

Tornitura (hard-turning) e rettifica di superfici cementate: tensioni residue e parametri di trattamento termico e di lavorazione

A. Bavaro, G. P. Marconi

L'introduzione di nuovi materiali per la lavorazione con asportazione di truciolo dei materiali sta rendendo superflua l'operazione di protezione dalla cementazione (con ramatura o vernici protettive) e in molti casi sta sostituendo la rettifica. Il presente lavoro si è prefisso di determinare l'influenza delle suddette lavorazioni sulle tensioni residue normalmente presenti negli strati cementati. Le suddette determinazioni saranno eseguite su campioni realizzati in acciaio 18NiCrMo7-6 UNI EN 10084 (ex 17CrNiMo6 DIN 17200) che è un materiale recentemente contemplato dalla normativa nazionale ma che era stato introdotto alcuni anni fa dall'industria italiana degli ingranaggi di grosse dimensioni a causa della sua elevata temprabilità e cementabilità. Le prove sono state condotte in modo da poter rilevare l'influenza che hanno le modalità di tempra dopo cementazione (diretta, indiretta, in olio "caldo", in olio "freddo") sull'entità delle tensioni nello strato indurito. Inoltre, ed è lo scopo principale, si cercherà di verificare se la violenta compressione subita dalla superficie indurita in fase di tornitura con gli utensili ceramici determina insieme alla comparsa di uno strato superficiale durissimo (tipo "white layer") un'alterazione dello stato di tensionamento in compressione normalmente presente sulle superfici dei particolari cementati. Utilizzando il metodo di diffrazione a raggi X, coadiuvato da indagini mediante la tecnica del "rumore di Barkausen" si rileveranno le tensioni residue dopo lavorazione con metodo tradizionale (rettifica) e metodo moderno (tornitura) determinando eventuali differenze e ricercandone eventualmente le cause.

Parole chiave: trattamenti termici

PREMESSA

La carbocementazione e tempra viene utilizzata perché conferisce agli organi trattati oltre la resistenza all'usura e la resistenza alle pressioni specifiche un miglioramento significativo della resistenza alla fatica.

Quest'ultima proprietà oltre che dipendere dall'aumento delle caratteristiche tensili del materiale trattato è positivamente influenzata dalle tensioni residue di compressione presenti negli strati cementati.

L'entità di queste tensioni dipendono da svariati fattori tra cui i principali sono il tipo di materiale (e la sua forma), il ciclo di trattamento adottato e le lavorazioni finali a cui è assoggettato l'organo meccanico.

L'acciaio 17CrNiMo6 previsto dalla norma Din 17210 ed adottato anche dalla nostra normativa, è caratterizzato da elevata temprabilità e un'ottima "cementabilità".

Come evidenziato dal grafico di figura 1, che rappresenta l'andamento delle curve di massima temprabilità Jominy degli acciai da cementazione previsti dalla norma UNI 7846 e UNI 8550 il suddetto acciaio si colloca appena al disotto dell'acciaio 16NiCrMo12 utilizzato normalmente per particolari destinati ad applicazioni molto gravose (auto da competizione, elicotteri, ecc...).

A differenza dell'acciaio "italiano" quello tedesco però presenta la caratteristica di poter essere cementato in modo re-

lativamente facile per spessori d'indurimento molto elevati (anche superiori a 5 mm) a differenza del 16NiCrMo12 che richiederebbe tempi e modalità di trattamento molto critici. I cicli di cementazione utilizzati nell'industria meccanica in genere prevedono normalmente una tempra finale diretta e ciò soprattutto per motivi economici anche se da un punto di vista metallurgico (struttura dello strato carburato grossolana, austenite residua) sarebbe preferibile la tempra indiretta (quella doppia sarebbe troppo onerosa e quindi si adotta per pezzi destinati ad applicazioni particolari).

In alcuni casi la tempra indiretta è praticamente obbligatoria come nel caso di pezzi cementati e temprati sotto pressa o con spina.

Inoltre allo scopo di ridurre le deformazioni utilizzando la tempra diretta si adottano fluidi di tempra con capacità di raffreddamento più ridotte allo scopo di diminuire il salto termico e attraversare la temperatura Ms in modo da ridurre il gradiente termico presente sui diversi punti dell'organo trattato.

Per particolari di forma complessa e sezioni sottili si adottano oli riscaldati a temperature che raggiungeranno anche 180° o anche sali fusi mantenuti a temperature più elevate. Naturalmente per particolari di forma semplice e di dimensioni relativamente elevate si preferiranno gli oli più veloci e quindi poco riscaldati (in alcuni casi anche fluidi acquosi di minore impatto ambientale).

I pezzi cementati normalmente sono sottoposti ad operazioni meccaniche di finitura costituite da rettifica di alcune superfici di cui si desidera il rispetto di tolleranze dimensionali molto ristrette o di rugosità particolari.

A. Bavaro, Laboratorio Prove Bavaro Srