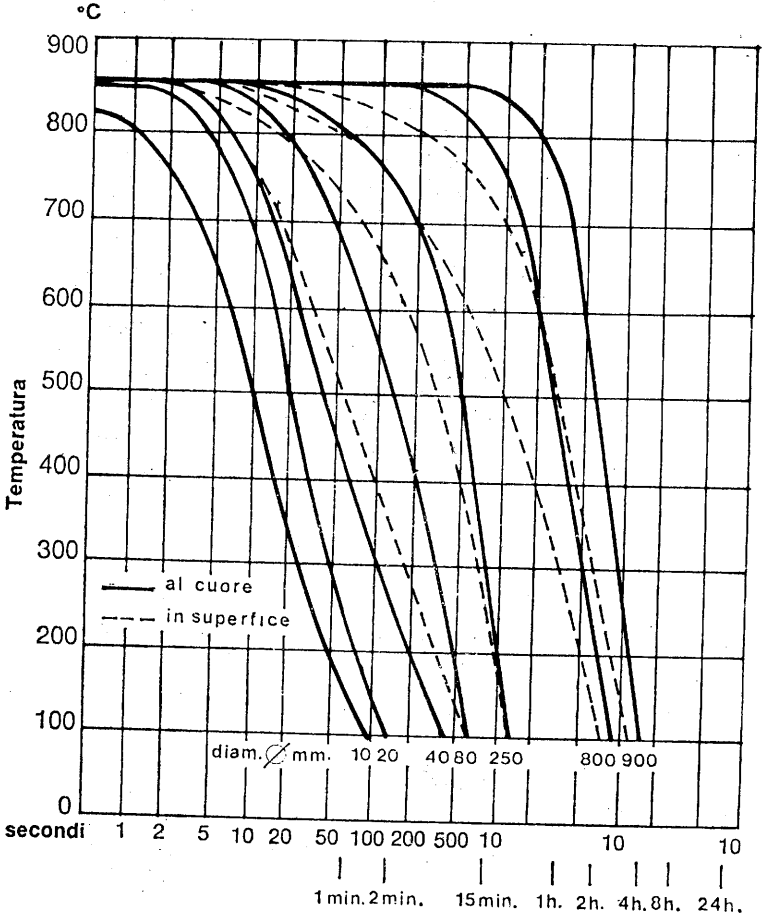

Fig. 22. – Leggi di raffreddamento di tondi di acciaio di diverso diametro, temprati in olio

di raffreddamento AB, l'inizio della trasformazione non avverrà in m (a cui si manifesterebbe in condizioni isotermiche) ma in m'.

Questo fatto ha una grande importanza pratica poiché è grazie ad esso che è possibile avere con la tempra una struttura martensitica anche

quando, secondo le curve isotermiche, il punto *P* è molto vicino all'asse delle ordinate, ciò che renderebbe necessarie velocità di raffreddamento straordinariamente elevate, impossibili ad ottenersi in pratica. Dal diagramma di fig. 23 si vede infatti che in condizioni isotermiche (punto *P*) l'austenite si trasforma a 550° in una frazione di secondo, mentre col raffreddamento continuo (punto *P'*) si hanno a disposizione oltre 10 secondi prima che si inizi la trasformazione.

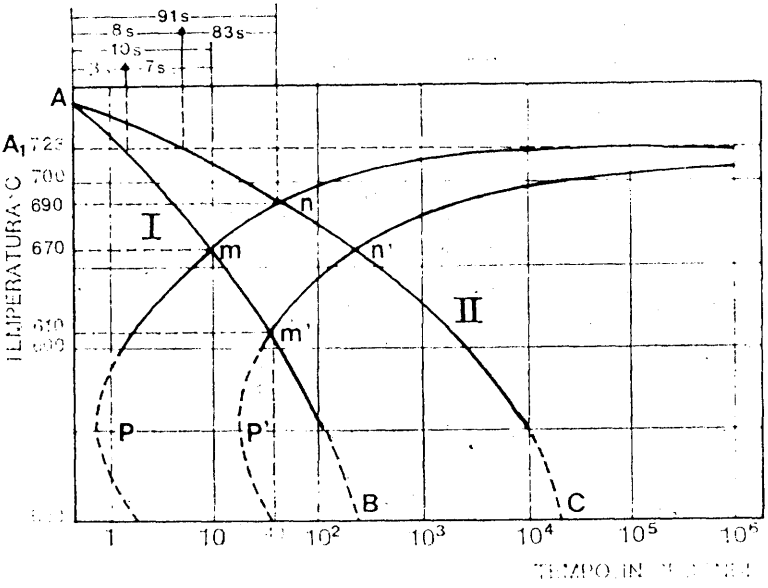

Fig. 23. – Spostamento a destra e in basso della curva a « S » per raffreddamento continuo rispetto alla curva isotermica (*Matteoli*)

Esaminiamo ora nei particolari il significato delle curve di trasformazione per raffreddamenti continui per l'acciaio da bonifica 42 MnV 7 (fig. 24). La curva di raffreddamento piú lento porta, dopo 2×10^4 secondi, a 700°, ad una separazione iniziale di ferrite. Dopo 3×10^4 secondi, a 660°, quando inizia la formazione di perlite, si è separato il 20% di ferrite; la formazione di perlite (80%) è completa dopo 4×10^4 secondi e a 640°. A questa struttura compete una durezza di 220 *HV*.

Con l'aumentare delle velocità di raffreddamento (curve contrassegnate al piede con i valori di durezza di 22 e 24 *HRc*) le temperature di inizio della separazione di ferrite e di perlite si abbassano uniforme-

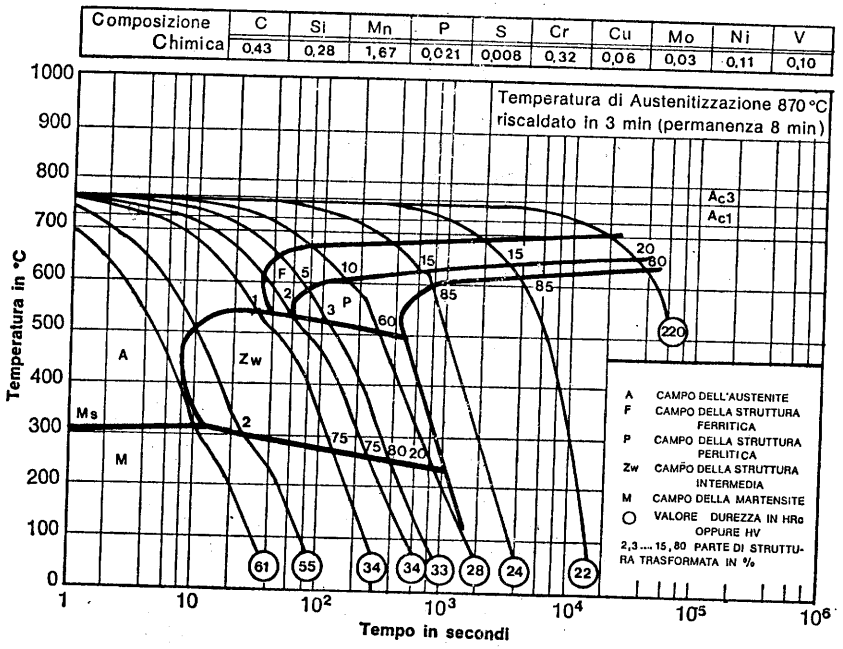

Fig. 24. – Curva a « S » per raffreddamento continuo per l'acciaio 42 Mn V 7 e sovrapposizione di alcune curve di raffreddamento (*Atlas zur Wärmebehandlung*)

mente e, contemporaneamente, diminuisce la quantità di ferrite e aumenta quella di perlite [1].

Per la 4ª curva da destra, l'andamento del raffreddamento è tale che la comparsa della ferrite avviene dopo 80 secondi a 675°, e, dopo che si è separato il 10% di ferrite, compare a 610° la perlite, di cui se ne forma circa il 60%, a ca. 510°.

A questo punto, continuando ad abbassarsi la temperatura, ha luogo la separazione della cosiddetta « struttura intermedia » della quale se ne è separato circa il 20% quando si raggiunge il punto della martensite. La quantità di austenite che rimane [2] darà luogo a martensite attraver-

[1] Naturalmente questa « perlite », man mano che quantitativamente « aumenta » rispetto alla ferrite, avrà un tenore di carbonio « minore » dello 0,83% della perlite classica ottenuta con raffreddamenti assai lenti e in condizioni di equilibrio.

[2] La quantità di austenite che rimane, risulta arricchita di carbonio per effetto delle precedenti separazioni di ferrite. Nel caso in esame, il punto *Ms* si abbassa, infatti, da 310° a 245°.

sando *Ms* e completandosi il raffreddamento fino alla temperatura ambiente. La durezza che compete a questo ciclo di raffreddamento sarà di 28 *HRc*.

Nel caso in cui il processo di raffreddamento avvenga con velocità maggiore di quella che comporta un raffreddamento a 600° in 30 secondi (p. es. secondo la terz'ultima curva da sinistra) non avverrà alcuna formazione di ferrite e di perlite, ma solo di struttura intermedia, al disotto di 550°: di questa struttura intermedia se ne formerà solo il 75%. Il rimanente 25% sarà costituito da martensite dopo l'attraversamento di *Ms* e il successivo raffreddamento completo. La durezza sale in questo caso a 34 *HRc*.

Raffreddamenti continui tali che la temperatura di 400° sia raggiunta in meno di 8 secondi sono « ipercritici » (prima curva a sinistra). Essi portano a sola martensite con durezza di 61 *HRc*.

La correlazione fra curve a « S » tracciate in condizioni isotermiche e curve tracciate per raffreddamenti continui risulta da due esempi che riportiamo per due acciai legati alle figg. 25-26 e, rispettivamente, 27-28. La prima coppia di figg. si riferisce all'acciaio con 0.37% C e 1.25% Mn; la seconda coppia all'acciaio al cromo con 0.45% C e 1% Cr. Le curve di trasformazione per raffreddamenti continui sono spostate a destra,

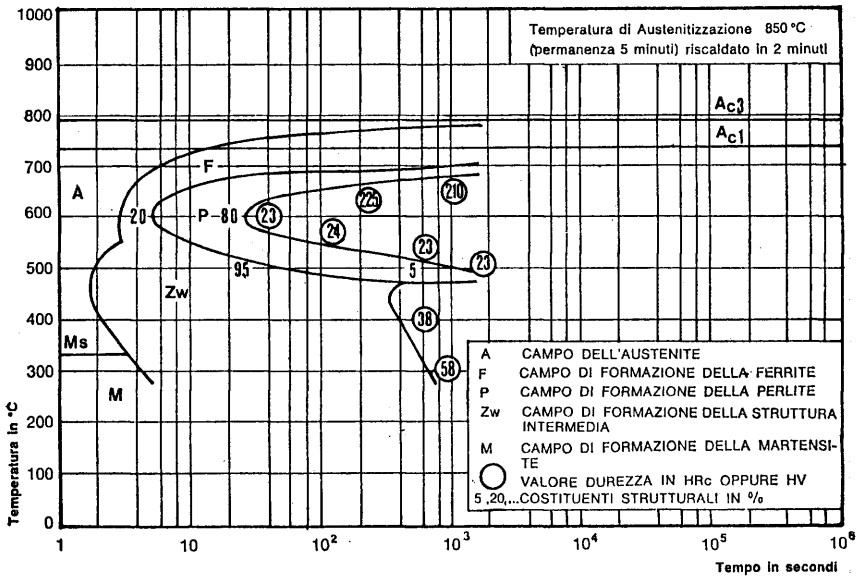

Fig. 25. – Diagramma TTT per un acciaio con 0,37% C e 1,25% Mn (*Matteoli*)

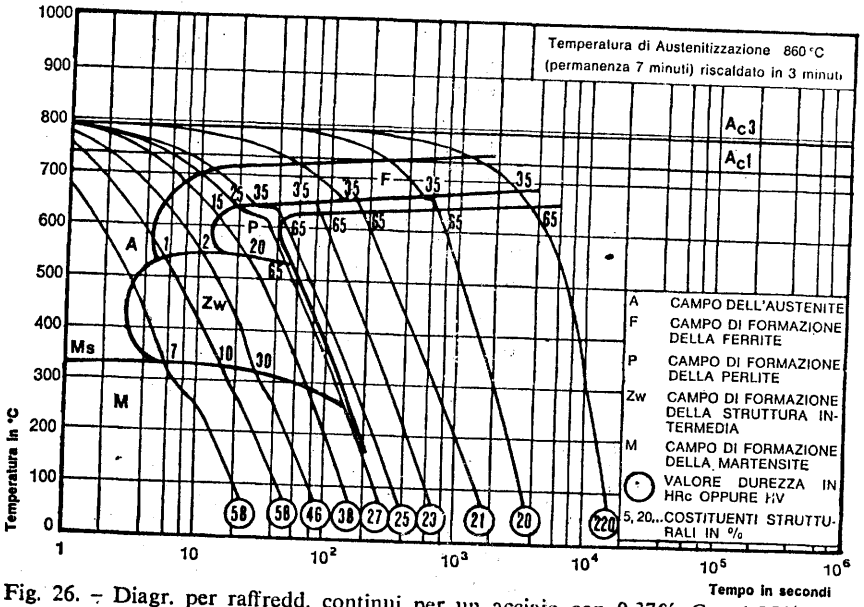

Fig. 26. – Diagr. per raffredd. continui per un acciaio con 0,37% C e 1,25% Mn (*Matteoli*)

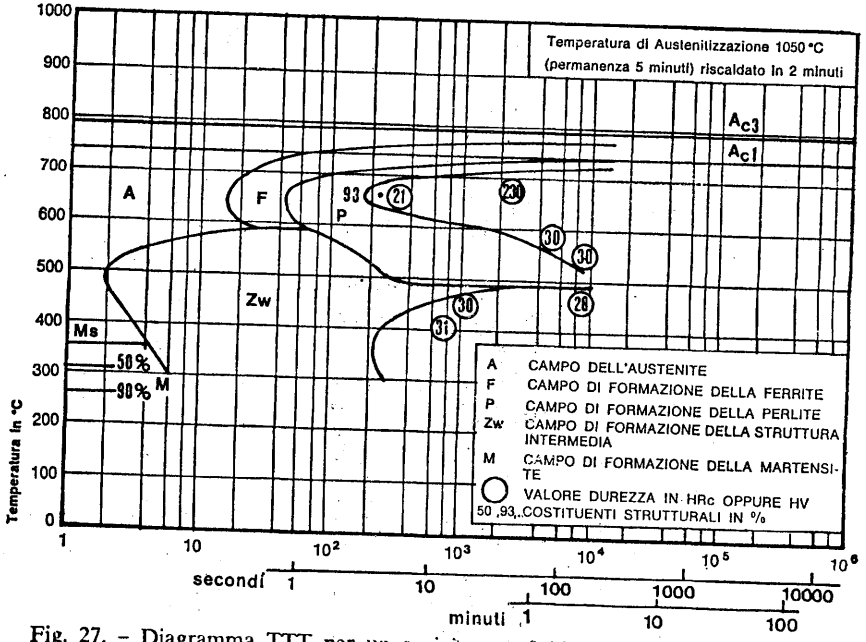

Fig. 27. – Diagramma TTT per un acciaio con 0,45% C e 1% Cr (*Matteoli*)

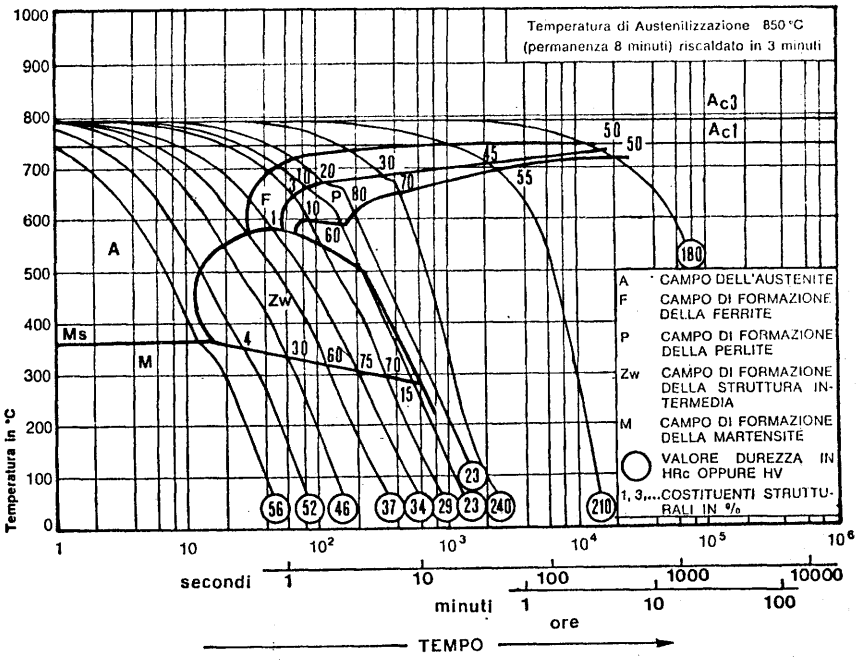

Fig. 28. – Diagr. per raffredd. continui per un acçiaio con 0,45% C e 1 % Cr (*Matteoli*)

cioè verso tempi di trasformazione piú lunghi, nei confronti di quelle del diagramma isotermico.

La sovrapposizione delle linee di raffreddamento alle curve a « S », rende ragione di anomalie ed insuccessi che talvolta si verificano nei trattamenti termici, e pei quali non si sapeva, prima della messa in evidenza di questi fenomeni, trovare una razionale spiegazione.

In fig. 29 è riportato un esempio interessante: i tratti delle due curve a « S » riportati si riferiscono al campo di trasformazione superiore di due acciai della stessa marca, l'uno « a grano fine » (n. 8-9 della scala A.S.T.M.), l'altro « a grano grosso » (n. 2-3) [1]. Sullo stesso diagramma

[1] Ogni *colata di acciaio* è caratterizzata da dimensioni particolari del *grano austenitico*. Il *grano* di un determinato acciaio dipende in prevalenza dalla natura delle materie prime impiegate, dal sistema di fabbricazione, dalla condotta della disossidazione ecc. e costituisce una caratteristica congenita di ogni colata la cui conoscenza è di grande interesse ai fini dell'esecuzione e dei risultati dei trattamenti termici. Alle *dimensioni del grano* sono infatti legate tanto la velocità critica di

sono riportate anche le curve di raffreddamento di due diversi olii da tempra del commercio. Dall'insieme si rileva che con l'olio *A* si raggiunge la velocità critica di tempra per entrambi gli acciai, mentre con l'olio *B* solo l'acciaio a grano grosso risulta temprato. In altre parole l'acciaio a grano fine esige, per temprarsi, un mezzo di raffreddamento piú rapido

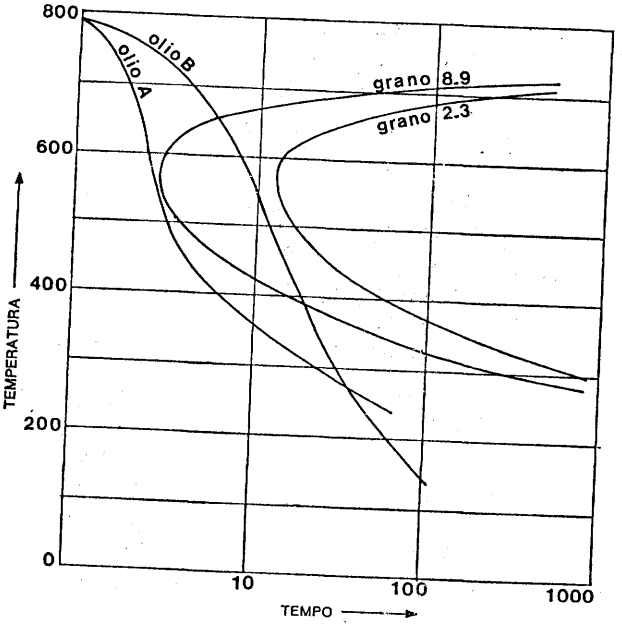

Fig. 29. – Posizione reciproca delle curve di Bain in relazione alla grossezza del grano austenitico

tempra, quanto la temprabilità poiché ad un aumento del grano si accompagna uno spostamento a destra delle curve di Bain (fig. 29).

Per la determinazione delle dimensioni del grano si può far ricorso, fra gli altri, al noto metodo di Mc Quaid Ehn che consiste nel sottoporre a cementazione in cassetta (v. av.) a ~ 930° con un cemento energico un campione dell'acciaio in esame per un tempo sufficiente affinché si formi una zona ipereutettoide di alcuni decimi di mm. Il campione si lascia raffreddare lentamente in cassetta (per facilitare il rigetto della cementite ai giunti dei grani e porre cosí questi ultimi in particolare evidenza), poi si osserva al microscopio, previa opportuna preparazione e attacco con acido picrico. La misura del grano è fatta per confronto con una serie « tipo » dell'*American Society for Testing Materials* che contempla otto diverse dimensioni del grano classificate dal n. 1 al n. 8 in ordine decrescente. La stessa classificazione è stata adottata dalla UNI (v. tabella 3245). Alla tav. X si osservano 3 microstrutture tipiche con dimensioni del « grano » diverse, accompagnate dagli « schemi » relativi (*grain size*).

(dotato cioè di un *indice di drasticità* o di *severità di tempra H* piú elevato). L'esempio mette in risalto l'importanza del mezzo temprante (nel nostro caso della qualità dell'olio), per due acciai della stessa composizione chimica ma caratterizzati da un grano austenitico diverso.

3. Relazione fra le curve di Bain, la velocità critica di raffreddamento e la « temprabilità »

La velocità critica di raffreddamento è, come si è detto, quella minima che, temprando, occorre raggiungere perché un determinato acciaio assuma una struttura integralmente martensitica, ed è ben noto che questa velocità è peculiare e caratteristica per ogni acciaio. Le curve ad « S » ci forniscono una chiara spiegazione di questo comportamento.

Si riprendano in esame le curve delle figure 15 ÷ 18. Come già venne notato, le successive aggiunte di elementi speciali determinano uno spostamento a destra del ginocchio superiore della curva di Bain, e pertanto ogni acciaio avrà una velocità critica di tempra sua propria, che sarà tanto *minore* quanto piú il ginocchio della curva di Bain è spostato verso *destra*. Negli esempi considerati, mentre per gli acciai di cui alle figure 15, 16, 17 è necessario raffreddare con velocità tale da pervenire a ~ 500°, dalle temperature di austenizzazione, in 1 ÷ 2 secondi, per l'acciaio della fig. 18 tale tempo è considerevolmente maggiore: esso è infatti dell'ordine di 10 secondi [1].

In generale la velocità critica di raffreddamento è tanto piú bassa quanto piú l'acciaio è legato, e una velocità di tempra ridotta comporta in pratica numerosi vantaggi, quali, ad es., minori distorsioni e minor pericolo di cricche, possibilità di eliminare o di ridurre le differenze di durezza che negli acciai ad alta velocità critica di raffreddamento si notano nei pezzi aventi differenti spessori, possibilità di temprare « a cuore » pezzi di dimensioni rilevanti, ecc.

L'attitudine di un determinato acciaio ad assumere tempra piú o meno profondamente determina il suo « grado di temprabilità » (o anche, semplicemente, la sua « temprabilità »).

[1] Si è veduto che, poiché con i raffreddamenti continui le curve a « S » risultano spostate piú a destra, i tempi a disposizione per il raffreddamento dalla temperatura di austenizzazione al ginocchio, sono in realtà piú elevati di quelli sopra citati indicati dalle curve a « S » isotermiche.

Risulta pertanto evidente che anche la temprabilità è legata alle curve di Bain. Infatti un pezzo di determinate dimensioni e raffreddato in un dato mezzo di tempra, si temprerà « a cuore » se le curve di raffreddamento della superficie e del cuore saranno *entrambe* situate a sinistra del ginocchio della curva a « S ». Non si avrà invece tempra a cuore se la curva del raffreddamento del cuore stesso intersecherà la curva a « S », e la penetrazione di tempra sarà tanto meno profonda quanto piú detta curva di raffreddamento risulterà spostata a destra rispetto al ginocchio.

La temprabilità è legata anche alla « grossezza del grano »: a grano piú grosso corrisponde una penetrazione di tempra maggiore e viceversa (v. tavole da XI a XVI). Anche questo comportamento è spiegato dal diagramma di Bain e precisamente dalla fig. 29 alla quale abbiamo già avuto occasione di riferirci. Infatti, a grano piú grosso corrisponde, nel diagramma di Bain, una curva spostata piú a destra, e quindi una velocità critica di raffreddamento minore e una temprabilità maggiore.

4. Determinazione della « temprabilità »

La misura della temprabilità degli acciai ha assunto in questi ultimi anni una grande importanza, al punto da costituire una modalità di collaudo ed una caratteristica commerciale di interesse non inferiore alla composizione chimica ed alle caratteristiche meccaniche. Si può anzi senz'altro asserire che composizione e caratteristiche non hanno che un significato parziale e largamente incompleto se non sono accompagnate da indicazioni che, direttamente o indirettamente, rendano edotto il consumatore del grado di temprabilità dell'acciaio ch'egli si accinge ad impiegare, poiché è chiaro che due acciai della stessa composizione chimica commerciale (per es. appartenenti a due colate diverse della stessa marca) possono avere caratteristiche meccaniche differenti se diversa è la loro temprabilità.

I metallografi si sono pertanto giustamente preoccupati di approfondire lo studio della temprabilità e di rendere questa grandezza *misurabile* con prove tecnologiche differenziative, od altrimenti apprezzabile attraverso un'indagine grafica; ed a questo proposito occorre citare in primo luogo il Grossmann e collaboratori, e successivamente il Jominy e collaboratori, che ci hanno fornito larga messe di nozioni e di dati di grande interesse pratico, e che merita conto di riferire per sommi capi.

Le indagini sulla temprabilità portano o alla determinazione di gran-

dezze caratteristiche (il cosí detto *diametro ideale*), o alla definizione del tracciato della *curva Jominy*, dedotta dalla prova omonima.

Diametro critico D_c *e diametro ideale* D_i. – Se tempriamo una barra di acciaio di opportune dimensioni e ne osserviamo al microscopio una sezione retta attaccata con opportuno reattivo, notiamo all'esterno una zona anulare piú o meno estesa completamente temprata a struttura martensitica e quindi della massima durezza.

Proseguendo nell'osservazione microscopica verso l'interno, la quantità di martensite diminuisce mentre aumentano i costituenti intermedi e la perlite. Si arriverà evidentemente ad un punto in cui si avrà: 50% di martensite e 50% di costituenti intermedi e perlite.

A questo punto compete una certa durezza che *per definizione* viene chiamata *durezza critica*, probabilmente perché, procedendo sempre piú verso l'interno, superato questo punto la durezza discende con maggior rapidità che durante il primo tratto della curva (fig. 30).

Il diametro che corrisponde al punto in cui si rileva la durezza critica viene indicata con D_u (dall'inglese « unquenched » = non temprato). Esso corrisponde, con buona approssimazione, al diametro di quella zona della sezione retta levigata e attaccata con acido cloridrico al 50%, che

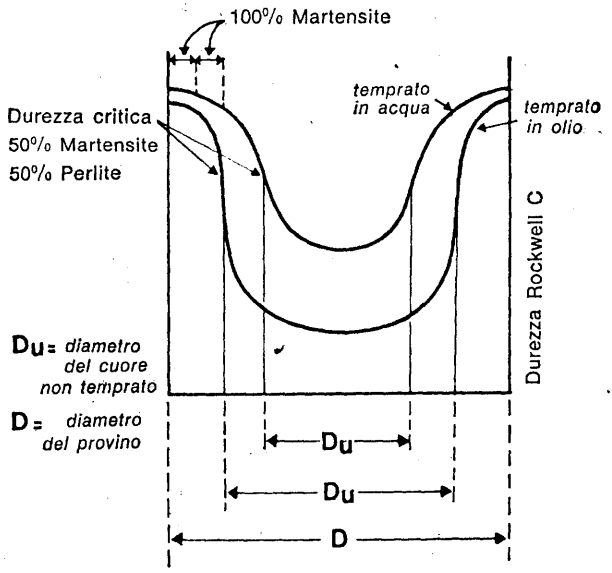

Fig. 30. – Andamento della durezza lungo il diametro di una sezione retta di un tondo temprato in acqua ed in olio

si presenta scura. Infatti la perlite e le zone ricche in perlite vengono inscurite, mentre la martensite e le zone ricche in martensite restano piú chiare (tavole XII, XIV e XVI).

Se costruiamo ora un diagramma in cui siano riportati in ascisse i diametri originali D dei tondi degli acciai in esperimento e in ordinate i valori dei corrispondenti rapporti $\frac{D_u}{D}$, il valore $\frac{D_u}{D} = 1$ ($D_u = D$) corrisponderà ad un tondo di diametro tale da risultare « non temprato »[1], mentre il valore $\frac{D}{D} = 0$ ($D_u = 0$) si avrà per quel tondo che assume « tempra completa a cuore » (fig. 31). A questo diametro particolare si dà il nome di *diametro critico* e lo si indica con D_c[2]. Se costruiamo l'anzi-

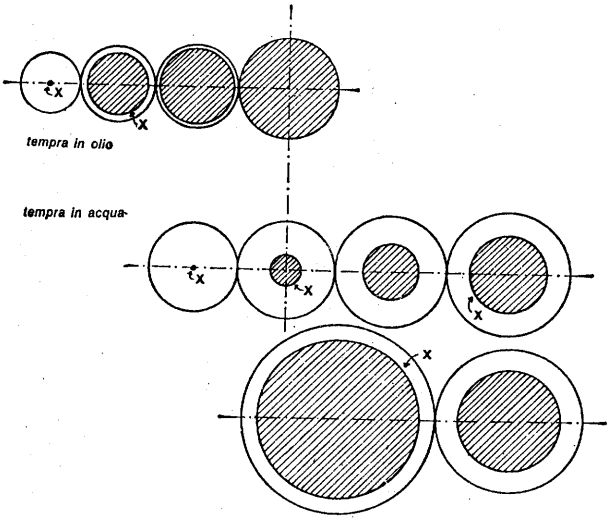

Fig. 31. – Rappresentazione schematica della penetrazione della tempra in due serie di tondi di acciaio di diametro crescente temprati in olio e in acqua

[1] Si ponga sufficiente attenzione al fatto che viene definito *non temprato* quel tondo di acciaio che, in realtà, è – per definizione – alla superficie temprato a metà (50% martensite + 50% struttura intermedia e perlite).

[2] Piú precisamente, il diametro *Dc* corrisponderà a quel tondo che assumerà all'esterno tempra completa, mentre al centro, considerato come punto matematico, si avrà: 50% martensite ÷ 50% costituenti intermedi e perlite.

detto diagramma in base ad almeno quattro punti (fig. 32) scegliendo di preferenza i diametri delle barre in modo che i punti stessi cadano nel tratto ripido della curva, otterremo con sufficiente precisione il diametro critico D_c come punto di incontro della curva stessa con l'asse delle ascisse. Nella fig. 32 sono state tracciate due di tali curve che si riferiscono all'acciaio SAE 3140 (C 0,38-0,43; Mn 0,70-0,90; Ni 1,10-1,40; Cr 0,50-0,75) per cui si ha:

per la tempra in acqua $D_c = 46$ mm
» » » » olio $D_c = 32$ » .

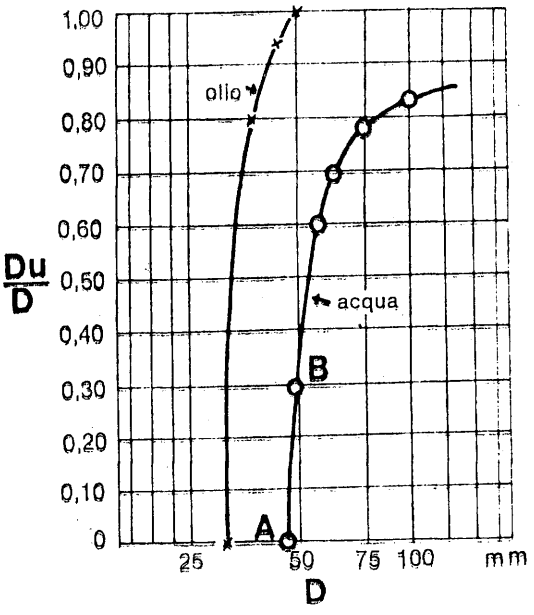

Fig. 32. - Determinazione grafica del diametro critico D_c in funzione di D_u (diametro del tondo non temprato) e del diametro d'origine

Dall'esempio sopra riportato risulta chiaramente che la *pendenza* delle curve ottenute è un indice della *severità* della tempra: come si vede, al mezzo di tempra *meno* energico corrisponde una curva *più* ripida. Ogni mezzo di tempra è caratterizzato da un particolare *indice di severità H*. Stabilito per l'acqua ferma l'indice $H = 1$, ne è risultata (Grossmann)

la seguente scala di valori, puramente relativi, degli indici di severità di altri mezzi diversi dall'acqua:

Indici di severità H	*Mezzi tempranti*
~ 0,20	olio fermo
» 0,35	olio moderatamente agitato
» 0,50	olio notevolmente agitato
» 0,70	olio fortemente agitato
» 1,00	acqua ferma
» 1,50	acqua fortemente agitata
» 2,00	acqua e sale, calma
» 5,00	acque e sale, fortem. agitata
» ∞	ideale

L'indice di severità di tempra (*H*) è legato al diametro del tondo ed al rapporto $\frac{D_u}{D}$ da curve simili alle precedenti tracciate dal Grossmann e che servono appunto, noto il diametro critico D_c, a trovare l'indice di severità del mezzo in cui si tempra. Queste curve (fig. 33) riportano in ascisse il prodotto HD e in ordinate il solito rapporto $\frac{D_u}{D}$.

Le *curve di Grossmann* (fig. 33) possono, come si è detto servire a *determinare un H ignoto* quando si disponga di almeno 3 tondi dello stesso acciaio per il quale è stato possibile tracciare la curva $D - \frac{D_u}{D}$. Per

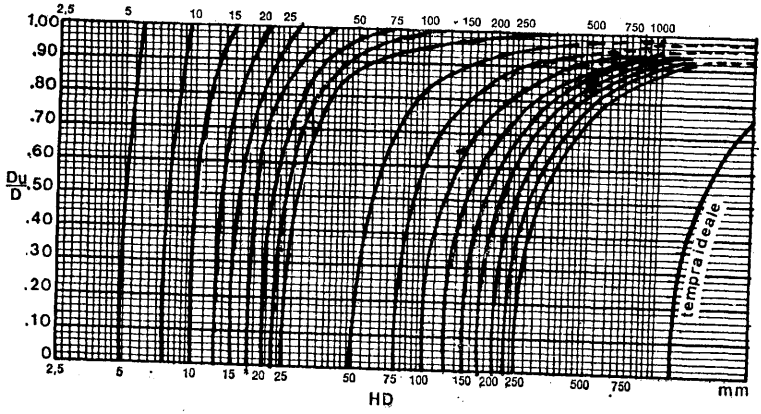

Fig. 33. – Curve di Grossmann per la determinazione dell'indice di severità di tempra *H* (diagrammi $\frac{D_u}{D}$ - *HD*)

→ relative all'acciaio SAE 3140

questo basta sovrapporre alle curve di Grossmann un foglio di carta trasparente sul quale sia disegnata la curva $D - \frac{D_u}{D}$ relativa al mezzo di tempra di cui si vuol determinare H, e portare questa a combaciare, o quasi, con una delle curve del fascio di Grossmann: si potrà leggere il valore di HD che corrisponde al piede della curva scelta. Questo valore, diviso per il diametro critico per quel mezzo di tempra (trovato sperimentalmente nel modo che s'è visto) darà il valore di H, o indice di severità di quel mezzo. Così, riprendendo l'esempio di fig. 32, notiamo che le due curve tracciate per la tempra in olio e in acqua coincidono con le curve che hanno come valore del prodotto HD rispettivamente 13 e 67; per cui dividendo questi valori per i diametri critici 32 e 46 già trovati avremo per l'olio un indice di severità di 0,41 e per l'acqua di 1,4.

Il Grossmann ha esteso il concetto del *diametro critico* a quello di *diametro ideale* D_1 che può essere definito come quel diametro critico corrispondente ad un mezzo di tempra di *severità infinita*; in altre parole $D_1 = D_c$ quando $H = \infty$. La tempra ideale, rappresentata dall'ultima curva a destra del fascio di Grossmann, è quella per cui la temperatura della superficie esterna del pezzo in tempra si abbassa *istantaneamente* fino a quella del mezzo di tempra.

Il diametro ideale D_1 assume pertanto il valore di un indice caratteristico della temprabilità di un acciaio riferito ad un mezzo di tempra ideale della massima severità possibile.

Per rilevarlo graficamente si ricorre ad un altro diagramma, pure di Grossmann, che lega appunto D_1 con D_c per i vari mezzi di tempra con indici di temprabilità differenti (fig. 34). Noto D_c col metodo sperimentale illustrato in fig. 32 e noto H dal diagramma della fig. 33 si risale a D_1 tracciando una parallela alle ascisse passante per D_c noto fino ad incontrare la curva di H noto. Dal punto d'incontro si abbassa una perpendicolare alle ascisse e si legge su queste il valore di D_1 cercato. Per completare l'esempio numerico già dato si avrà:

per la tempra in acqua: $D_c = 46$ $H = 1{,}4$ da cui si ricava $D_1 = 64{,}5$ mm.
per la tempra in olio: $D_c = 32$ $H = 0{,}41$ da cui si ricava $D_1 = 67{,}5$ mm.

I due valori 64,5 e 67,5 si possono considerare praticamente uguali. Infatti il diametro D_1 deve risultare praticamente sempre lo stesso qualunque sia il mezzo di tempra impiegato per determinarlo. I valori 64,5 e 67,5 (in media 66) costituiscono un *indice assoluto di temprabilità* dell'acciaio preso in esame.

La prova di Jominy. – La prova piú convincente e diffusa per la misura della temprabilità è oggi quella di Jominy [1] che consiste nel raffreddare con un getto d'acqua l'estremità di una barra dell'acciaio in esame del diametro di mm 25, lunga mm 100, riscaldata al disopra del punto Ac_3. La barra viene ricavata fucinando l'acciaio in esame a tondo del diametro di 32 mm, normalizzando il fucinato, indi finendolo all'utensile alle dimensioni indicate. La barra viene riscaldata per la tempra (austenitizzata) circa 40° al disopra di Ac_3 (30′ a temperatura) adeguatamente protetta dall'ossidazione durante il riscaldo.

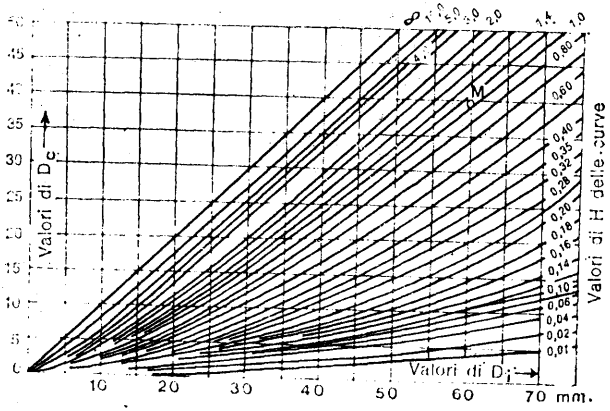

Fig. 34. – Curve di Grossmann: diagrammi D_c - D_1 per diversi valori di H

L'attrezzatura per la tempra è disposta in modo che un getto d'acqua a 5° ÷ 30° vada a colpire l'estremità inferiore del campione (tav. XVII, fig. *a*). L'ugello ha un diametro di mm 12,5 e la pressione dell'acqua dev'essere tale che il getto salga, quando il campione di prova non è montato sul supporto, ad un'altezza di 65 mm.

Per l'esecuzione della prova si chiude il getto, si colloca rapidamente il campione sul suo supporto, naturalmente già predisposto in modo che l'estremità inferiore del campione risulti a 12,5 mm dal foro d'uscita dell'acqua, e si apre rapidamente il getto. Si attendono almeno 10′ indi si completa il raffreddamento del campione in acqua. Si rettifica la barra per tutta la sua lunghezza su due facce opposte, raffreddando opportunamente, per una profondità di mm 0,4 e si effettuano lungo tutta la barra

[1] V. tabella UNSIDER-UNI 3150, giugno 1951, in revisione (prog. n. 715/VI, settembre 1970).

dei saggi Rockwell ad intervalli di mm 1, 1,5, 2 l'uno dall'altro. Le durezze ottenute vengono riportate in un diagramma « durezza Rockwell » (in ordinate) e « distanza dall'estremità temprata » (in ascisse), che costituisce la « curva di temprabilità » per l'acciaio in esame. Infatti il campione è assoggettato, durante la prova, per tutta la sua lunghezza a ve-

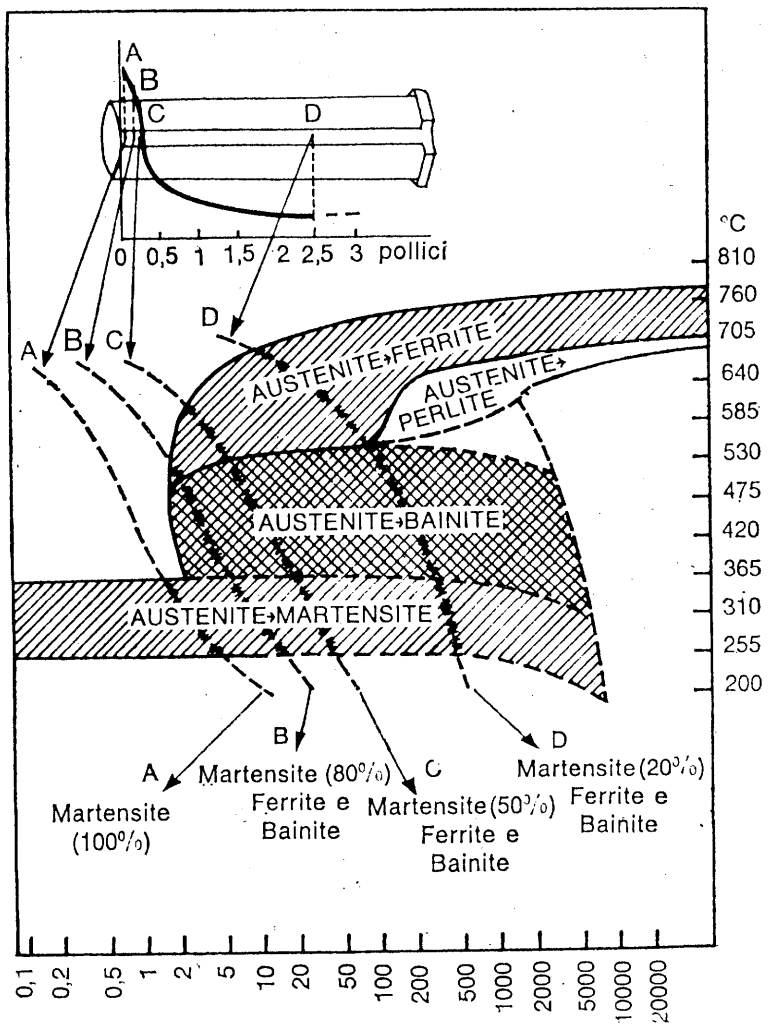

Fig. 35. – Correlazione fra curve di raffreddamento e diagramma di Bain per 4 punti della provetta Jominy

locità di raffreddamento varianti in modo continuo dall'estremità raffreddata in acqua a tutta tempra, all'estremità opposta raffreddata in aria. È chiaro che la maggiore o minore estensione della zona indurita sta ad indicare una maggiore o minore temprabilità.

Il diagramma delle durezze assume la forma disegnata in fig. 35, in alto, che si riferisce all'acciaio SAE 8630 [1]. Nella stessa figura sono tracciate anche le curve di raffreddamento corrispondenti a 4 punti della provetta di Jominy scelti, i primi 3 nel primo mezzo centimetro della provetta (partendo, s'intende, dall'estremità temprata), il 4° a circa 6 cm. Le rispettive strutture dei 4 punti considerati sono indicate a piè della figura. La curva corrispondente al punto *A* sta ad indicare una velocità di raffreddamento superiore a quella critica, cosicché ne risulta una struttura integralmente martensitica, mentre le curve di raffreddamento *B*, *C* e *D* originano, in relazione ai campi strutturali che attraversano, strutture miste di martensite, ferrite e bainite in proporzioni diverse.

5. Bande di temprabilità e loro applicazioni

Per ogni colata di un determinato tipo di acciaio, in base ai risultati del metodo di Jominy, si può dunque tracciare la curva della temprabilità, ed è intuitivo che la temprabilità del « tipo » di acciaio considerato potrà essere racchiusa in un campo delimitato da due curve, una di minimo e una di massimo della temprabilità stessa, che viene denominato appunto « banda di temprabilità » (fig. 36).

Le bande di temprabilità sono tracciate in base ai dati forniti da centinaia di colate di uno stesso « tipo » di acciaio.

Gli acciai che rispondono al requisito della *temprabilità controllata*, vale a dire quelli che sono compresi nella rispettiva banda di temprabilità, si indicano commercialmente con l'appellativo di *acciai H* (*H*, iniziale della parola inglese *Hardenability* = temprabilità).

Alla fig. 37 sono riportate le curve del minimo della temprabilità dello stesso acciaio di cui alla fig. 36 (famiglia 8700) per tenori di carbonio, rispettivamente, di 0,20, 0,35, 0,40, 0,45, 0,50%; e alla fig. 38 le analoghe curve per gli acciai della famiglia 4100.

[1] (C 0.30 - Mn 0.80 - Ni 0.60 - Cr 4.50 - Mo 0.20).

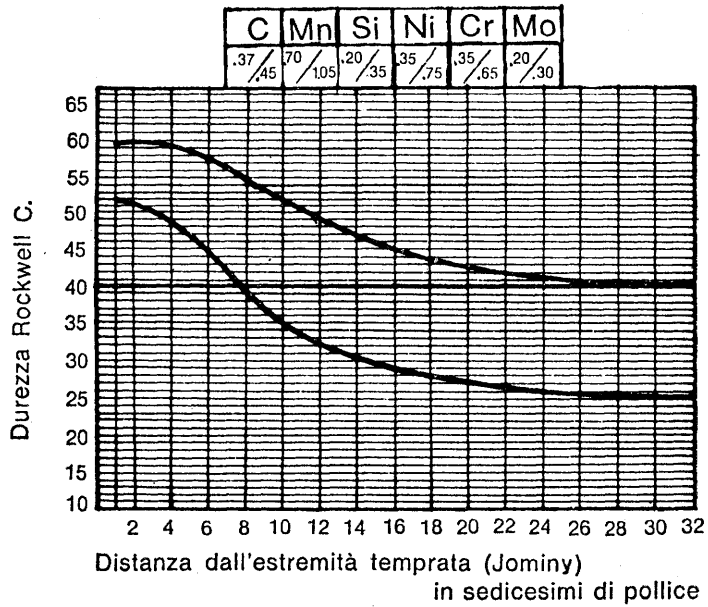

Fig. 36. – Banda di temprabilità per l'acciaio SAE 8740 *H* (C 0,40 - Mn 0,70 - Cr 0,50 - Ni 0,60 - Mo 0,25)

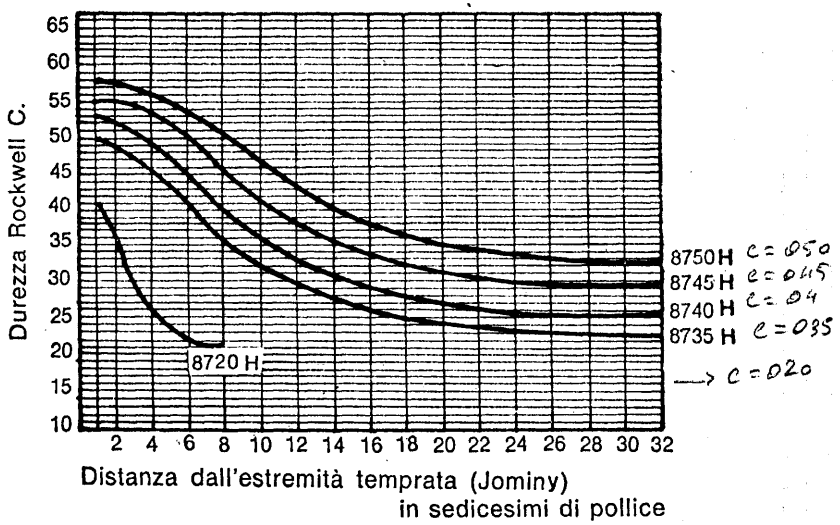

Fig. 37. – Curve del « minimo » delle bande di temprabilità relative agli acciai SAE 8700 *H* (C... - Mn 0,80 - Cr 0,50 - Ni 0,60 - Mo 0,25)

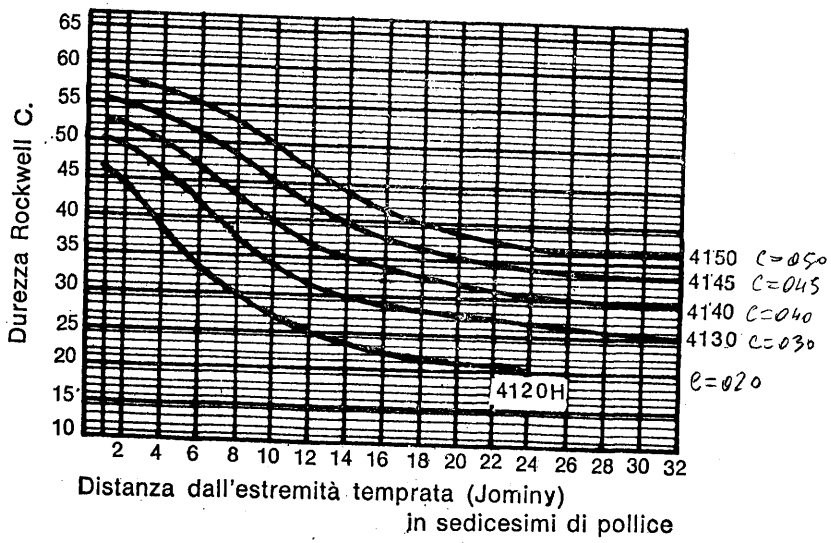

Fig. 38. - Curve del « minimo » delle bande di temprabilità relative agli acciai SAE 4100 *H* (C... - Mn 0,80 - Cr 1,00 - Mo 0,25)

Per l'interesse pratico che presentano, dobbiamo segnalare anche i fasci delle curve di *Lamont*, che mettono in relazione la « distanza dall'estremità temprata » del provino Jominy col « diametro della barra tonda corrispondente ». Le curve di Lamont che compongono ogni fascio si riferiscono ai diversi indici di severità di tempra quali risultano dalla tabella a pag. 48.

Della « barra tonda di diametro corrispondente » si considera *il punto centrale* (per cui è $\frac{D_u}{D} = 0$, o $\frac{r}{R} = 0$) (fig. 39); oppure i punti situati a $\frac{1}{10}$ del raggio dal centro $\left(\frac{D_u}{D} = 0{,}1\right)$, a $\frac{2}{10}, \frac{3}{10} \ldots \frac{5}{10}$ $\left(\frac{D_u}{D} = 0{,}5\right)$ (fig. 40), fino a $\frac{9}{10}$ del raggio $\left(\frac{D_u}{D} = 0{,}9\right)$ (fig. 41).

La fig. 39 ci dice che la temprabilità, e quindi le corrispondenti durezze e strutture, che per un dato acciaio si riscontrano, poniamo, a distanza di 1″ del provino di Jominy, si ritrovano anche al centro di un tondo di 3″, temprato in un mezzo avente indice di severità 0,50. E viceversa, un tondo di 4″ temprato in acqua fortemente agitata (indice di se-

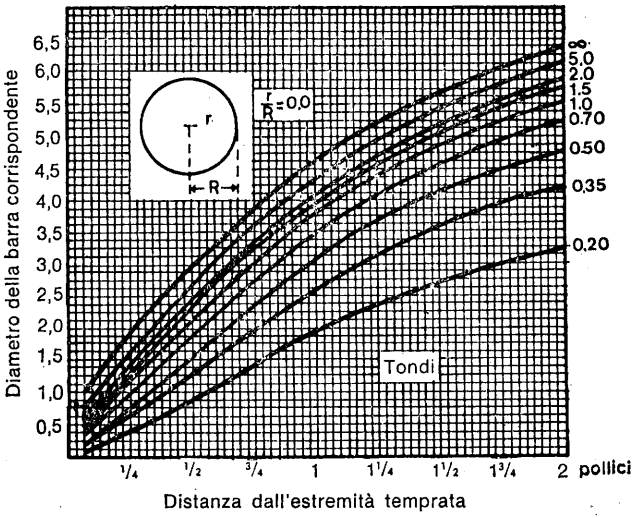

Fig. 39. – Curve di Lamont: correlazione fra « distanza dall'estremità temprata » nella provetta Jominy e « diametro del tondo corrispondente » che presenta eguale temprabilità *al centro*

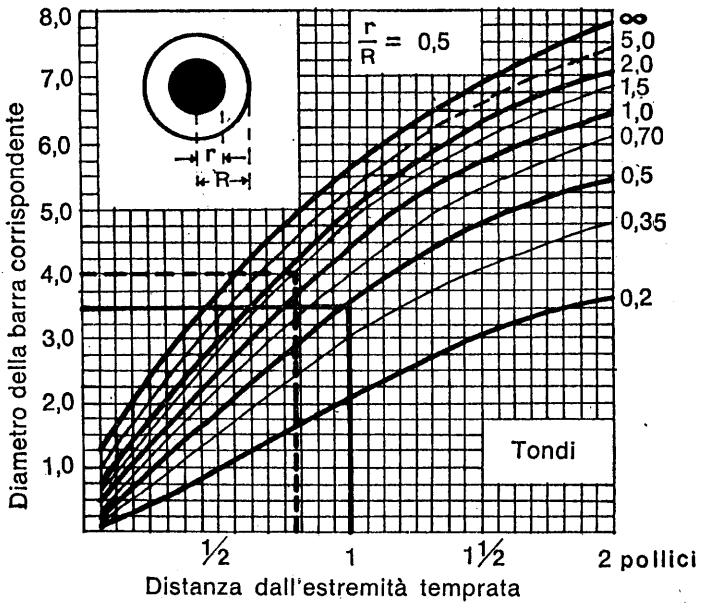

Fig. 40. – Curve di Lamont: correlazione fra « distanza dall'estremità temprata » nella provetta Jominy e « diametro del tondo corrispondente » che presenta eguale temprabilità *a metà raggio*

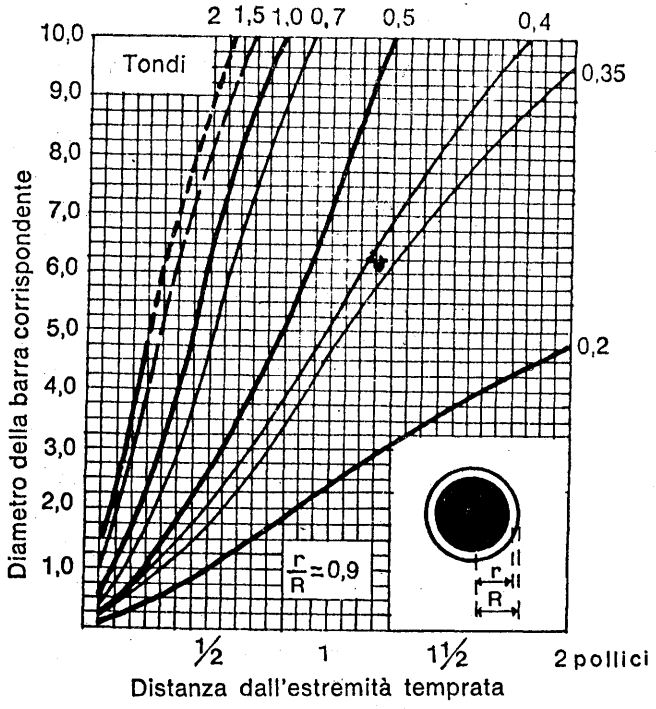

Fig. 41. – Curve di Lamont: correlazione fra « distanza dall'estremità temprata » nella provetta Jominy e « diametro del tondo corrispondente » che presenta eguale temprabilità $a \frac{9}{10}$ *del raggio (dal centro)*

verità 1,5) assumerà al centro struttura e durezza corrispondenti al punto 1″ del provino di Jominy.

Si consideri ora il fascio di curve corrispondenti ad un tondo temprato per cui si abbia $\frac{D_u}{D} = 0{,}5$ (fig. 40). Il tondo corrispondente al punto 1″ del provino di Jominy è quello, per il mezzo avente indice di severità di 0,5, di pollici 3½. Viceversa, un tondo di 4″ temprato in acqua fortemente agitata ($H = 1{,}5$) assumerà a metà raggio durezze e caratteristiche del punto $\frac{13''}{16}$ del provino Jominy.

Infine per il fascio della fig. 41 $\left(\frac{D_u}{D} = 0{,}9\right)$ si avrà che, per $H = 0{,}5$, il tondo corrispondente a 1″ del provino Jominy è di circa 7″ di diametro, e che per $H = 1{,}5$ le caratteristiche del tondo da 4″ sono quelle del punto $\frac{4''}{16}$ del provino Jominy.

Da queste curve e da quelle di Jominy (curve del minimo delle « bande di temprabilità ») si possono ricavare dati di grande interesse pratico: si desideri, ad esempio, avere una durezza di 45 *HRc* a metà raggio di un tondo da 1″ temprato in olio non agitato ($H = 0{,}2$). Quale acciaio si dovrà impiegare? Dai diagrammi di Lamont $\frac{D_u}{D} = 0{,}5$ (fig. 40) si ha che, per $H = 0{,}2$, al tondo da 1 pollice corrisponde una « distanza » del provino Jominy di ½″. Si esaminano ora le curve di Jominy (figg. 37 e 38) per cercare a quale acciaio corrisponde la condizione: 45 *HRc* a ½″. Dai diagrammi da noi riportati risulta che la condizione di cui sopra è verificata per gli acciai 8745 *H* (fig. 37) e 4142 *H* (intermedio fra il 4140 *H* e il 4145 *H* di fig. 38) che rappresentano la soluzione cercata.

Infine vogliamo ricordare come sia possibile risalire, dalle curve di Jominy e di Lamont, alle note *curve di durezza* o *curve ad U* che ci dànno i valori della durezza al cuore e nelle posizioni intermedie di tondi di vari diametri temprati in mezzi di noto indice di drasticità.

Si voglia, ad es., conoscere la curva a « U » di un tondo di acciaio 35 *NiCr* 9 del diametro di 120 mm temprato in olio in movimento con indice di drasticità 0,4. Si consideri la fig. 42 in cui sono sovrapposte la banda Jominy e le curve di Lamont relative alla superficie, al centro e a due punti intermedi dei tondi il cui diametro è indicato in ordinate (a destra). Per il tondo ∅ 120 di cui vogliamo costruire la curva a U si avrà: in superficie la durezza corrispondente alla distanza Jominy 19 mm, e questa durezza, come indicato dalla banda, andrà da un minimo di 42 *HRc* (curva limite inferiore della banda), ad un massimo di 55 *HRc* (curva limite superiore della banda); al centro del ∅ 120, si avrà, analogamente, la durezza che compete alla distanza Jominy 58 mm, ossia, risalendo alla banda Jominy, un valore minimo di 35 *HRc* ed un massimo di 43 *HRc*; analogamente si procede per avere i valori intermedi, nel nostro caso corrispondenti a 0,5 *R* (metà raggio) e 0,8 *R*. Si avranno così i punti sufficienti per tracciare la curva ad U di temprabilità minima e quella di temprabilità massima dal ∅ 120 dell'acciaio 35 *NiCr* 9 temprato in olio di severità 0,4 (fig. 43).

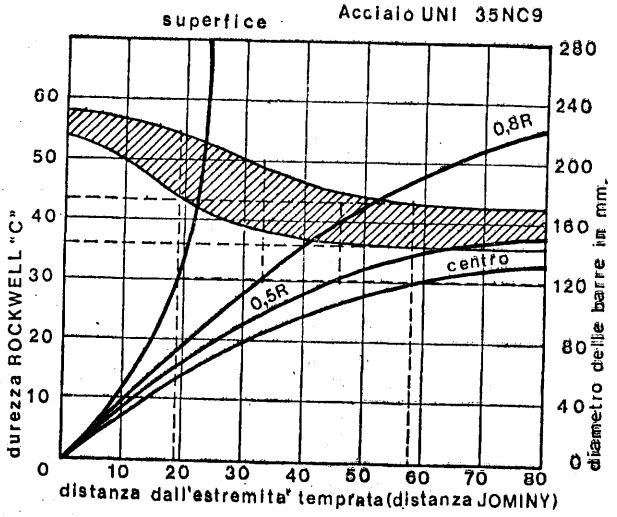

Fig. 42. - Sovrapposizione della banda Jominy e delle curve di Lamont per un acciaio 35 Ni Cr 9 (*Peviani*)

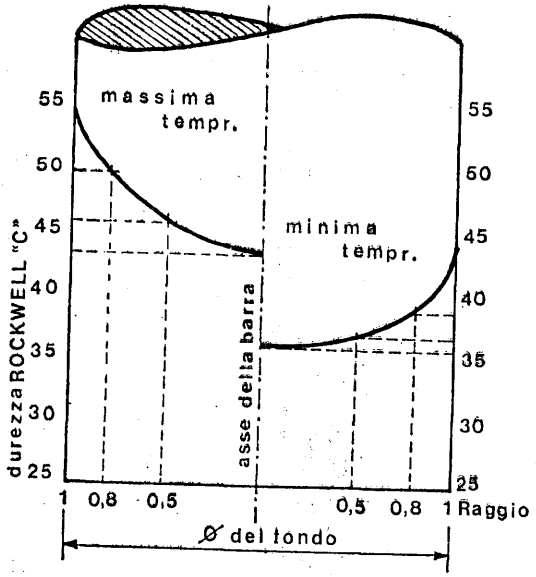

Fig. 43. - Curve ad « U » di temprabilità massima e minima per un Ø 120 di acciaio 35 NiCr 9 (ricavata dalla Fig. 42) (*Peviani*)

Gli esempi si possono moltiplicare. Riportiamo le analoghe curve sovrapposte di Jominy e di Lamont per l'acciaio C 50 (fig. 44) e le ricavate curve ad « U » di massima e minima temprabilità per il ∅ 60 temprato in acqua salata H = 2 (fig. 45). Per un istruttivo confronto, sullo stesso diagramma di fig. 45 sono riportate anche le curve di massima e minima temprabilità per l'acciaio 35 *NiCr* 9. Risalta immediatamente al-

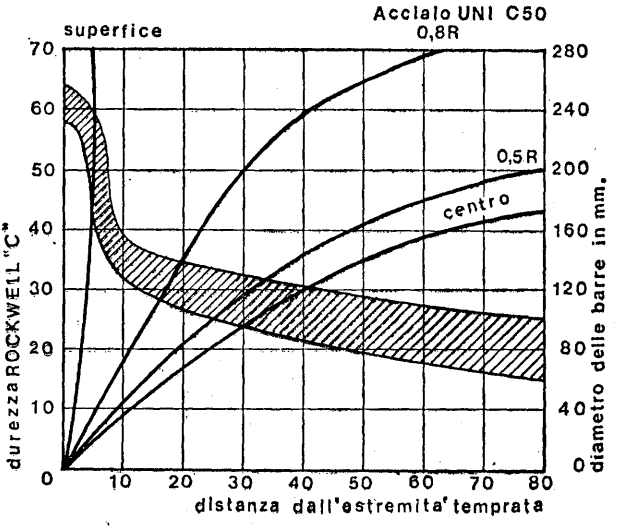

Fig. 44. – Sovrapposizione della banda Jominy e delle curve di Lamont per un acciaio C50 (*Peviani*)

l'osservazione, per l'assai piú rapido affondamento delle curve dell'acciaio C 50 nei confronti del 35 *NiCr* 9, la temprabilità notevolmente inferiore del C 50, che pur assume in superficie una durezza maggiore.

Infine la temprabilità di un determinato acciaio può essere ricavata con sufficiente approssimazione anche per mezzo di calcoli e riferimenti quando siano note la composizione chimica e la grossezza del grano (v. nota a p. 41). Moltiplicando tra loro i fattori ricavati dalle singole tabelle in base alle percentuali degli elementi presenti ed alle dimensioni del grano si ottiene il diametro ideale D_1 di Grossmann. Da questo si può risalire, mediante altre tabelle, alle durezze delle singole posizioni della curva Jominy, ossia alla curva Jominy stessa.

I concetti che abbiamo esposti e gli esempi riportati dimostrano quale importanza ai fini pratici assuma il concetto di temprabilità, al punto

che si è trovato opportuno introdurre un sistema di classificazione degli acciai da costruzione in base a questa grandezza.

Il nuovo metodo di classificazione o *sistema H* ha recato i piú grandi vantaggi ai consumatori, talvolta non a torto imbarazzati di fronte al problema della « scelta degli acciai » per le varie applicazioni.

L'impiego degli *acciai H* a temprabilità controllata ha poi considerevolmente contribuito ad accrescere la sicurezza, la precisione e la ripetibilità dei risultati conseguibili in pratica.

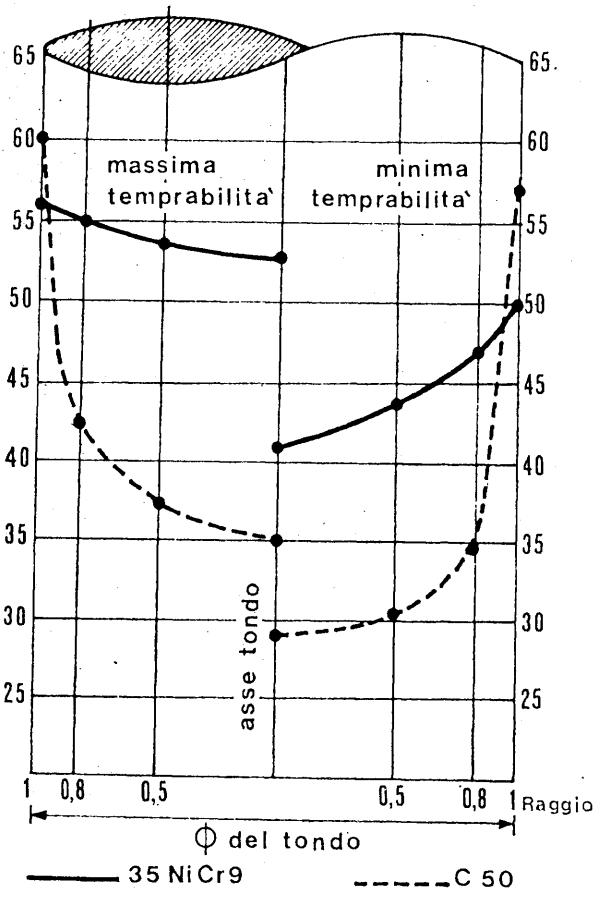

Fig. 45. – Curve ad « U » di temprabilità massima e minima per un Ø 60 di acciaio C 50 (e, per confronto, di un acciaio 35 NiCr 9) (*Peviani*)

CAPITOLO QUARTO

I TRATTAMENTI ISOTERMICI

Una delle piú interessanti applicazioni delle curve a « S » ottenute per la via isotermica è senza dubbio costituita dai *trattamenti isotermici*, o *a temperatura costante*.

I trattamenti isotermici hanno in molti casi rivoluzionato i trattamenti termici che abbiamo chiamato « classici » (tempra, rinvenimento, ricottura, normalizzazione), e si sono a questi sostituiti, con grandissimi vantaggi pratici, dal punto di vista della sicurezza dei risultati e della economia della produzione, in numerosi casi, in particolare quando si debbano trattare pezzi di piccola massa o limitato spessore.

I trattamenti isotermici di piú diffusa applicazione sono: la *bonifica isotermica* (term. ingl. *austempering*) e la *ricottura isotermica*. Il primo si prefigge essenzialmente lo scopo di eliminare le cricche di tempra e ridurre le deformazioni; la *ricottura isotermica* è stata invece elaborata allo scopo di abbreviare il ciclo assai lungo ed oneroso secondo il quale si compie il trattamento classico di *ricottura*, che già abbiamo considerato (v. p. 13).

Secondo alcuni, vien fatta rientrare fra i trattamenti isotermici anche la *tempra termale* o *scalare* (ingl. *martempering*), affine come meccanismo alla bonifica isotermica, ma da questa, concettualmente, profondamente diversa. Infatti mentre con i trattamenti di *austempering* e di ricottura isotermica si perviene a prodotti di trasformazione isotermica dell'austenite (rispettivamente bainite e perlite fine) con il *martempering* si ottiene martensite, come per la tempra classica. Tuttavia per la analogia « operativa » che il *martempering* presenta con l'*austempering*, ne tratteremo diffusamente in questo stesso capitolo, dopo la esposizione sulla bonifica isotermica (*austempering*) e sulla ricottura isotermica.

1. Bonifica isotermica (austempering)

Come si è visto, con la bonifica normale (tempra e rinvenimento) si perviene ad una struttura particolare (sorbite) che determina un buon compromesso fra la durezza, e quindi la resistenza, e la tenacità.

Lo studio della trasformazione isotermica dell'austenite ha mostrato che ad una struttura molto affine a quella sorbitica (bainite) si può pervenire in un unico ciclo, effettuando il trattamento termico seguente:

« Riscaldamento ad una temperatura superiore ad Ac_3 per gli acciai ipoeutettoidi e ad Ac_1, e talora Acm per gli acciai ipereutettoidi;

permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente ad ottenere nelle zone interessate l'equilibrio strutturale;

raffreddamento con velocità superiore a quella critica di tempra fino ad una temperatura inferiore a quella di formazione della perlite e sensibilmente superiore ad M_s (generalmente in bagno di sali a temperatura compresa fra 300 e 400°);

permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente a realizzare la trasformazione completa dell'austenite in bainite;

raffreddamento piú o meno rapido fino a temperatura ambiente ».

Il ciclo schematico di questo trattamento è riprodotto in fig. 46.

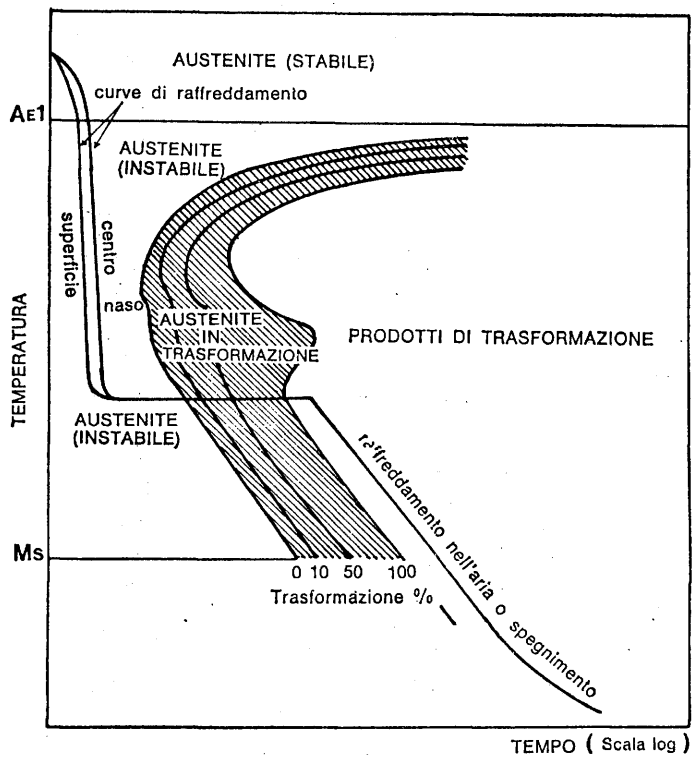

Fig. 46. – Rappresentazione schematica dell'austempering (o bonifica isotermica) (« *Cassel* » *Manual*)

La bonifica isotermica o « austempering » esige, caso per caso, un'accurata determinazione della temperatura e del tempo a cui occorre effettuare la trasformazione isotermica, in relazione al tipo di acciaio, alle dimensioni dei pezzi, alle caratteristiche meccaniche che si vogliono ottenere.

Evitandosi, con questo procedimento, la dura e pericolosa martensite e pervenendo direttamente a una struttura intermedia (bainite) molto piú duttile e tenace, vengono praticamente eliminate distorsioni e variazioni di dimensioni, e il pericolo di rotture.

La riuscita del trattamento è subordinata al fatto che si riesca a sottoraffreddare l'austenite fino alla temperatura di trasformazione isotermica *rapidamente*, cioè restando a sinistra della retta della « velocità critica di raffreddamento » (fig. 21).

Il procedimento non è, pertanto, di applicazione generale, ma è limitato dallo spessore dei pezzi, a seconda degli acciai impiegati.

Le dimensioni massime dei pezzi in acciai semplici e legati che possono essere sottoposti a bonifica isotermica e le durezze massime ottenibili sono, a titolo informativo, raccolte nella tabella seguente:

Tipo dell'acciaio	C %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %	ϕ max. mm	HRc max.
Al carbonio	0,95-1,05	0,30-0,50				3,7	57-60
Al C - Mn	0,95-1,05	0,6 -0,90				4,7	57-60
Al carbonio	0,80-0,90	0,30-0,50				4,0	55-58
Al C - Mn	0,80-0,90	0,60-0,90				5,5	55-58
Al carbonio	0,60-0,70	0,60-0,90				4,7	52-55
Al C - Mn	0,60-0,70	0,9 -1,20				7	53-56
Al C - Mn	0,60-0,70	1,60-2,00				16	53-56
Al C - Cr	1,00	0,40-0,60	0,40-0,60		0,25	18	57-60
SAE 4150	0,45-0,55	0,60-0,90	0,80-1,10		0,20	13	52
SAE 5365	0,60-0,70	0,50-0,80	0,50-0,80	1,5-2	0,35	25	54

In sostanza la bonifica isotermica ha un campo di applicazione limitato per lo piú agli acciai duri o molto legati. I risultati ottenuti sono tuttavia del piú alto interesse pratico. Per es. è possibile trattare con questo procedimento acciai eutettoidi in modo da avere durezze di 52-54 *HRc* e che pur possono sopportare notevoli deformazioni plastiche, mentre acciai della stessa composizione trattati alla stessa durezza col procedimento normale di tempra e rinvenimento risultano assai fragili.

Risultati del genere sono stati recentemente confermati su acciai da utensili all'1% C - 1,4% Cr; 1% C - 1% W; 1% C - 1,2% Cr - 2% W,

che, bonificati isotermicamente a 300-320° si sono potuti notevolmente piegare prima della rottura, mentre temprati e rinvenuti alla stessa durezza col procedimento classico si sono rotti senza alcuna deformazione.

Davenport e Bain hanno ottenuto su due serie di saggi di un acciaio duro al carbonio rispettivamente bonificati isotermicamente e con il metodo tradizionale (tempra e rinvenimento) i risultati illustrati nella tav. XVII *b*).

Il noto processo di *patentamento* a cui si sottopongono i fili di acciaio duro per funi (il cosiddetto *acciaio armonico*), e che consiste nello spegnimento del filo austenitizzato in un bagno di piombo a 500° circa, è un altro caso di bonifica isotermica. Esso conferisce duttilità al filo incrudito e lo rende atto a subire trafilature successive.

Eccellenti risultati si sono ottenuti applicando la bonifica isotermica alle molle in genere, portate a 44-47 *HRc* con considerevole aumento del limite di fatica.

Non v'è ormai piú alcun dubbio che l'aumento del limite di fatica, come pure l'aumentata duttilità e flessibilità a parità di durezza, sono dovuti al fatto che negli acciai trattati col procedimento di bonifica isotermica non si riscontrano le *microscopiche cricche di tempra* che si possono talvolta manifestare negli acciai temprati col procedimento di tempra normale (tav. XIX fig. *a*), cricche di cui è ben nota la deleteria influenza sulle caratteristiche e sulle proprietà di durata degli organi in movimento.

Si è cercato di sfuggire, almeno in parte, alle limitazioni imposte dallo spessore dei pezzi da sottoporre a bonifica isotermica, escogitando una *variante* a detto trattamento che consiste nell'effettuare lo spegnimento in un bagno di sali mantenuto alla piú bassa temperatura possibile (per es. 230°), ciò che aumenta la velocità di raffreddamento del pezzo, e nel trasferire poi il pezzo in un altro bagno alla giusta temperatura per la trasformazione isotermica.

Quindi mentre il ciclo normale di bonifica isotermica per pezzi di piccolo spessore viene fatto nel modo seguente

$$820° \rightarrow 350° \text{ (circa)} \rightarrow \text{aria}^{1}$$

il trattamento per pezzi di piú elevato spessore (*variante* alla bonifica isotermica) vien fatto secondo il ciclo:

$$820° \rightarrow 230° \rightarrow 350° \text{ (circa)} \rightarrow \text{aria}$$

[1] Queste temperature sono, naturalmente, puramente indicative. Le esatte temperature di « livello isotermico » saranno di volta in volta determinate secondo l'acciaio impiegato e secondo la durezza desiderata.

ossia comprende le seguenti fasi:

1) austenitizzazione (820°);
2) spegnimento in bagno di sali a 230° fino a uniformizzazione;
3) trasferimento in un altro bagno a temperatura piú alta.

2. Ricottura isotermica

La ricottura completa e quella di globulizzazione (v. pp. 13 e 16) sono trattamenti di assai lunga durata. Essi implicano l'occupazione di un forno per molte ore e talvolta per giorni, con conseguente immobilizzo di mezzi e di materiali.

Un ciclo di ricottura piú breve è quello di *ricottura isotermica*, la cui messa a punto è scaturita, come già la bonifica isotermica, dallo studio delle curve di trasformazione isotermica dell'austenite.

La ricottura isotermica viene effettuata attraverso le seguenti fasi:

« Riscaldamento a temperatura superiore ad Ac_3 per gli acciai ipoeutettoidi e ad Ac_1 e talora ad Acm per gli acciai ipereutettodi, con permanenza a tale temperatura onde ottenere l'equilibrio strutturale;

raffreddamento piú o meno rapido a temperatura leggermente inferiore ad A_1 (650-700°);

permanenza a questa temperatura fino a trasformazione completa o quasi dell'austenite (v. parte alta della curva a « S », tav. IX, a destra della curva di fine trasformazione: i prodotti di trasformazione sono prevalentemente aggregati di ferrite e carburi e perlite lamellare fine);

raffreddamento (per es. all'aria od anche in mezzo piú rapido) fino a temperatura ambiente ».

Con questo trattamento, schematizzato in fig. 47, si ottengono praticamente gli stessi risultati della ricottura completa con raffreddamento in forno, col vantaggio di una notevole riduzione di tempo, e quindi anche di costo. La trasformazione isotermica viene compiuta nelle migliori condizioni in un « bagno di sali » di forma e dimensioni appropriate.

3. Tempra termale (martempering)

La *tempra* ordinaria o *tempra di durezza*, che abbiamo descritta a p. 17, è operazione alquanto drastica e induce nel materiale tensioni a volte importanti, che possono portare a deformazioni ed anche a rottura dei pezzi. Per gli acciai da bonifica il successivo rinvenimento, purché

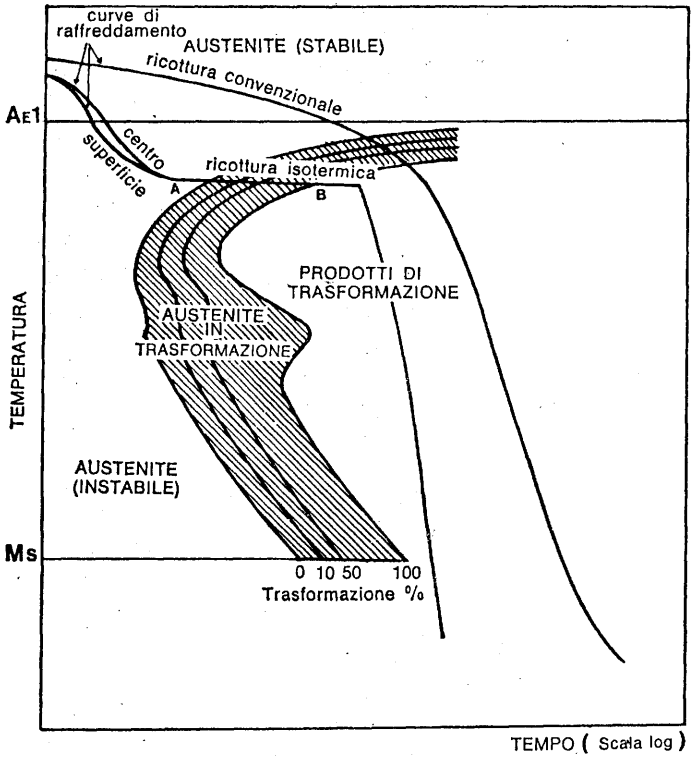

Fig. 47. – Rappresentazione schematica della ricottura isotermica (e di quella completa convenzionale) (« *Cassel* » *Manual*)

eseguito immediatamente, può portare, entro certi limiti, sollievo a questo stato di cose, ma per gli acciai da cementazione e per quelli da utensili ad alto tenore di carbonio, che vengono posti in opera temprati e rinvenuti assai debolmente a 150-180°, le tensioni di tempra e le deformazioni costituiscono spesso un problema della massima importanza. Allo scopo di eliminare o di attenuare il piú possibile tensioni e distorsioni è stato escogitato un particolare processo di tempra (detta appunto « termale » o « scalare ») in cui il mezzo di spegnimento, anziché essere costituito da acqua od olio a temperatura ambiente, consiste in un bagno di sali a $\sim$ 200° (bagno *termale*) possibilmente agitato, nel quale i pezzi sono tenuti per alcuni minuti (e cioè fino ad assumere la temperatura del bagno), indi raffreddati all'aria (v. schema fig. 48). Della tempra termale vien data la seguente definizione:

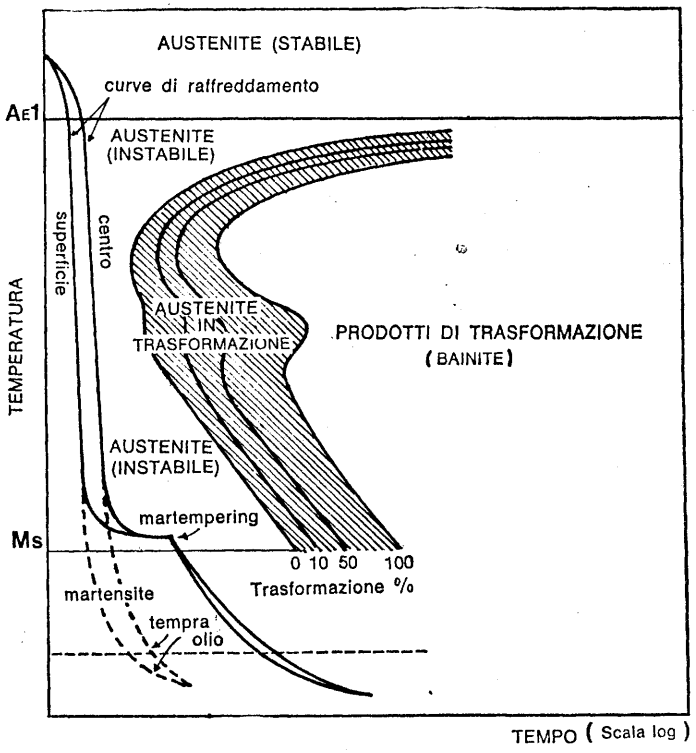

Fig. 48. - Diagramma schematico del « martempering » o tempra termale (« *Cassel* » *Manual*)

« Riscaldamento ad una temperatura superiore ad Ac_3 per gli acciai ipoeutettoidi e ad Ac_1 e talora ad Acm per gli acciai ipereutettoidi:

permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente ad ottenere nelle zone interessate l'equilibrio strutturale;

raffreddamento con velocità superiore a quella critica di tempra fino ad una temperatura nell'intorno di M_s;

permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente a realizzare uniformità di temperatura ma non tale da provocare l'inizio della trasformazione dell'austenite [1];

[1] In ciò appunto consiste la differenza fondamentale fra *martempering* e *austempering* Nel trattamento di *martempering* o di « tempra termale » la permanenza alla temperatura di trasformazione isotermica è tale da non provo-

raffreddamento piuttosto lento (all'aria) fino a temperatura ambiente ».

L'attenuazione delle tensioni e distorsioni è determinata dal seguente motivo: allorquando, come si è già detto, con la tempra normale si raffredda un pezzo di acciaio austenitizzato con velocità superiore a quella critica fino a temperatura ambiente, la formazione della martensite si inizia al punto M_s, cioè ad una temperatura alquanto bassa, generalmente compresa, per gli acciai semplici e legati, duri e semiduri, fra 200 e 300°, e termina ad una temperatura (M_f) di 100-200° inferiore.

Consideriamo ora ciò che avviene durante il raffreddamento rapido a scopo di tempra *fino a temperatura ambiente* di un pezzo di acciaio di una certa massa, per es. di uno stampo.

È evidente che la parte esterna, ad immediato contatto con il mezzo di tempra, sarà la prima ad attraversare la retta *Ms* (v. fig. 51). Ma, poco piú tardi, quando anche il centro del pezzo raggiunge e attraversa

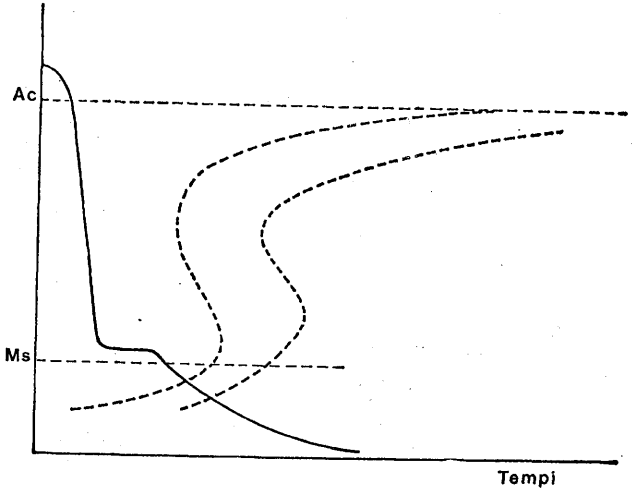

Fig. 49. – Tempra termale
(*martempering*)

care l'inizio della trasformazione dell'austenite. La struttura finale risultante è interamente martensitica, e la sosta non ha altro scopo che quello di assicurare un equilibrio completo della temperatura prima che abbia inizio la trasformazione $M_s - M_t$ (fig. 49).

In qualche caso, per ottenere un notevole aumento della tenacità, con lieve sacrificio della durezza, la sosta nel bagno termale (in prossimità di M_s) può essere

la temperatura *Ms*, si formerà martensite anche all'interno. E poiché la martensite si origina con aumento di volume, l'espansione della massa interna sarà ostacolata dallo strato superficiale *già reso martensitico* e quindi duro e fragile. Derivano da queste circostanze tensioni interne, distorsioni e, non infrequentemente, anche rotture.

Per ovviare a questo stato di cose, determinato unicamente dal fatto che la formazione della martensite avviene nel pezzo in *tempi diversi* alla superficie e nel cuore, in corrispondenza degli spessori sottili e di quelli grossi, si è pensato di arrestare il raffreddamento del pezzo pochi gradi al disopra del punto M_s, o, comunque, nelle immediate prossimità di esso (alle quali non può ancora formarsi martensite o può formarsene solo molto poca), in modo da dare agio a tutte le sue parti, interne ed esterne, grosse e sottili, di assumere uniformemente tale temperatura

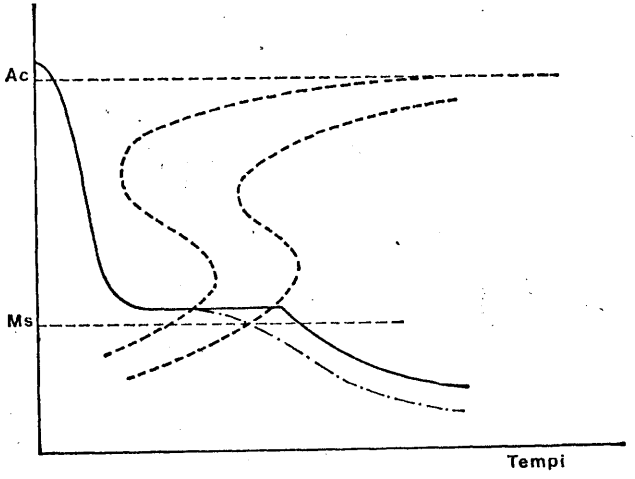

Fig. 50. – *Austempering* (parziale o totale) *a bassa temperatura*

prolungata fino ad interessare, in parte o in totalità, l'intervallo fra le due curve a « S » (fig. 50). Si manifesterà in tal modo una trasformazione bainitica (a bainite *inferiore*) piú o meno spinta a seconda dello scopo che ci si prefigge. Durante il raffreddamento successivo l'austenite *residua* si trasforma in martensite, per cui la struttura finale risultante è costituita da una mescolanza di bainite inferiore e martensite, o da sola bainite inferiore, a seconda del periodo di permanenza nel bagno termale. Nel caso in cui l'attraversamento delle due curve a « S » sia completo, si compie in realtà un vero e proprio *austempering* (bonifica isotermica) *a basse temperature.*

(v. fig. 52). Dopodiché il raffreddamento vien fatto *proseguire*, generalmente all'aria, fino a temperatura ambiente, ma allora l'attraversamento dell'intervallo martensitico avverrà pressocché contemporaneamente per tutti i punti del pezzo e pertanto le tensioni, le deformazioni e i pericoli di rottura saranno eliminati o, per lo meno, grandemente attenuati.

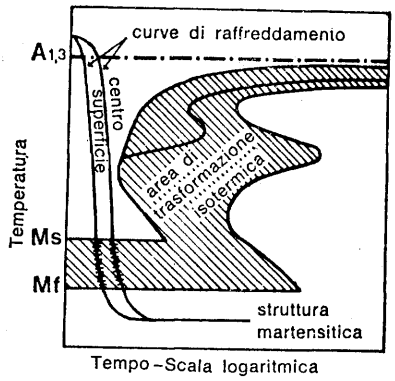

Fig. 51. – Diagramma schematico della trasformazione al centro ed alla superficie di un pezzo durante la *tempra* (centro e superficie del pezzo attraversano l'intervallo martensitico *in due tempi successivi*)

Praticamente si opera nel modo seguente: i pezzi vengono riscaldati alla opportuna temperatura di austenitizzazione, preferibilmente in un forno a bagno di sali contenente un sale che abbia un campo d'impiego sufficientemente ampio: per es. da 600° a 900° [1]. Successivamente il pezzo viene estratto e passato nel *bagno termale*, costituito da un altro forno a vasca in cui è contenuto un sale a basso punto di fusione. Questo bagno ha una temperatura nell'intorno del punto M_s, temperatura che, come si è detto, per gli acciai duri al carbonio e mediamente legati è generalmente compresa fra 180 e 220° circa.

[1] L'impiego del bagno di sali garantisce, come è noto, una grande rapidità, uniformità e precisione del riscaldo e, ciò che è molto importante ai fini della successiva « tempra termale », una assoluta non ossidazione del pezzo (se sul pezzo si formassero scaglie di ossido, queste ostacolerebbero il successivo raffreddamento *rapido* che è necessario quando si trasferisce il pezzo nel « bagno termale »).

Dal punto di vista del potere refrigerante è stato provato che col bagno di sali a 200°, specie se convenientemente agitato, si realizza una velocità di raffreddamento praticamente uguale a quella dell'olio calmo (indice di severità da 0,25 a 0,30).

In questo bagno il pezzo è tenuto per il tempo necessario affinché la sua temperatura si uniformi, indi è estratto e ne viene completato il raffreddamento all'aria. Lo si immerge quindi in acqua tiepida, ciò che determina la soluzione della pellicola di sale che aderisce al pezzo all'atto della sua emersione dal bagno termale.

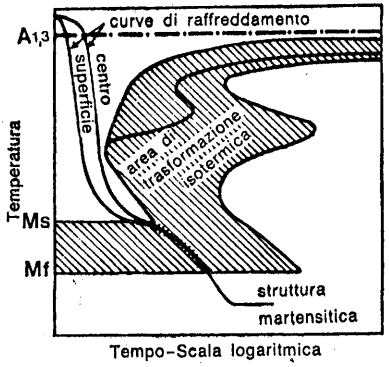

Fig. 52. – Diagramma schematico della trasformazione al centro ed alla superficie di un pezzo durante la *tempra termale* (centro e superficie del pezzo attraversano l'intervallo martensitico quasi *contemporaneamente*)

Se il tempo di permanenza nel bagno termale viene alquanto protratto, in modo da interessare in parte o in tutto l'intervallo fra le due curve a « S », si perverrà a trasformare in parte o in tutto l'austenite in bainite inferiore (v. *tav.* IX), di durezza un po' minore di quella della martensite ($HRc = 60$), ma dotata di una maggiore tenacità. Non si effettua piú allora, in questo caso, un *martempering*, ma bensí un *austempering* (parziale o totale) *a bassa temperatura* (v. nota a p. 69).

La tempra termale naturalmente richiede che i pezzi siano fabbricati con acciai ed abbiano spessori tali, da poter raggiungere col raffreddamento il punto M_s in un tempo tanto breve da non intersecare il ginocchio della curva di Bain. Solo in questo caso, infatti, avvenendo il raf-

freddamento a sinistra della retta che esprime e delimita la velocità critica di raffreddamento, il pezzo risulterà temprato. In sostanza la tempra termale è fattibile sempre sugli acciai legati da tempra in olio, i quali possono assumere tempra completa nel bagno di sali anche se di 30-40 o piú mm di spessore: ed anche gli acciai al carbonio possono essere temprati con questo procedimento se lo spessore dei pezzi o, quanto meno, delle parti che si vogliono indurire, è di soli 2-3 mm. Ciò perché, come si è detto, la velocità critica di raffreddamento degli acciai semplici è considerevolmente superiore a quella degli acciai legati, e quindi soltanto per questi ultimi è possibile raffreddare sino a M_s spessori piuttosto grossi, restando a sinistra della retta della « velocità critica di tempra ».

A tempra termale oggi vengono sottoposti col massimo dei risultati, pezzi lunghi e sottili come coltelli da tavola, lime, cacciaviti, punteruoli, leve per macchine da scrivere, telescriventi, calcolatrici, tutta la vasta gamma dei pezzi per macchine da cucire, parti di armi, di macchine tessili, anelli per cuscinetti, molle a spirale, ruote libere, ingranaggi di ogni genere per motoleggere e biciclette, dischi di frizione, punte, frese, stampi, utensili in genere. In particolare la tempra degli stampi è resa molto piú sicura se effettuata in bagno termale.

La tempra termale si effettua anche sui pezzi cementati che — se di acciai e di spessori appropriati — assumono le piú alte durezze superficiali ed un'ottima tenacità al cuore. Questo trattamento, anzi, costituisce il miglior completamento del processo di cementazione in bagno di sali. Unica precauzione da osservare in questo caso è che il bagno di cementazione non contenga cianuri in quantità troppo elevata per evitare reazioni vivaci fra il sale da cementazione che aderisce ai pezzi ed il bagno di tempra termale (v. nota a p. 134).

Un altro pregio non trascurabile, dal punto di vista pratico, dei pezzi trattati con questo procedimento — oltre a quelli fondamentali di presentarsi pochissimo deformati, tenaci, esenti o quasi da tensioni e pericoli di rotture — è lo stato di buona pulizia delle superfici, che si presentano non ossidate e leggermente brunite, ciò che conferisce loro una certa resistenza all'ossidazione. Un semplice lavaggio in acqua, preferibilmente tiepida, allontana rapidamente dai pezzi ogni traccia di sale. Un'eventuale successiva applicazione di un mezzo inibitore assicura ai pezzi cosí trattati una considerevole protezione antiruggine.

Per queste considerazioni la tempra termale si può applicare senza restrizioni a pezzi finiti di lavorazione.

CAPITOLO QUINTO

TRATTAMENTI PER L'INDURIMENTO DELLE SUPERFICI

I trattamenti termici sin qui descritti (trattamenti « classici » di tempra, rinvenimento, ricottura, normalizzazione, e quelli « isotermici ») esercitano effetti tanto piú vistosi sulle caratteristiche degli acciai quanto piú alto è il tenore di carbonio (e di elementi speciali). È noto infatti che gli acciai cosiddetti *dolci*, contenenti cioè non piú di 0,10-0,12% C, non possono indurire che assai poco con la tempra, o addolcire in misura ben poco rilevante (rispetto allo stato normale di fornitura: laminato o fucinato grezzo) con una ricottura, mentre invece questi stessi trattamenti sugli acciai semiduri (con 0,30-0,40% C) e ancor di piú su quelli duri (0,60-0,70% C) producono effetti ben piú importanti (fig. 8).

Pertanto gli acciai dolci impiegati come tali, non vengono generalmente posti in opera trattati, salvo casi speciali, a meno che non si debba ripristinare la struttura normale, alterata o distrutta per anomalie di lavorazione, surriscaldamento, incrudimento, ecc.

Vastissime applicazioni nella meccanica trovano però gli acciai dolci *allo stato cementato*, cioè dopo quel particolare trattamento chimico-termico detto appunto di *cementazione* a cui vengono sottoposti gli organi di una macchina quando debbano accoppiare una *grande durezza superficiale* ad una notevole tenacità, come ingranaggi, alberi del cambio, camme, ecc.

Il caso degli ingranaggi, appunto, è tipico. I denti vanno soggetti ad un fortissimo lavoro di usura in superficie, e quivi l'acciaio dovrà essere assai duro, ma se questa durezza fosse estesa a tutto il corpo del dente, questi potrebbe spezzarsi con facilità, per es. sotto l'azione di un urto. È quindi indispensabile fabbricare l'ingranaggio con un acciaio a basso tenore di carbonio, e perciò tenace e resistente agli urti, che verrà indurito in superficie con la cementazione per una profondità conveniente, per es. 1 mm, o piú o meno, a seconda delle dimensioni del dente stesso.

Siccome poi, come vedremo in seguito, il pezzo cementato sarà sottoposto a successiva tempra, gli effetti della cementazione verranno esaltati. Alla superficie si avrà la struttura e la durezza proprie degli acciai con circa 1% C temprati, mentre al cuore, basso in carbonio, e perciò poco sensibile all'effetto indurente della tempra, si avrà duttilità e tena-

cità, non disgiunte, specie nel caso degli acciai legati, da una considerevole resistenza.

Gli *acciai* detti appunto *da cementazione* sono dunque caratterizzati da un basso tenore di carbonio, di norma non superiore a 0,15-0,20% C, ma piú spesso attorno a 0,10-0,15%, ciò che li distingue nettamente dagli *acciai da bonifica* (tempra e rinvenimento), a tenore di carbonio alquanto piú alto e compreso entro limiti assai piú ampi (0,25-0,60% ca.).

1. Cementazione

Per quanto sia invalso nell'uso di interpretare come *cementazione* soltanto quella *carburante*, giova tuttavia avvertire che il termine « cementazione » è d'uso generale e si riferisce alla « diffusione », normalmente per una profondità limitata, in un pezzo di acciaio semplice o legato, generalmente a basso tenore di carbonio, di taluni elementi, effettuata ad alta temperatura e per un tempo determinato, allo scopo di ottenere strati superficiali dotati di proprietà particolari.

Per effettuare la cementazione, il pezzo viene posto in contatto, a temperatura opportuna, con sostanze solide, liquide o gassose capaci di cedere l'elemento o gli elementi che si desidera far diffondere nel pezzo stesso.

La cementazione dell'acciaio viene eseguita nella grande maggioranza dei casi con carbonio allo scopo di ottenere superfici dure, ma noi possiamo, allo stesso fine, introdurre nell'acciaio azoto (*nitrurazione*), o contemporaneamente carbonio ed azoto (*carbonitrurazione*, *cianurazione*). Nell'acciaio possiamo introdurre in superficie anche elementi speciali; per es. alluminio (*calorizzazione*) allo scopo di avere uno strato superficiale resistente all'ossidazione a caldo, o cromo (*cromizzazione*) per ottenere in superficie resistenza all'ossidazione a caldo ed alla corrosione, o zinco (*sherardizzazione*), o silicio, boro ecc.

Per la grande importanza e diffusione oggi assunta, noi tratteremo con qualche dettaglio soprattutto della cementazione che prevalentemente si compie ad opera del carbonio, o *carbocementazione*.

Essa viene effettuata portando i pezzi a temperatura generalmente superiore ad A_3 a contatto con sostanze capaci di cedere carbonio o *cementi siderurgici*, i quali possono essere solidi, liquidi o gassosi.

2. Cementazione con cementi solidi o « cementazione in cassetta »

I cementi solidi sono costituiti essenzialmente da carbone (preferibilmente vegetale) e da agenti acceleranti (carbonati alcalini e alcalino-terrosi), che attivano e regolano lo svolgimento di ossido di carbonio che è l'agente fondamentale della cementazione. Un buon accelerante è il carbonato di bario ($Ba\,CO_3$) che, durante il riscaldamento, a partire da una certa temperatura si dissocia nell'ossido corrispondente e in anidride carbonica secondo la reazione:

$$1)\qquad \underset{\text{carbonato}}{BaCO_3} \rightarrow \underset{\text{ossido}}{BaO} + \underset{\text{anidride carbonica}}{CO_2}$$

L'anidride carbonica reagisce coll'eccesso di carbone presente formando ossido di carbonio:

$$2)\qquad \underset{\text{anidride carbonica}}{CO_2} + \underset{\text{carbonio}}{C} \rightarrow \underset{\text{ossido di carbonio}}{2\,CO}$$

Questi, decomponendosi a contatto col ferro rovente secondo la reazione:

$$3)\qquad \underset{\text{ossido di carbonio}}{2\,CO} + \underset{\text{ferro}}{3Fe} \rightarrow \underset{\text{carburo di ferro}}{Fe_3C} + \underset{\text{anidride carbonica}}{CO_2}$$

forma carburo di ferro (cementite) che si scioglie e diffonde progressivamente nel ferro γ, e nuova anidride carbonica che rientra in ciclo secondo la reazione 2).

Altri acceleranti in uso sono il carbonato di sodio ($Na_2\,CO_3$) e il carbonato di calcio ($Ca\,CO_3$), ad azione piú brusca il primo, piú blanda il secondo.

È probabile che l'ossido metallico che deriva dalla dissociazione del carbonato (BaO, Na_2O, CaO) possa esercitare una specifica azione catalitica ed influire in modo particolare sull'andamento della cementazione sia per quanto riguarda la velocità con cui questa si compie, sia per quanto riflette la distribuzione del carbonio nella zona cementata. È intuitivo che questa distribuzione dovrà essere la piú graduale possibile onde assicurare la migliore tenacità ed aderenza del bordo cementato al cuore del pezzo.

Negli strati esterni piú carburati di un pezzo ben cementato, il carbonio deve avere di norma una concentrazione assai prossima all'eutettoide. Pertanto la microstruttura di un pezzo correttamente cementato

e raffreddato lentamente sarà *perlitica* con traccie di cementite nella cosidetta zona eutettoide, a perlite-ferrite nella *zona di raccordo* fra il bordo eutettoide e il *cuore non cementato* (v. tav. XVIII).

Una zona esterna nettamente ipereutettoide, cioè con considerevoli quantità di cementite libera (v. tav. XIX fig. *b*) non è desiderabile, perché potrebbe mostrarsi eccessivamente fragile con pericolo di sfaldamenti e rotture; mentre un leggero eccesso di carbonio al bordo rispetto all'eutettoide può riuscire utile ai fini di un aumento di durezza e della resistenza all'usura. Si dovrà comunque in pratica evitare di ricorrere a cementi ad azione *troppo energica*, cioè ipercarburanti, anche perché difficilmente le cementazioni sovracarburate al bordo si presentano ben graduate.

I cementi siderurgici per questo tipo di cementazione, detta *cementazione in cassetta* per distinguerla dalla *cementazione in bagno di sali* di cui diremo in seguito, possono essere sotto forma di *polveri* piú o meno fini, di *granuli* piú o meno grossi, ed anche di *paste*.

I cementi granulari sono piú diffusi dei cementi in polvere perché ad azione piú rapida, in quanto la forma granulare consente ai gas di circolare piú agevolmente e di rinnovarsi con maggior frequenza attorno ai pezzi posti nella cassetta.

Un buon cemento siderurgico deve essere dotato dei seguenti requisiti: uniformità, basso peso specifico (generalmente inferiore a 0,5), tenore di umidità il piú basso possibile, elevata conducibilità termica, elevata resistenza alla compressione, ciò che si ottiene con carboni compatti o di essenza forte, come leccio, illatro, quercia, rovere ecc. I cementi siderurgici solidi debbono inoltre essere stabili al fuoco, cioè non debbono cadere in polvere col riscaldamento e debbono presentare un piccolo « calo », debbono potersi « rigenerare » ossia impiegare piú volte previa l'aggiunta ogni volta di piccole quantità, per es. 15%, di cemento nuovo. Per quanto riguarda le « pezzature » ogni tipo di cemento siderurgico ha i suoi campi di applicazione particolari: in generale le polveri e i granulari piccoli si impiegano per pezzi minuti come dadi, ingranaggi per ruote libere, perni di catene, piccole bussole, minuterie in genere. I granulari medi e grossi, per pezzi di massa maggiore da disporre entro cassette piuttosto grandi.

Le *cassette per cementazione*, a sezione rettangolare, quadrata o rotonda a seconda dei pezzi da cementare, sono fabbricate con acciai inossidabili resistenti al calore, ad alto tenore di cromo e di nichel, o con materiali bimetallici o « compositi » per cui l'interno della cassetta risulta costituito di ferro dolce, l'esterno, soggetto all'ossidazione a caldo, è in acciaio inossidabile resistente al calore.

Nelle cassette si dispongono, a strati alternati, il composto cementante ed i pezzi da cementare. Il primo strato di cemento, sul fondo, sarà di 3 cm circa, l'ultimo, a riempimento, di 5-6 cm. Fra un piano di pezzi e l'altro, come pure fra pezzo e pezzo, dovrà esservi circa 1 cm di sostanza cementante. La cassetta, una volta piena, va chiusa con l'apposito coperchio e lutata con argilla.

La cassetta viene posta nel forno a muffola, riscaldato a gas o a nafta, od elettrico a circa 900°, e portata alla temperatura di cementazione. Questa è in generale compresa fra 880 e 930°, a seconda che si debbano cementare acciai legati oppure acciai al carbonio.

La fase di *preriscaldo*, durante la quale nell'*interno* della cassetta viene raggiunta la temperatura di cementazione, è variabile, dipendendo ovviamente dalle dimensioni delle cassette e dal peso del cemento e della carica metallica. Nei limiti del possibile si dovranno impiegare cassette piccole e cementi granulari.

Ci si accerta che nell'interno della cassetta sia stata raggiunta la temperatura di cementazione per mezzo di una « provetta-spia », ossia di un tondino di ferro da 5 mm circa, il quale viene introdotto nella cassetta attraverso un piccolo foro praticato anteriormente e fatto penetrare fino al centro della cassetta stessa. Questa provetta si estrae periodicamente e si apprezza ad occhio il colore della parte situata verso il centro della cassetta. Quando essa ha raggiunto il colore che corrisponde alla temperatura desiderata, uniforme con l'esterno della cassetta, si può ritenere ultimato il periodo di preriscaldo e da allora si inizia il computo del tempo occorrente per effettuare la cementazione vera e propria.

La profondità della cementazione varia, nella maggior parte dei casi, da pochi decimi di mm a circa 1 mm, a seconda della forma, delle dimensioni, dell'uso, delle esigenze particolari dei pezzi da cementare. La velocità con cui la cementazione si compie varia da uno a due decimi di mm l'ora, a seconda della qualità del composto cementante in uso, dell'acciaio impiegato e della temperatura. A temperature piú alte corrispondono velocità di cementazione maggiori, ma generalmente non conviene superare 910-930° per il ferro dolce, e 880-900° per gli acciai in lega da cementazione per non ingrossare eccessivamente il grano e per evitare un eccessivo logorío delle cassette e dei forni.

Quando si è ottenuta la profondità di cementazione desiderata, ciò che si rileva dalla « provetta-spia » che viene estratta periodicamente, temprata in acqua e spezzata ad una estremità, l'operazione si interrompe. Di norma le cassette si estraggono dal forno e si lasciano raffreddare, chiuse, all'aria. I pezzi, freddi, verranno poi assoggettati a successivo trattamento termico come diremo in seguito. Vi sono però dei casi, quan-

do non si abbiano particolari esigenze di qualità per i pezzi cementati, in cui le cassette si aprono ancor calde ed i pezzi si temprano direttamente in acqua o in olio.

In taluni casi può essere conveniente impiegare il cemento siderurgico sotto forma di *pasta*. Le paste cementanti si applicano per uno spessore da mezzo cm a 1 cm sui pezzi, che si lasciano asciugare all'aria e poi si dispongono in una normale cassetta da cementazione in cui si pone anche alla rinfusa qualche pezzo di carbone di legna. Si riscalda la cassetta ben chiusa per il tempo necessario ed alle solite temperature. Con queste paste, che contengono anche sostanze azotate acceleranti (p. es. calciocianamide), il tempo occorrente per cementare un dato particolare è minore, soprattutto perché la durata del preriscaldo viene ad essere diminuita. In generale, la velocità di cementazione che si consegue colle paste è di circa 2 decimi di mm all'ora.

Le paste cementanti sono di grande utilità quando si voglia effettuare una cementazione parziale e cioè soltanto di quelle parti dei pezzi che vengono avvolte dalla pasta.

La cementazione in cassetta è di facile esecuzione e riuscita, e di uso generale. Trova applicazione soprattutto per pezzi di grossa mole, da cementare profondamente, e non richiede l'impianto di mezzi di riscaldo costosi. Presenta tuttavia anche notevoli svantaggi. In primo luogo la lunghezza del procedimento, dovuta sopra tutto al notevole tempo necessario per effettuare il *preriscaldo* della carica che comprende, oltre ai pezzi, anche le cassette e la massa del composto cementante. Da ciò un considerevole immobilizzo di mezzi, un maggior consumo di energia termica od elettrica, un maggior costo della mano d'opera.

Inoltre la precisione dell'operazione di cementazione in cassetta lascia alquanto a desiderare. Infatti, essendo la propagazione del calore nell'interno delle cassette notevolmente lenta, le parti periferiche raggiungeranno la temperatura di cementazione prima del centro delle cassette stesse. Di conseguenza l'uniformità di spessore delle zone cementate è cosa assai difficile se non impossibile ad ottenersi. A questo inconveniente si può ovviare, almeno in parte, facendo cassette piccole, per quanto lo consentano i pezzi da cementare.

Altri svantaggi della cementazione in cassetta sono dati dall'ingombro degli impianti, dal consumo e dalla manutenzione delle cassette e dei forni, dal disagevole maneggio e dall'ingombrante volume delle polveri e dei granulari, dalle operazioni, alquanto laboriose, di pulitura dei pezzi dopo la cementazione ecc. ecc.

Per questi ed altri inconvenienti minori, alla cementazione in cassetta è da preferire in molti casi la *cementazione in bagno di sali.*

3. Cementazione con cementi « liquidi » o « cementazione in bagno di sali »

Da parecchi anni si è constatato che i cianuri di sodio e di potassio fusi e portati ad alta temperatura esercitano sul ferro un'azione di indurimento superficiale. Questa azione è però limitata a pochissimi decimi di mm, dopodiché essa rapidamente si esaurisce. Inoltre i bagni formati esclusivamente da cianuri apportano notevoli quantità di azoto al bordo cementato, ciò che è causa di fragilità e di altre anomalie. Furono perciò successivamente studiati e messi a punto altri sali ad azione prolungata, costante nel tempo e tali da sviluppare una cementazione pochissimo azoturante, prevalentemente carburante, simile cioè a quella ottenuta con i cementi solidi in cassetta.

I cosiddetti « cementi liquidi » sono oggi prevalentemente costituiti da miscele di cloruri e cianuro di sodio. Quest'ultimo, decomponendosi secondo la reazione:

$$4)\quad \underset{\text{cianuro di sodio}}{2\,Na\,CN} + \underset{\text{ferro}}{3\,Fe} \rightarrow \underset{\text{carburo di ferro}}{Fe_3\,C} + \underset{\text{sodiocianamide}}{Na_2\,CN_2}$$

determina una carburazione diretta del ferro con risultati del tutto analoghi a quelli ottenuti con la cementazione in cassetta.

Ma i cementi liquidi possono agire anche ad opera dell'azoto nascente, che pure si sviluppa dalla decomposizione dei cianuri per effetto dell'ossigeno dell'aria, secondo le reazioni:

$$5)\quad \underset{\text{cianuro di sodio}}{2\,Na\,CN} + \underset{\text{ossigeno}}{O_2} \rightarrow \underset{\text{cianato di sodio}}{2\,Na\,CNO}$$

$$6)\quad \underset{\text{cianato di sodio}}{2\,NaCNO} + \underset{\text{ossigeno}}{O_2} \rightarrow \underset{\text{carbonato di sodio}}{Na_2CO_3} + \underset{\text{ossido di carbonio}}{CO} + \underset{\text{azoto}}{2N}$$

Per far sì che la cementazione si svolga preferibilmente secondo la reazione 4), sia cioè *prevalentemente* carburante, si protegge la superficie del bagno con uno strato sottile ma continuo di carbone poco combustibile (per es. grafite pura in scagliette sottili o polverulenta).

Se invece si preferisce accentuare l'azione nitrurante del bagno, come è consigliabile fare per cementazioni superficiali particolarmente vitree di pezzi sottili, si provocano allora le reazioni 5)-6), ciò che ottiene facilmente sopprimendo la copertura del bagno con grafite.

L'ossidazione del bagno viene favorita anche da insufflazione d'aria o dall'aggiunta di sostanze ossidanti.

Anche la temperatura influisce sulla promozione delle reazioni 4) oppure 5)-6). Generalmente la reazione 4) (azione prevalentemente carbu-

rante) prevale alle alte temperature (900-950°); le reazioni 5)-6) prevalgono a temperature piú basse (780°-800°).

La distribuzione del carbonio nello strato cementato ottenuto con un buon cemento liquido del commercio ad azione prevalentemente carburante è riportata nel diagramma di fig. 53.

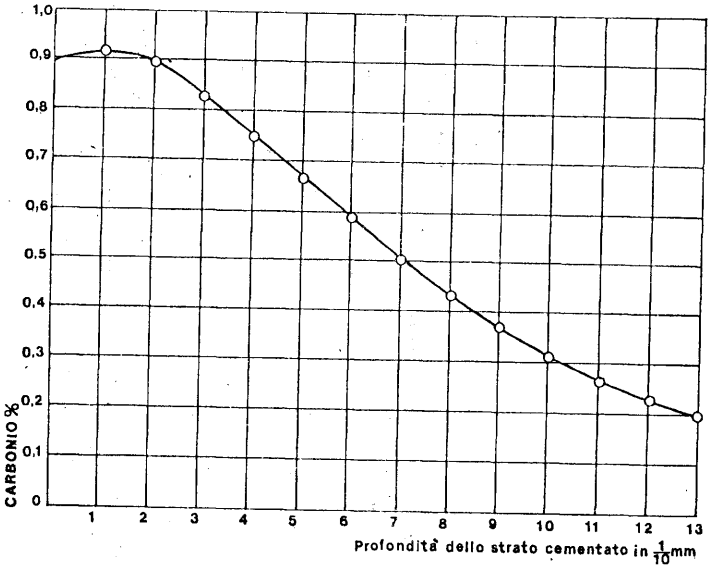

Fig. 53. – Diagramma « C% - profondità » per uno strato cementato di 13 decimi di mm ottenuto in 3 ore e ½ di cementazione in bagno di sali a 930°

Come si vede, agli inizi e fino a una profondità di 3-4 decimi di mm il tenore di carbonio si mantiene assai prossimo all'eutettoide.

Analogo diagramma è stato tracciato per l'azoto (fig. 54). Questo elemento, a cui è principalmente dovuta l'accresciuta attività cementante iniziale dei bagni di sali rispetto ai cementi solidi, da un valore di 0.20% in un sottilissimo strato pellicolare, cade rapidamente, e già si porta nel secondo decimo di mm a valori normali. La presenza di azoto nello strato cementato in quantità pressoché normale è garanzia di una cementazione aderente, tenace e non fragile, mentre quantità di azoto eccessive possono determinare, oltreché fragilità, insufficiente durezza superficiale per la formazione di soluzioni solide azoto-carbonio scarsamente carburate (tav. XIX, fig. *c*).

Le miscele di sali da cementazione sono già pronte in commercio sotto forma di polveri, o compresse in discoidi, o fuse in pezzi. Queste ultime confezioni sono da preferirsi perché non danno luogo a disperdimento di polveri [1].

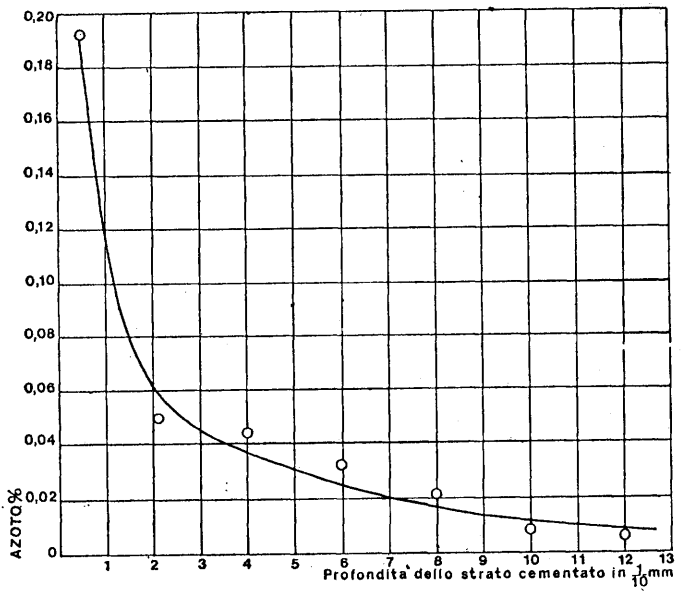

Fig. 54. – Diagramma « N% - profondità » per uno strato cementato di 13 decimi di mm ottenuto in 3 ore e ½ di cementazione in bagno di sali a 930°

Per effettuare la cementazione in bagno, i sali vengono fatti fondere entro crogioli, preferibilmente di ferro, riscaldati in forni a nafta, a gas, o meglio elettrici sia del tipo a resistenze che ad elettrodi immersi (v. p. 127). I pezzi, perfettamente asciutti e preriscaldati a 200-300°, vengono immersi nel bagno, sospesi per mezzo di fili di ferro, od agganciati

[1] È noto, infatti, che il cianuro di sodio, ed i cianuri in genere, sono fortemente tossici, per cui durante l'impiego di questi prodotti si dovranno osservare norme cautelative miranti appunto, a non inalare polveri (uso di maschere antipolvere), ad evitare che i prodotti stessi vengono a contatto con la pelle (uso di guanti di gomma), o vengano ingeriti con cibi, bevande, ecc. (proibizione di bere, mangiare, fumare durante il lavoro). Esiste una particolare legislazione antinfortunistica, che deve essere osservata nelle officine in cui si pratica la cementazione con i bagni di sali.

ad adatti supporti, o ... cestelli a larghe maglie, e sono portati alla temperatura di cementazione.

Il periodo di tempo necessario per portare la carica a temperatura di cementazione è molto più breve che nel caso della cementazione in cassetta, poiché la trasmissione del calore per mezzo del sale è assai più rapida, e perché la capacità termica del bagno di sali fusi è notevole. E in

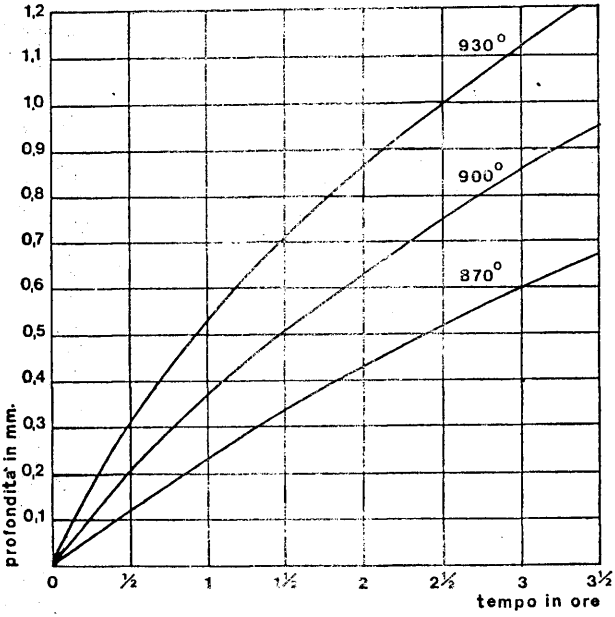

Fig. 55. – Curve « profondità-tempo » ottenute con cementazione in bagno di sali alle temperature indicate

pari tempo, risulta accresciuta la velocità di cementazione del bagno liquido soprattutto per effetto dell'azoto che contribuisce ad accelerare la cementazione carburante.

Nell'insieme, la cementazione in bagno di sali è assai più rapida della cementazione in cassetta, potendosi ottenere con i buoni acciai da cementazione, circa 2-3 decimi di mm di zona cementata nei primi 30-60 minuti, e circa 8-10 decimi in 3-4 ore, a seconda della temperatura a cui si opera.

Le curve della profondità di cementazione in funzione del tempo per tre diverse temperature sono date, a titolo informativo, alla fig. 55.

Trascorso il tempo necessario per ottenere la cementazione voluta, facilmente controllabile per mezzo di provini immersi nel bagno, i pezzi si tolgono, si lasciano sgocciolare per qualche istante e si temprano nel mezzo giudicato piú idoneo per l'acciaio di cui trattasi.

Come mezzo di tempra si usa l'acqua se trattasi di ferro o di acciai al carbonio; l'olio se trattasi di acciai legati ed anche bagni di sali a 180°-200°. Questo ultimo procedimento o *tempra termale* (vedi p. 65) si presta particolarmente bene per pezzi piccoli, dei quali attenua le deformazioni e il pericolo di rotture.

La cementazione in bagno di sali è oggi generalmente adottata soprattutto quando occorra cementare piccoli pezzi in grande numero e per profondità limitate e molto precise, come ingranaggi per cicli e moto, elementi di catene, pezzi di macchine calcolatrici, da scrivere, da cucire, parti di armi, di macchine utensili, di strumenti di precisione, ecc.

Altri non indifferenti vantaggi di questo procedimento sono dati dalla non ossidazione dei pezzi, dalle piccole deformazioni, dalla maggiore facilità e ripetibilità delle operazioni, dal minore ingombro dei mezzi occorrenti per il lavoro da compiere e, infine, dalla possibilità di temprare i pezzi direttamente dal bagno di cementazione, evitandosi cosí i lunghi ed onerosi trattamenti successivi di tempra semplice o doppia, di cui diremo in seguito, necessari quando si cementi in cassetta: ciò è dovuto essenzialmente al tempo piú breve (da mezz'ora a tre ore circa) di permanenza dei pezzi nel bagno e, corrispondentemente, al limitato ingrossamento del grano.

4. Cementazione con gas

I primi esperimenti di cementazione con gas datano da alcuni decenni. Tuttavia solo recentemente questo processo è stato sviluppato secondo criteri scientifici che garantiscono la regolarità e la ripetibilità dei risultati.

I cementi gassosi sono costituiti da *ossido di carbonio* generato in appositi gassogeni per combustione incompleta di metano, gas naturali, carbone di legna, idrocarburi (metano, etano, propano, ecc.), ed altri gas ad azione riducente (idrogeno), od inerte (azoto).

L'azione fondamentale ed essenziale della cementazione gassosa è affidata, come per la cementazione in cassetta, all'ossido di carbonio:

$$2\ CO \rightarrow C + CO_2$$

Anche gli idrocarburi, dal canto loro, contribuiscono a fornire carbonio elementare per piroscissione:

$$CH_4 \rightarrow C + 2\ H_2$$

$$C_2H_6 \rightarrow C + CH_4 + H_2$$

$$2\ C_3H_8 \rightarrow 3\ C + C_2H_6 + CH_4 + 3\ H_2 \text{ ecc.}$$

carbonio che, alla temperatura di cementazione, si combina col ferro per formare carburo di ferro che diffonde nell'austenite.

Il carbonio attivo che si libera dagli idrocarburi controbatte anche l'azione *decarburante* che tendono a promuovere tanto la CO_2 che l'H_2O la cui azione, nei riguardi della cementazione, è decisamente *negativa*, e che debbono pertanto essere assenti, o presenti in quantità trascurabili.

Per ottenere cementi gassosi si può partire anche da alcool (etilico, metilico o isopropilico) perfettamente anidro a cui si aggiungono piccole quantità di benzina, trementina, ragia minerale, ecc. Queste miscele, fatte gocciolare e gassificare nei recipienti di cementazione in quantità opportune, liberano i gas necessari alla cementazione.

L'atmosfera cementante dev'essere controllata nella composizione e portata a quel *potenziale di cementazione* che le consenta di esplicare un'azione carburante completa, tale cioè da ottenere la saturazione dell'austenite alla temperatura a cui si opera. Tale saturazione, rilevabile alla superficie di contatto gas-acciaio, è data dalla linea A_{cm} del diagramma Fe-C e varia apprezzabilmente per i diversi acciai (fig. 56).

Rispetto al valore dell'eutettoide, tale saturazione è decisamente ipercarburante. È noto che, in pratica, tali ipercarburazioni non sono desiderabili, in quanto apportatrici di fragilità, e sono invece apprezzate quelle cementazioni che presentano in superficie concentrazioni di carbonio di poco superiori all'eutettoide. Nel caso della cementazione a gas ciò si ottiene facendo seguire al periodo di cementazione vera e propria o *cementazione attiva* (la cui durata si indica con T_c) un *periodo di diffusione* $T_t - T_c$ (essendo T_t la durata *totale* della cementazione) che può essere piú o meno lungo a seconda della minore o maggiore concentrazione di carbonio che si desidera avere in superficie.

Durante il periodo di diffusione il *potenziale di cementazione* dell'atmosfera viene ridotto, ciò che consente al carbonio presente in eccesso alla superficie di diffondere verso l'interno, mentre alla superficie si ottiene la quantità di carbonio desiderata. Ciò si consegue regolando la composizione del gas durante la fase di diffusione in modo che essa risulti « inerte » rispetto al carbonio presente negli strati esterni del bordo cementato.

Un contributo notevole alla interpretazione dei fenomeni connessi con la cementazione gassosa ci vien dato dagli studi di Harris, il quale ha dimostrato che, nella cementazione gassosa, la profondità della cementazione è funzione solo del tempo e della temperatura, ed è praticamente uguale per tutti gli acciai *purché il potenziale di carburazione dell'atmosfera sia sufficiente a determinare in superficie la saturazione dell'austenite* (fig. 56).

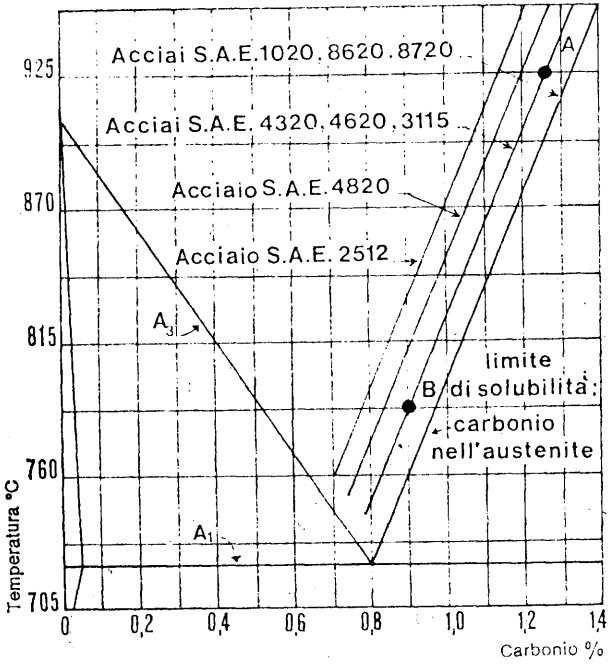

Fig. 56. – Curve di saturazione per diversi acciai (C% massimo alla superficie)

I dati illustranti la relazione fra profondità di cementazione *totale*, temperatura e durata sono riportati in tabella 1. Essi sono validi per *tempi a regime* (escluso cioè il preriscaldo), anche se vi sia un periodo di diffusione alla stessa temperatura di cementazione.

Le curve del gradiente del carbonio (%C — profondità) hanno tutte, secondo Harris, l'andamento di una « curva standard », valevole per tutti gli acciai. In essa, il tenore di carbonio, in ordinate, è espresso in valori percentuali della differenza fra il tenore di carbonio in superficie ed il tenore di carbonio del cuore (ossia del « carbonio aggiunto »), e la pro-

TABELLA 1

PROFONDITÀ DI CEMENTAZIONE (in mm) IN RELAZIONE ALLA TEMPERATURA ED ALLA DURATA TOTALE DEL TRATTAMENTO (Harris). [1])

Durata in ore	Temperatura del trattamento °C									
	760	790	815	840	870	900	925	950	980	1010
1	0.20	0.25	0.30	0.38	0.46	0.53	0.64	0.74	0.86	1.02
2	0.28	0.36	0.43	0.53	0.64	0.76	0.89	1.04	1.22	1.42
3	0.36	0.43	0.53	0.64	0.79	0.94	1.09	1.30	1.50	1.75
4	0.41	0.51	0.61	0.74	0.89	1.07	1.27	1.50	1.75	2.01
5	0.46	0,56	0.69	0.84	1.02	1.19	1.42	1.68	1.93	2.26
6	0.48	0.61	0.76	0.91	1.09	1.32	1.55	1.83	2.13	2.46
7	0.53	0.66	0.81	0.99	1.19	1.42	1.68	1.98	2.31	2.67
8	0.56	0.71	0.86	1.04	1.27	1.52	1.80	2.11	2.46	2.84
9	0.61	0.74	0.91	1.12	1.35	1.60	1.91	2.24	2.62	3.02
10	0.63	0.79	0.97	1.17	1.42	1.70	2.01	2.36	2.74	3.20
11	0.66	0.84	1.02	1.22	1.50	1.78	2.11	2.46	2.87	3.35
12	0.69	0.86	1.07	1.30	1.55	1.85	2.21	2.59	3.02	3.51
13	0.71	0.89	1.09	1.35	1.63	1.93	2.29	2.69	3.12	3.63
14	0.74	0.94	1.14	1.40	1.68	2.01	2.39	2.79	3.25	3.78
15	0.79	0.96	1.19	1.45	1.73	2.08	2.46	2.90	3.38	3.91
16	0.81	0.99	1.22	1.50	1.80	2.13	2.54	2.97	3.48	4.04
17	0.84	1.02	1.27	1.53	1.85	2.21	2.62	3.07	3.58	4.17
18	0.84	1.07	1.30	1.57	1.90	2.29	2.69	3.18	3.68	4.29
19	0.86	1.09	1.35	1.63	1.96	2.34	2.77	3.25	3.78	4.39
20	0.89	1.12	1.37	1.68	2.01	2.39	2.84	3.33	3.89	4.52
21	0.91	1.14	1.40	1.70	2.06	2.46	2.90	3.40	3.99	4.62
22	0.94	1.17	1.42	1.75	2.11	2.51	2.97	3.51	4.09	4.72
23	0.97	1.19	1.47	1.78	2.16	2.57	3.05	3.58	4.17	4.83
24	0.99	1.22	1.50	1.83	2.18	2.62	3.10	3.66	4.27	4.95
25	0.99	1.24	1.52	1.85	2.24	2.69	3.18	3.73	4.34	5.05
26	1.02	1.27	1.55	1.91	2.29	2.74	3.23	3.81	4.45	5.16
27	1.04	1.30	1.60	1.93	2.34	2.79	3.30	3.89	4.52	5.23
28	1.07	1.32	1.63	1.98	2.39	2.84	3.35	3.94	4.60	5.33
29	1.07	1.35	1.65	2.01	2.41	2.90	3.40	4.01	4.70	5.44
30	1.09	1.37	1.68	2.03	2.46	2.95	3.48	4.09	4.78	5.51

[1]) Questi dati pongono in evidenza la considerevole influenza della temperatura sulla profondità della cementazione, la quale varia direttamente con la radice quadrata del tempo trascorso. Per esempio se cementando a 920° si ottiene in 3 ore a regime ca. 1 mm di cementazione, in 6 ore si ottengono:

$$\text{mm } 1 \times \frac{\sqrt{6}}{\sqrt{3}} = 1 \times \frac{2{,}45}{1{,}74} = \text{mm } 1{,}4 \sim$$

e in 12 ore:

$$\text{mm } 1 \times \frac{\sqrt{12}}{\sqrt{3}} = 1 \times \frac{3{,}45}{1{,}74} = \text{mm } 2 \sim, \text{ ecc.}$$

fondità, in ascisse, è espressa in valori percentuali della profondità di cementazione effettiva.

Evidentemente, pertanto, la curva di Harris segue l'andamento di una retta che termina in ordinate e in ascisse col valore 100%, retta che l'Harris chiama « di compensazione », mentre la reale curva di Harris degrada asintoticamente rispetto alle ascisse come da fig. 57.

Come si è detto, i valori del tempo riportati sulla tabella di Harris comprendono la cementazione vera e propria ed una eventuale diffusione alla stessa temperatura, per cui indicando con T_t la durata *totale* del trattamento e con T_c la durata della effettiva cementazione, si avrà l'identità:

$$\underset{\text{totale}}{T_t} = \underset{\text{cementazione}}{T_c} + \underset{\text{diffusione}}{(T_t - T_c)}$$

Si indichi ora: con C l'incremento del tenore di carbonio in superficie *dopo la cementazione* (cioè il tenore di carbonio in superficie *meno* il % di carbonio contenuto nell'acciaio d'origine) e con D l'analogo incremento dopo la diffusione.

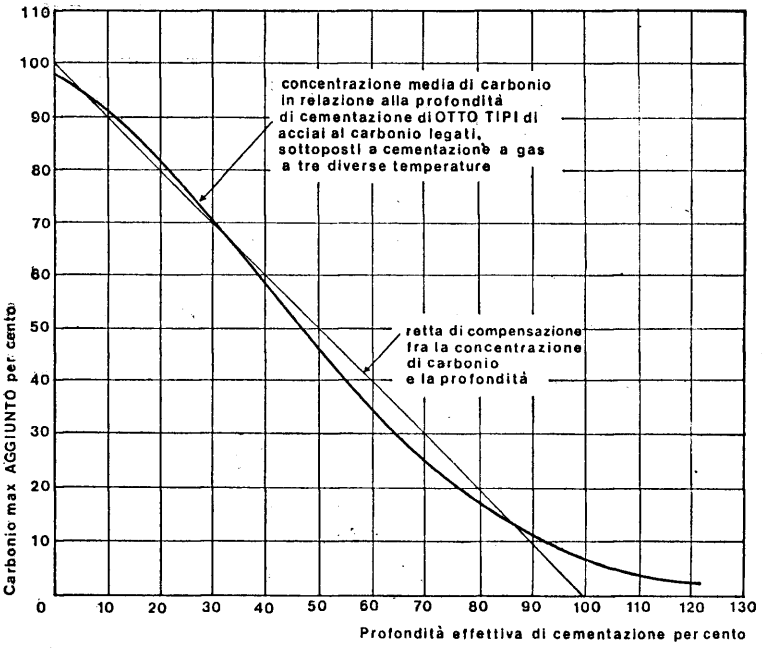

Fig. 57. – Curva standard di Harris del gradiente del carbonio e retta di compensazione per gli acciai cementati (*Centro del Nichel*)

Fra queste due grandezze C e D, il tempo totale T_t e il tempo di cementazione T_c intercorre la relazione:

$$(*) \qquad T_c = T_t \times \left(\frac{D}{C}\right)^2$$

Con l'uso di questa formula e della tabella di Harris è possibile regolare le condizioni di operazione in modo da ottenere i risultati desiderati, non solo come profondità, ma anche per quanto riguarda la concentrazione del carbonio in superficie.

Un esempio chiarirà questi concetti:

Si desideri, operando a 925°, ottenere 1 mm di cementazione totale, su di un acciaio SAE 4320, (equivalente all'acciaio UNI 18 NiCr Mo 7) con un tenore di carbonio in superficie di ca. 0.9%. Come si dovrà procedere?

La tabella Harris ci indica che per ottenere una profondità di cementazione di 1 mm operando a 925° occorrono 3 ore. Però così operando si avrà in superficie, per l'acciaio 4320 una concentrazione di carbonio di ca. 1.25% (v. fig. 56 punto A), ma poiché noi vogliamo invece ottenere in superficie C 0.9% si dovranno evidentemente suddividere le stesse 3 ore fra cementazione e diffusione. Il tempo di cementazione T_c è dato introducendo nella formula (*) i seguenti valori:

$$T_t = 3 \text{ ore}$$
$$C = 1.25 - 0.20 = 1.05$$
$$D = 0.9 - 0.20 = 0.70$$

Si ha perciò:

$$T_c = 3 \times \left(\frac{0.70}{1.05}\right)^2 = 3 \times 0.66^2 = 3 \times 0.435 = \text{ore } 1.20 \text{ circa.}$$

In questo tempo si otterranno (v. tabella) $\sim$ mm 0,72 di cementazione con $C\ max = 1{,}25$ (v. fig. 56). Si può a questo punto iniziare la *diffusione* che durerà evidentemente il tempo $T_t - T_c = 3^h - 1^h\,20' = 1^h\,40'$ e si perverrà ad ottenere lo strato di cementazione desiderato per profondità e concentrazione.

Allo stesso risultato si sarebbe naturalmente potuti pervenire cementando a temperature piú basse, impiegando però un tempo maggiore. In particolare si sarebbe dovuto aumentare il periodo di cementazione e diminuire in proporzione il periodo di diffusione. Come caso limite, per avere 0,9% di C senza voler ricorrere al periodo di diffusione, si dovrebbe cementare a 790° (v. punto B del diagramma 56) ma per ottenere a questa temperatura 1 mm di cementazione, l'operazione dovrebbe essere pro-

tratta per 15 ore, vale a dire per un tempo 5 volte maggiore di quello che occorre complessivamente per effettuare la cementazione a 920/930° e la successiva diffusione.

Utilizzando i valori tabellari e la curva standard del gradiente del carbonio di Harris, è possibile tracciare la curva « C%-profondità » per qualsiasi acciaio e per qualsiasi condizione di temperatura e di tempo.

Si voglia, ad es., tracciare la curva per un acciaio SAE 2512, con 5% Ni e 0,10% C sottoposto a cementazione a 925° per una durata di 4 ore, e poi a 2 ore di diffusione. A 925°, questo acciaio assumerà in superficie (v. fig. 56) un tenore di C di 1,14%. Essendo:

$$T_c = 4 \text{ ore}$$
$$T_t = 6 \text{ ore}$$
$$C = 1.14 - 0.10 = 1.04$$

ne risulta, risolvendo la (*) rispetto a D,

$D = 0{,}85$ (differenza fra il tenore di carbonio della superficie e del cuore dopo la diffusione, ossia *carbonio aggiunto*).

Sull'ordinata della « retta di compensazione » di Harris questo valore (0,85%) corrisponderà perciò al valore « 100 ».

Secondo la tabella di Harris, la profondità di cementazione effettiva che si ottiene dopo 6 ore a 925° è di mm 1,55. Sull'ascissa della retta di Harris, questo valore (1,55 mm) corrisponderà perciò anch'esso a « 100 ».

Se ci si riferisce ora alla *curva standard* di Harris, si otterranno i seguenti valori:

Col. 1	Col. 2	Col. 3	Col. 4	Col. 5
% del carbonio *massimo aggiunto* (fig. 57, ordinate)	carbonio effettivamente aggiunto (col. 1 × 0,85/100)	carbonio totale compreso il C base (col 2 + 0,10)	% della profondità di cementazione (fig. 57, ascisse)	Profondità di cementazione in mm (col. 4 × 1,55/100)
100	0.85	0.95	0	0.00
90.3	0.77	0.87	10	0.15
81.4	0.69	0.79	20	0.31
70.7	0.60	0.70	30	0.46
59.1	0.50	0.60	40	0.62
47.2	0.40	0.50	50	0.77
35,8	0.30	0,40	60	0.93
25.6	0.22	0.32	70	1.08
17.2	0.15	0.25	80	1.24
11.0	0.09	0.19	90	1.39
6.7	0.06	0.16	100	1.55
4.0	0.03	0.13	110	1.70
1.9	0.02	0.12	120	1.86

I valori delle colonne 3 e 5 riportati in diagramma ci danno la curva « % C — profondità » cercata. Tale curva è riportata in fig. 58 (tratto pieno) ove è stata tracciata anche la curva (tratteggiata) *ricavata sperimentalmente* operando nelle stesse condizioni. La concordanza delle due curve, tenuto conto degli inevitabili errori sperimentali, è molto buona, e ciò sta a dimostrare la validità delle considerazioni di Harris.

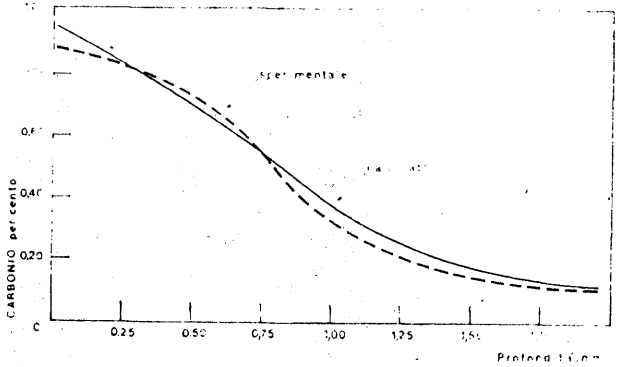

Fig. 58. – Curve % C - profondità per un acciaio al nichel SAE 2512. Concordanza fra la curva calcolata secondo Harris e quella ricavata sperimentalmente (*Centro del Nichel*)

Si ripete che dette considerazioni, la cui importanza pratica è piú che evidente, valgono per atmosfere a potenziale di carbonio tale da creare le condizioni di saturazione dell'austenite. In difetto di detto potenziale, od in eccesso (deposizione di carbonio amorfo sui pezzi e probabile formazione di carburi indisciolti) la curva standard di Harris, cosí com'è presentata, non è piú valida. Per operare nelle condizioni di Harris, occorre disporre di un'atmosfera sufficientemente ricca di CO (almeno 20%), addizionata di idrocarburi (ca. 5% CH_4) e quasi perfettamente secca (punto di condensa o di « rugiada » di $-7° \div -12°$ C) (v. p. 118).

Nelle moderne installazioni di cementazione gassosa, il gas CO viene ottenuto, in appositi gassogeni, dalla combustione incompleta del metano, secondo la reazione teorica:

$$7)\quad \underset{\substack{\text{metano}\\(2\text{ vol.})}}{2\,CH_4} + \underset{\substack{\text{aria}\\(5\text{ vol.})}}{O_2 + 4\,N_2} \rightarrow \underset{\substack{\text{ossido di C}\\(20\,\%)}}{2\,CO} + \underset{\substack{\text{idrogeno}\\(40\,\%)}}{4\,H_2} + \underset{\substack{\text{azoto}\\(40\,\%)}}{4\,N_2}$$

Si tratta, come si vede, di bruciare ca. 2 volumi di metano con ca. 5 volumi d'aria per arrivare ad un gas col 20% ca. di CO.

La reazione 7), per avvenire completamente, richiede apporto di calore. È cioè una reazione *endotermica*, per cui il gas cementante che ne risulta è detto genericamente *endogas*, o, dalla sua composizione volumetrica, gas « 20/40/40 ». Per avere una sufficiente formazione quantitativa di endogas al piú elevato tenore di CO possibile, la miscela, negli appositi « generatori » (fig. 59) viene fatta passare attraverso torri di reazione a 900-1000° ca., riempite di sostanza inerte porosa imbevuta di sali di nichel (catalizzatore).

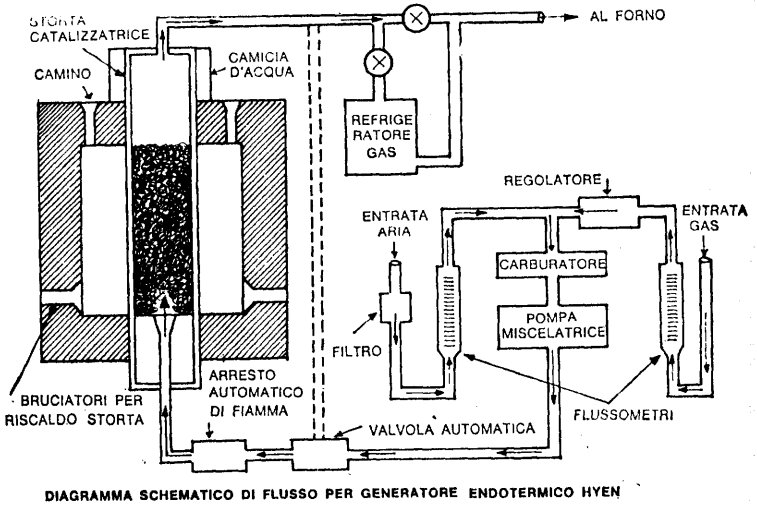

Fig. 59. – Schema di un generatore di endogas (*Sfeat*)

L'endogas, di per se stesso, non ha tuttavia un'azione cementante molto efficace, poiché la pressione parziale del CO è debole ed è contrastata dall'H_2 che, in determinate condizioni, ha effetto decarburante poiché promuove la reazione « decementante »

$$(8) \qquad 2\,H_2 + Fe_3C \rightarrow 3\,Fe + CH_4$$

L'endogas, detto anche « gas portante », lo si può però rendere decisamente cementante aggiungendo circa il 5% di metano, che contrasta la reazione (8) riportandola verso sinistra. L'endogas cosí va ai forni da cementazione costituiti per lo piú da camere orizzontali o da « recipienti » verticali in cui la corrente di gas lambisce con continuità la carica disposta su appositi supporti.

Come già detto, è necessario che il gas cementante sia secco, ossia contenga la minore quantità possibile di acqua. Se la reazione (7) di formazione dell'endogas avviene il piú possibile vicino alle condizioni teoriche, la quantità di acqua che si forma è molto piccola. Quest'ultima può essere determinata assai rapidamente con il controllo del « punto di rugiada » o punto di condensa [1].

La fig. 60 è di assai utile consultazione perché stabilisce la relazione

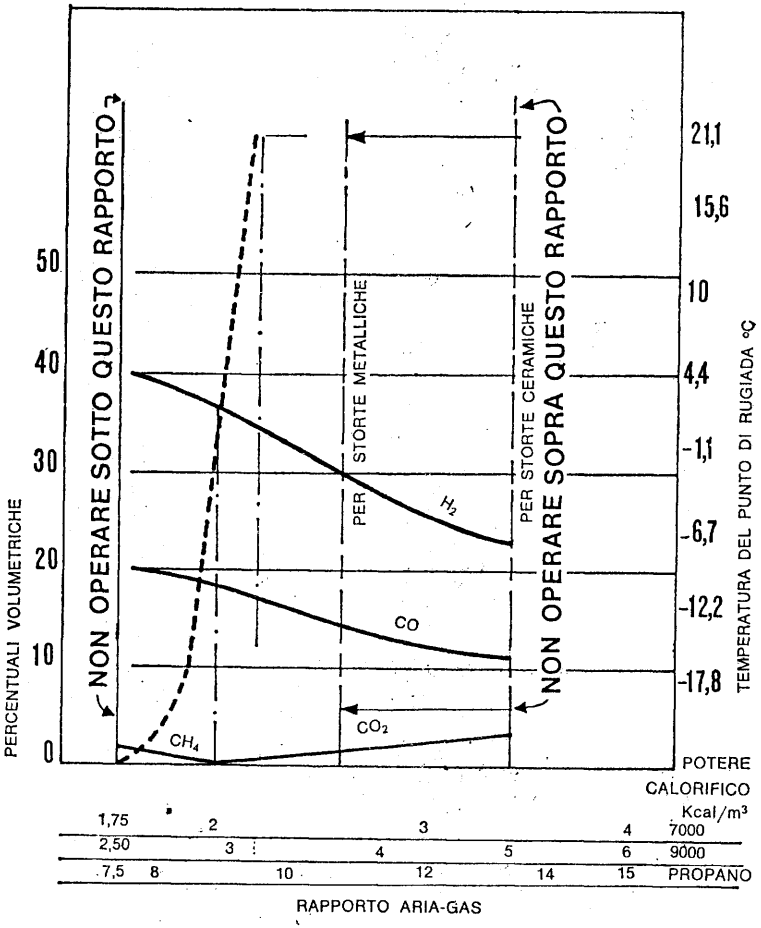

Fig. 60. – Interdipendenza fra punto di rugiada e composizione del gas

[1] La tab. 4 a pag. 118 esprime la correlazione fra punto di rugiada e tenore di acqua, ed è valevole per qualsiasi gas.

tra punto di rugiada (linea tratteggiata) e composizione del gas. Per un gas prossimo alla composizione teorica (circa 20% CO) il punto di rugiada è circa + 1 °C. Ma esso viene considerevolmente abbassato dalle aggiunte di metano. Generalmente si hanno buone condizioni cementanti con gas arricchito di CH_4 in quantità tale (ca. 5 ÷ 8%) che ne risulti un punto di rugiada di circa — 7 °C ÷ — 12 °C (= 20 ÷ 10 °F). Nei moderni forni cementanti la « chiamata » del metano è regolata esclusivamente dal punto di rugiada.

La presenza del metano nel gas cementante tende a renderlo ipercarburante. Generalmente si corregge questa tendenza cementando a temperature elevate (900-950°) e facendo seguire un appropriato periodo di diffusione. Con ciò si ottiene anche una considerevole abbreviazione dei tempi operativi.

Di grande interesse ai fini pratici sono le curve di fig. 61 che ci danno, per varie temperature di cementazione, la relazione fra punto di rugiada del gas e % di C negli strati più esterni dell'acciaio, per un endogas « 20/40/40 » arricchito opportunamente con metano.

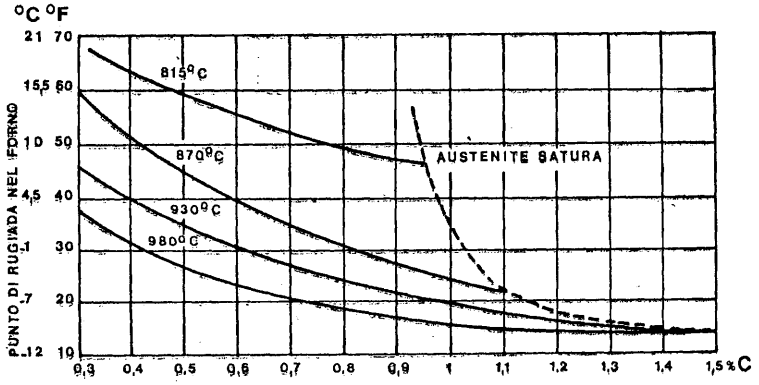

Fig. 61. – Relazione fra potenziale di carbonio di un'atmosfera cementante, temperatura di cementazione e punto di rugiada del gas

L'uso del « gas portante » con l'aggiunta di opportune qualità di idrocarburi ha reso possibile il controllo pressoché totale della cementazione e la realizzazione di processi in forni continui, a diverse sezioni, ove si susseguono il « preriscaldo », la « cementazione », la « diffusione ». Infine, in una « camera di uscita », la carica può essere o raffreddata lentamente o temprata a temperatura opportuna.

Nel caso dei forni a recipiente, dopo la cementazione gassosa e l'eventuale diffusione, la tempra della carica si può effettuare direttamente grazie agli speciali dispositivi di disimpegno di cui tali forni sono ordinariamente dotati. Per il raffreddamento lento normale sono invece previste, nel caso in cui si voglia disimpegnare il forno di cementazione per cariche successive, apposite camere a pozzo eventualmente munite di dispositivi per la circolazione di un gas antidecarburante.

La diffusione non è necessaria, ed è anzi opportuno raffreddare piuttosto rapidamente dopo la cementazione (per es. in recipiente chiuso, all'aria) se l'agente cementante è costituito da solo CO, come avviene in forni a chiusura ermetica di recente costruzione. In effetti il potenziale carburante del gas CO è, per l'assenza degli idrocarburi, inferiore al potenziale di saturazione di Harris. Si sopperisce, però, in parte a ciò agendo a leggera pressione, dato che la reazione fondamentale della cementazione ad opera del CO:

$$2\ CO + 3\ Fe \rightarrow Fe_3\ C + CO_2$$

viene facilitata, ossia è « spinta » verso destra, da un aumento della pressione.

I forni a gas di questo tipo, generalmente verticali, sono costituiti da un robusto « recipiente » in lega pregiata (generalmente Inconel) in cui viene posta la carica da cementare, opportunamente sospesa. Il gas cementante CO viene prodotto nell'interno del recipiente stesso da una piccola quantità (circa $1 \div 2$ kg per una carica di 150-200 kg) di carbone di legna ben secco e di carbonato di bario.

Il recipiente, dove viene dapprima praticato un vuoto piuttosto spinto, è introdotto nel forno riscaldante (che può essere elettrico, o a metano, o a nafta) già portato a temperatura di cementazione. Il gas CO che si sviluppa determina una certa pressione nel recipiente, che aumenta col crescere della temperatura.

Si cerca di ottenere una pressione di circa 1,5 atm. a 920-930°. In queste condizioni la cementazione si compie assai efficacemente. Il consumo assai basso di granulare e la rapidità con cui la carica viene riscaldata, rendono il processo assai economico. I costi di produzione sono meno della metà di quelli in cassetta.

5. Il trattamento termico dei pezzi cementati

Dopo la cementazione, comunque eseguita, si procede al trattamento termico dei pezzi cementati (ordinariamente una o due tempre) allo scopo di conferire al bordo cementato la massima durezza possibile ed al cuore resistenza e tenacità.

Questi trattamenti sono della massima importanza e debbono essere oggetto della piú grande attenzione, perché a nulla servirebbe l'avere eseguito una cementazione perfetta se il trattamento termico successivo non fosse dei piú accurati. A questo riguardo è opportuno notare che molti insuccessi (durezza insufficiente, zone « dolci », ecc.), per solito attribuiti alla cementazione ed ai cementi impiegati, sono, di sovente, da ascriversi al fatto di non avere eseguito razionalmente i trattamenti termici successivi.

A proposito dei quali non è possibile dare norme uniche e precise, poiché queste possono variare a seconda della composizione degli acciai, del metodo di cementazione seguito (se in cassetta, in bagno di sali, o in gas), della conformazione e della massa dei pezzi, dell'importanza delle caratteristiche della periferia e del cuore, di condizioni particolari (per es. necessità di sottoporre il pezzo dopo cementazione a lavorazione meccanica), ecc. ecc.

Per quanto riguarda la composizione chimica degli acciai impiegati, generalmente nei cataloghi delle acciaierie sono indicate temperature e modalità dei trattamenti termici successivi alla cementazione. Per tutte le altre circostanze sopracitate, è necessario valutare caso per caso le necessità singole e stabilire, a seconda delle esigenze, il ciclo di trattamento termico piú conveniente.

Si dovrà stabilire innanzitutto se il pezzo cementato dovrà essere lavorato o no. La lavorazione meccanica viene di norma eseguita quando si vogliano asportare determinate parti che si desidera restino dolci dopo la cementazione [1]. In questo caso i pezzi vengono lasciati raffreddare

[1] Vi sono due sistemi per far sí che determinate zone di un pezzo restino « dolci » dopo la cementazione: uno é quello di applicare su dette parti speciali *paste o vernici anticementanti*, che si trovano in commercio, a base di argille molto adesive, amianto in polvere, « chamotte », talune polveri metalliche, leganti, ecc. e ponendo i pezzi cosí ricoperti nelle cassette o nelle camere a gas. La protezione ben di rado è assoluta poiché i gas circolano, anche se in misura ridotta, fra superficie del pezzo e pasta protettiva provocando ugualmente una cementazione sia pure alquanto attenuata. Un buon risultato però si ottiene ugualmente con questo sistema se i pezzi si temprano, dopo la cementazione, con la pasta anticementante « in loco ». Infatti la pasta, che è eminentemente colbente, determina un considerevole

lentamente nelle cassette, o nelle camere di raffreddamento, o nei recipienti nel caso della cementazione solida o con gas, all'aria o meglio sotto polvere di carbone, o in farina fossile nel caso della cementazione liquida.

A questo punto, se i pezzi sono di acciaio da cementazione al carbonio o debolmente legati sono di regola *lavorabili*, ma se in acciai altamente legati, vengono di solito sottoposti a una ricottura di coalescenza o di globulizzazione (v. p. 16) eseguita alla piú bassa temperatura possibile (650-680°) e con adatta protezione della superficie dei pezzi.

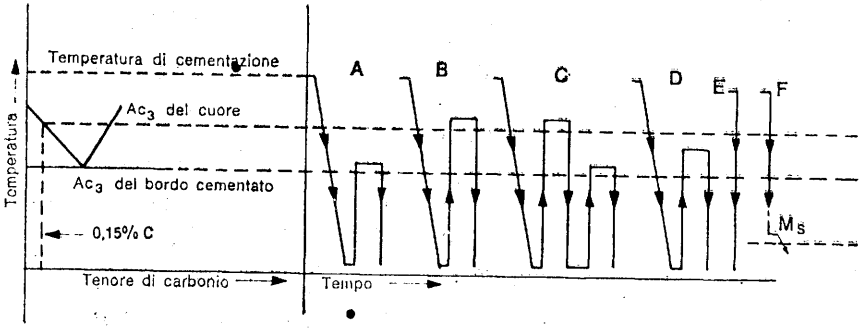

Fig. 62. – Rappresentazione schematica dei diversi trattamenti termici successivi alla cementazione

Se invece i pezzi cementati non debbono subire alcuna lavorazione meccanica, si procede subito alla loro *tempra*. Questa può essere *diretta*, ossia fatta direttamente sui pezzi all'uscita dalle cassette o dalle camere a gas, o dal bagno di sali, oppure previo raffreddamento dei pezzi stessi nella cassetta od all'aria.

La tempra diretta (v. schemi *E* e *F* della fig. 62) [1] viene eseguita da una temperatura compresa fra la *temperatura di cementazione* (ca. 920-870°) e la *temperatura critica del cuore* (ca. 880-830°). Essa è senza dubbio

rallentamento locale della velocità di tempra e pertanto il pezzo in corrispondenza delle zone protette rimane dolce.

Ottimi risultati si ottengono proteggendo con *vernici*, assai più adesive delle *paste*, a base di polvere di rame dispersa in adatto veicolo.

Se depositato elettroliticamente nelle zone che non debbono subire cementazione, il rame costituisce il piú efficace protettivo fino ad oggi noto, e questo procedimento viene usato anche per i pezzi da cementare in bagni di sali.

Il secondo sistema, il piú sicuro e radicale per evitare zone cementate, consiste nel lasciare sui pezzi, in corrispondenza delle zone che debbono rimanere dolci, adeguati *sovrametalli* che verranno poi asportati, dopo cementazione e ricottura, con la lavorazione meccanica.

[1] Il trattamento «F» schematizza la tempra termale.

la meno razionale perché eseguita su pezzi che hanno subíto un piú o meno prolungato surriscaldamento durante la cementazione, e che presentano quindi un grano ingrossato. Essa viene pertanto generalmente praticata solo per quei pezzi che non vanno soggetti ad urti o a sollecitazioni meccaniche importanti, ma che debbono presentare soltanto una grande durezza superficiale. Anche i pezzi cementati in bagno di sali, che in conseguenza della brevità della cementazione non hanno subito un surriscaldamento preoccupante, vengono spesso assoggettati alla tempra diretta.

Ma sui pezzi che hanno subíto una cementazione profonda (7-8 decimi di mm ed oltre), e che sono stati pertanto alle alte temperature di cementazione per diverse ore, o, comunque, sui pezzi assoggettati a sollecitazioni importanti, non conviene fare il trattamento di tempra diretta, ma è necessario procedere ad un affinamento del grano. Ciò si ottiene lasciando raffreddare lentamente i pezzi (in cassetta od all'aria) e sottoponendoli a successivi riscaldi per poi effettuare una o due tempre a temperature opportune. In generale sui pezzi cementati e raffreddati lentamente viene eseguita:

a) o una sola *tempra da bassa temperatura* (di 20-30° superiore al punto critico del bordo cementato);

b) o una sola *tempra da alta temperatura* (di 20-30° superiore al punto critico del cuore);

c) o una *doppia tempra* (trattamento *b* e trattamento *a* eseguiti l'uno successivamente all'altro).

Col trattamento *a*) (v. schema *A* della fig. 62) si ottiene una grande finezza e tenacità del bordo cementato; il cuore però non viene completamente rigenerato e non risulta temprato che parzialmente: pertanto la sua resistenza è bassa e notevole l'allungamento; la resilienza (in conseguenza della mal definita struttura che un acciaio assume quando venga temprato a temperatura compresa nell'intervallo di trasformazione) presenta valori incostanti. Non di rado i pezzi cementati e cosí trattati risultano fragili.

Col trattamento *b*) (v. schema *B*) il cuore, completamente rigenerato e temprato, sviluppa il massimo delle sue proprietà globali per quanto riguarda resistenza e tenacità. Il bordo cementato appare tuttavia a grano grossolano perché temprato a temperatura troppo alta in relazione al suo abbondante contenuto di carbonio.

Il trattamento *c*) (schema *C*) o di doppia tempra, dovrebbe entro certi limiti riunire i vantaggi dei trattamenti *a*) e *b*), ma non si può asserire questo in linea generale: infatti se colla prima tempra si ottiene una rige-

nerazione completa del cuore, ma un surriscaldo del bordo cementato, colla seconda si affina bensí quest'ultimo, ma il cuore, per quanto rigenerato nel grano, non risulterà completamente temprato e la sua microstruttura non apparirà molto diversa da quella che si ottiene con il solo trattamento *a*).

Per questa ragione il trattamento di doppia tempra che, oltre tutto, è oneroso, tende ad andare oggi piuttosto in disuso e ad essere sostituito da una *tempra unica da temperatura intermedia* fra Ac_3 del cuore e Ac_3 del bordo cementato (schema *D* di fig. 62). Questo trattamento dà risultati particolarmente favorevoli sugli acciai da cementazione al cromo-nichel e al cromo-nichel-molibdeno.

Per quanto riguarda i mezzi di tempra, per gli acciai cementati, oltre all'olio ed all'acqua, si va sempre piú diffondendo il bagno di sali a ca. 200°.

Si tratta, come già si è detto, di applicare anche ai pezzi cementati la tempra termale (v. p. 65) (schema *E* della fig. 62). La tempra termale è tanto piú interessante per i pezzi cementati in quanto questi sono particolarmente suscettibili di deformarsi con la tempra ordinaria in olio a causa del diverso comportamento alla tempra del cuore e del bordo cementato a differente tenore di carbonio.

Sui pezzi cementati e temprati viene generalmente praticato, come abbiamo già detto (v. p. 22), anche un rinvenimento di distensione a 150°-180° allo scopo di allontanare la maggior parte delle tensioni e diminuire quindi il pericolo di rotture. La temperatura di questo trattamento va controllata con precisione per non addolcire la superficie dei pezzi. Detto rinvenimento viene pertanto eseguito in bagni d'olio o di sali, e la sua durata va controllata in relazione agli spessori ed alle masse: in generale esso va da 30′ a 2 ore circa.

Il rinvenimento di distensione viene spesso abolito nel caso dei pezzi sottoposti a tempra termale poiché con questo procedimento le tensioni interne sono considerevolmente minori.

Un pezzo correttamente cementato e temprato assume durezze rilevantissime alla superficie (da 62 a 65 Rockwell C, corrispondenti al cosiddetto « rifiuto di lima »). Nel caso di pezzi cementati profondamente (per es. 1 mm) tale durezza si mantiene nei primi decimi di mm sottostanti al bordo, in cui la composizione permane eutettoide. Ciò ha molta importanza in pratica per i pezzi che debbono essere rettificati, la cui durezza, pertanto, non deve diminuire in misura sensibile dopo l'asportazione del sovrametallo di rettifica. Proseguendo verso l'interno, la durezza del pezzo cementato deve degradare uniformemente (v. fig. 63) a garanzia della tenacità e della aderenza del bordo cementato al cuore del pezzo.

È stato convenzionalmente stabilito (UNI Tab. 4847, marzo 1970) di chiamare *spessore efficace* di indurimento la distanza fra la superficie del pezzo cementato e temprato ed il punto interno la cui durezza è 550 Vickers (HV 1/15); mentre per *spessore o profondità totale* s'intende la distanza fra la superficie del pezzo ed il punto in cui non si rileva più alcuna differenza fra le caratteristiche chimiche e fisiche del cuore e quelle dello strato indurito. A titolo orientativo, lo spessore efficace è circa 2/3 dello spessore totale (v. fig. 63).

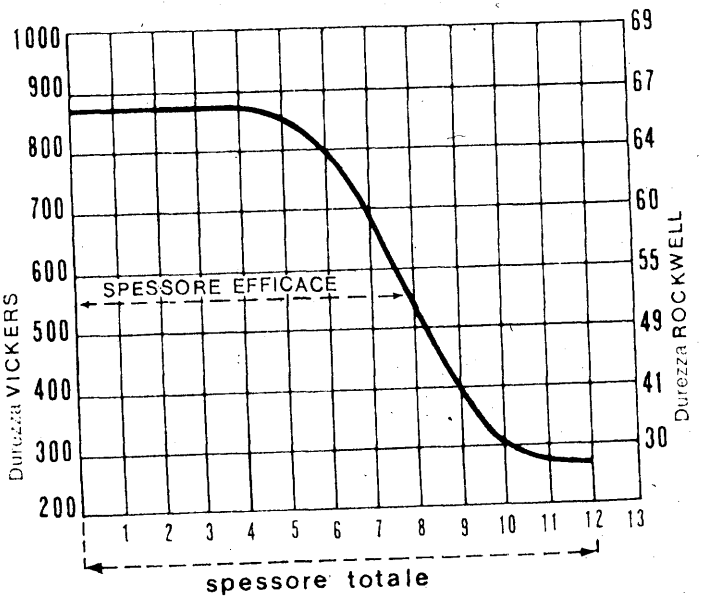

Fig. 63. – Diagramma « durezza-profondità » per un acciaio C 16 cementato e temprato in acqua

6. Nitrurazione

La nitrurazione è un trattamento di cementazione con azoto proveniente da ammoniaca parzialmente dissociata, che si effettua a ca. 500° su acciai di composizione speciale (contenenti cioè alluminio, cromo, molibdeno, vanadio) allo scopo di impartire alla superficie una elevatissima durezza (1100-1200 Vickers).

L'indurimento superficiale è dovuto alla formazione di azoturi (di alluminio, cromo, ecc.) assai duri, e la penetrazione dell'azoto nell'acciaio

avviene con velocità circa 1/10 di quella con cui si compie la diffusione del carbonio. Pertanto, a titolo informativo, la formazione di uno strato nitrurato di circa 1/10 di mm richiede circa 8-10 ore di tempo.

Alla temperatura di nitrurazione l'ammoniaca subisce una debole dissociazione; però a contatto con l'acciaio la dissociazione aumenta, e la reazione che ha luogo alla superficie di contatto tra gas e acciaio è:

$$2\ NH_3 \rightarrow 2\ N + 3H_2$$

L'azoto atomico in parte si trasforma in molecolare, sfuggendo con l'idrogeno, ma in parte reagisce con l'acciaio diffondendo in esso e formando azoturi che possono essere schematizzati con le formule: $(Fe, Al, Cr...)_2\ N$ e $(Fe, Al, Cr...)_4\ N$.

Data la tendenza dell'azoto atomico a trasformarsi in azoto molecolare, è necessario rinnovare continuamente l'ammoniaca attorno ai pezzi da nitrurare.

Lo strato nitrurato è composto di due zone: quella esterna, a piú alto tenore di azoto e perciò del tipo $(Fe, Al, Cr...)_2\ N$, è detta anche « coltre bianca » è molto fragile e deve essere alla fine eliminata per diffusione. Durante la nitrurazione la formazione di questa zona è necessaria per facilitare la diffusione dell'azoto in profondità. La seconda zona, meno ricca di azoto e del tipo $(Fe, Al, Cr...)_4\ N$ ha durezza inferiore, è meno fragile e presenta ottime proprietà di resistenza all'usura (tav. xx, fig. *a* e *b*).

Il grado di dissociazione dell'ammoniaca influisce, naturalmente, sull'andamento del processo. Per la formazione della coltre bianca il grado di dissociazione deve essere compreso fra 20 e 40%, e tale deve rimanere fino alla fine del processo se i pezzi saranno, a termine del ciclo, rettificati. Ma se i particolari sono già finiti di lavorazione, salvo una eventuale leggera lappatura, occorre eliminare la coltre bianca elevando, nell'ultimo periodo della nitrurazione, il grado di dissociazione fino a 70-80%, il che si ottiene riducendo opportunamente il flusso dell'ammoniaca.

Gli acciai da nitrurazione contengono 0,30-0,40% di carbonio. Essi sono dunque veri e propri acciai da bonifica e vengono preliminarmente temprati e rinvenuti a una temperatura leggermente superiore a quella di nitrurazione. Vengono poi lavorati pressoché completamente perché con la nitrurazione essi non subiscono né ossidazione né variazioni dimensionali apprezzabili, salvo un leggerissimo aumento di 2-3 centesimi di mm.

Un impianto di nitrurazione è costituito (fig. 64) da un forno a pozzo di tipo Gruenewald (7), riscaldato elettricamente, con recipiente a tenuta in acciaio inossidabile 24/20, nel quale viene sospesa la carica da nitrurare mediante fili o supporti preferibilmente di nichel cromo, o di acciaio 25/20.

I pezzi da nitrurare debbono essere puliti, sgrassati con trielina e perfettamente asciutti. Se alcune parti non debbono essere nitrurate, si proteggono mediante stagnatura.

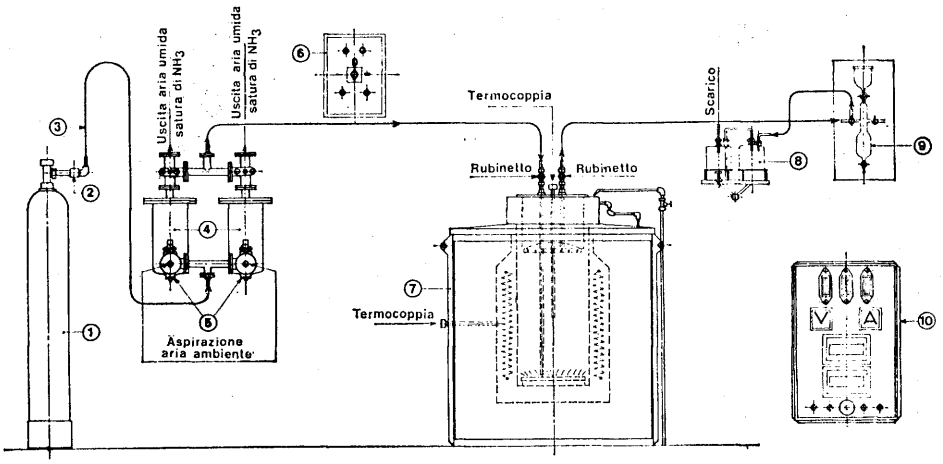

Fig. 64. – Schema di impianto da nitrurazione

Nel recipiente viene fatta affluire continuamente l'ammonica gassosa proveniente dalla bombola (1) a cui è applicato un manometro riduttore o un rubinetto a spillo (2). Per assicurare un sufficiente grado di secchezza dell'ammoniaca, dopo la bombola e il riduttore si dispone un essiccatore a due torri (4) contenenti gel di silice od allumina attivata. Le due torri sono riscaldabili elettricamente ed indipendentemente mediante resistori, e funzionano alternativamente, a freddo per l'essiccazione dell'ammoniaca, e a caldo per la rigenerazione della sostanza disidratante.

L'ammoniaca secca viene portata nel recipiente per mezzo di un tubo adduttore pescante sino in fondo al recipiente stesso, lambisce la carica e esce attraverso un tubo corto superiore. La sua pressione è di soli 10-20 mm di acqua, e ciò si ottiene regolando il livello dell'acqua contenuto nella bottiglia di sinistra della coppia di bottiglie di Wulff (8). Il gas esce gorgogliando dal tubo di vetro immerso nell'acqua col ritmo di alcune bolle al secondo o piú a seconda della grandezza dell'impianto e della superficie della carica da nitrurare.

Per misurare il grado di dissociazione dell'ammoniaca si fa passare, all'occorrenza, il flusso attraverso la buretta di titolazione (9) che dà, per lettura diretta, la percentuale di ammoniaca dissociata.

Iniziandosi l'operazione a forno freddo, si introduce la carica e si fa subito affluire abbondante ammoniaca in modo da scacciare tutta l'aria contenuta nel recipiente. Stabilizzatasi la temperatura, si dosa il gas di scarico con la buretta e si regola l'afflusso fino ad ottenere un grado di dissociazione del 20-30% circa. La permanenza varia con il tipo di acciaio e con la profondità desiderata. Come già si è detto, la nitrurazione procede con la velocità di 1 decimo di mm ogni 10 ore circa.

Terminata la nitrurazione, con o senza la diffusione per eliminare la coltre bianca, si spegne il forno e si lascia raffreddare la carica nel forno stesso fino a 150° circa, sempre in corrente di ammoniaca. Qualora si disponga di un secondo recipiente, al termine della nitrurazione il primo recipiente viene estratto, collocato su di una incastellatura di appoggio e lasciato raffreddare, senza mai arrestare il flusso di ammoniaca. Si introduce nel forno il secondo recipiente già pronto e già saturato di ammoniaca, e in questo modo non si ha inutile disperdimento di calore e nessun tempo morto.

Una volta che il recipiente estratto è alla temperatura di 150°, si fa entrare l'aria aprendo il rubinetto montato sul coperchio, si toglie la carica e si appronta quella successiva.

I pezzi nitrurati vengono messi in opera senza alcun altro trattamento termico.

La nitrurazione trova applicazioni sempre piú vaste nel campo dell'utensileria (fabbricazione di calibri e riscontri), dell'ingranaggeria di precisione, nella costruzione di segmenti, anelli, camicie.

Si deve poi segnalare in modo particolare la nitrurazione degli alberi a gomito di motori a regime spinto (automobili da corsa) in cui tale trattamento, oltre che indurire e rendere resistente all'usura i bottoni di manovella, accresce considerevolmente la resistenza a fatica dell'organo stesso.

La nitrurazione si può effettuare anche in bagni di sali, costituiti da miscele di cianuri di sodio e potassio ossidate per invecchiamento per effetto dell'aria, in modo da promuovere la trasformazione del cianuro in cianato, secondo le reazioni:

5) $\underset{\text{cianuro di sodio}}{2\,NaCN} + \underset{\text{ossigeno}}{O_2} \rightarrow \underset{\text{cianato di sodio}}{2\,NaCNO}$

6) $\underset{\text{cianato di sodio}}{2\,NaCNO} + \underset{\text{ossigeno}}{O_2} \rightarrow \underset{\text{carbonato di sodio}}{Na_2CO_3} + \underset{\text{ossido di carbonio}}{CO} + \underset{\text{azoto}}{2\,N}$

che furono già considerate nel processo di cementazione in bagno di sali.

Poiché la nitrurazione in bagno di sali si compie generalmente a 550° per 2 o 3 ore, non si manifestano fenomeni di soluzione del carbonio, ma

soltanto di azoto. La penetrazione dell'azoto dipende molto dalla natura dell'acciaio. Per es. l'azoto può diffondere nell'acciaio dolce semplice fino a 0,50 mm o piú in 2 ore a 560°, ma la sua concentrazione e la durezza sono basse.

Per contro, se l'acciaio è fortemente legato (acciai rapidi, alcuni acciai per stampi ecc.) la velocità di diffusione dell'azoto è piú ridotta, ma la concentrazione alla superficie e la durezza sono assai maggiori.

Per questo la nitrurazione in sali è oggi soprattutto applicata agli utensili in acciai rapidi a profilo costante (creatori, pettini, maschi, punte) e ad alcuni acciai per stampi, inossidabili e per valvole austenitici.

Però anche nei casi in cui la nitrurazione in sali non conferisce durezza, determina pur sempre un aumento del limite di fatica e un rimarchevole effetto anti-usura (processo di « nitrurazione morbida » o « Tenifer » tedesco, processo « Tufftriding » americano).

7. Solfonitrurazione

L'effetto antiusura o antigrippante è reso ancor piú rimarchevole se al bagno di sali da nitrurazione morbida vengono aggiunte piccole quantità di composti atti a cedere zolfo (processo « Sulfinuz » francese). Come per i bagni di nitrurazione morbida, si deve promuovere una certa ossidazione dei cianuri a cianati, reazione che è sorprendentemente accelerata dalla presenza dello zolfo. L'esatto meccanismo per il quale lo zolfo penetra nel materiale non è ben chiaro. L'analisi chimica per strati tuttavia ci consente di accertare la presenza negli strati superficiali, oltreché di carbonio e di azoto, anche di rilevanti quantità di zolfo, sia allo stato di solfuri che di zolfo elementare di cui sono note le proprietà lubrificanti.

L'analisi chimica di strati dello spessore di 0,05 mm prelevati da tondi di acciaio allo 0,20% C solfonitrurati per la profondità di $\sim$ 3 decimi di mm, ha rivelato la presenza fino a 0,5% di S, 0,5% N e 2,5% C. Inoltre si è potuta constatare la presenza di azoto fino a una profondità di 0,50 mm, di carbonio fino a 0,20 mm e di zolfo fino a 0,15 mm (Collari).

La superficie dei pezzi solfonitrurati, appunto in quanto ricca di carbonio, azoto e zolfo, è eminentemente « poco saldabile » e a ciò si deve soprattutto l'effetto antigrippante. Sembra, anche, che la solfonitrurazione possa determinare alla superficie del materiale un particolare stato di microporosità che faciliterebbe la penetrazione e il trattenimento del velo di olio lubrificante.

La microstruttura dell'acciaio dolce solfonitrurato (per un'ora e mezzo a 570°) si presenta come in tav. xx fig. *c*. La fascia bianca esterna ricca in C, N ed S varia in generale da 0,01 a 0,015 mm. Sotto questa « coltre bianca » si nota una zona ricca di aghi di azoturi e di composti.

Dopo la solfonitrurazione i pezzi vengono generalmente immersi in acqua per impedire la precipitazione di azoturi disciolti, oltreché allo scopo pratico di facilitare la soluzione del sale.

La solfonitrurazione, come la nitrurazione morbida, dà risultati assai interessanti di fronte ai problemi di usura per attrito radente o volvente, e sempre che non entrino in gioco carichi specifici elevati.

Un procedimento successivo (Processo « Noskuff », I.C.I., 1967) è stato tuttavia escogitato per consentire l'applicazione dei processi antigrippanti di nitrurazione morbida e di solfonitrurazione anche a pezzi assoggettati a carichi specifici elevati. Esso è applicabile a tutti gli acciai da cementazione, ma preferibilmente a quelli legati, i quali vengono dapprima cementati a 850°-930° in un normale bagno cementante, quindi rapidamente trasferiti in un bagno antigrippante a 700-760°. La permanenza in questo bagno è di 3-10′ dopodiché i pezzi sono temprati in olio. Si consegue cosí:

— alto carico resistente del cuore che risulta « temprato per isteresi »;

— elevato spessore dello strato cementato (la cementazione può durare quanto si vuole) e sua elevata durezza dopo tempra poiché detto strato, ricco in carbonio, rimane allo stato austenitico durante il periodo di permanenza nel bagno antigrippante;

— effetto antigrippante della superficie dello strato cementato.

Il procedimento permette infatti la combinazione di un'elevata durezza (800 Vickers e piú) e di un effetto antigrippante per uno strato superficiale di 2-4 centesimi di mm.

In questi ultimi tempi è stato reso noto un trattamento superficiale antiusura denominato SULF-BT (BT = « bassa temperatura ») che consiste in una elettrolisi in fase anodica di un bagno costituito da solfocianati fusi a circa 190°. I pezzi da trattare sono collegati all'anodo. Il microstrato ottenuto è formato da solfuro di ferro.

A differenza dagli altri procedimenti antiusura, i quali si compiono a temperature verso 560°, alle quali gli acciai da costruzione vengono abbondantemente rinvenuti, il SULF-BT non determina apprezzabile rinvenimento e può quindi essere eseguito su pezzi temprati (o cementati e temprati).

8. Carbonitrurazione

La carbonitrurazione è un trattamento di cementazione, che si effettua a temperatura di circa 50° superiore ad Ac_1 in una atmosfera gassosa di adatta composizione dalla quale l'acciaio possa assorbire contemporaneamente carbonio ed azoto.

L'atmosfera gassosa è simile a quella impiegata nei normali procedimenti di cementazione gassosa (v. p. 83) a cui viene aggiunto il 10% ca. di ammoniaca gassosa. I costituenti attivi (ossido di carbonio, metano, azoto atomico) sono diluiti nel gas che ha funzione di mezzo di trasporto. Anidride carbonica ed acqua debbono essere rigorosamente escluse. Poiché l'azoto influisce sulla posizione generale del diagramma ferro-carbonio, abbassandolo, è possibile effettuare la carbonitrurazione a temperature decisamente inferiori a quelle a cui si effettua la cementazione carburante. Inoltre, la velocità critica di tempra dello strato carbonitrurato risulta alquanto abbassata, cosicché si possono temprare in olio pezzi che, se carbocementati, dovrebbero essere temprati in acqua. Tuttociò limita considerevolmente le deformazioni.

La carbonitrurazione si fa generalmente a 770-780° C fino a 2-3 decimi di mm di profondità. La velocità con cui la carbonitrurazione si compie è, naturalmente, considerevolmente inferiore (ca. 1/3) a quella della carbocementazione gassosa. La durezza superficiale è molto elevata (65-67 HR*c*).

Questo procedimento viene eseguito di preferenza su particolari sottili e di piccola massa, come anelli reggispinta, coppiglie, viti autofilettanti, ingrassatori, ecc.

Anche la carbonitrurazione si può eseguire in bagni di sali ricchi di cianuri e cianati, simili a quelli impiegati per la nitrurazione. Si opera a 730°-750° per durate di 30′ — 1 ora e per profondità da 5 a 10 centesimi di mm.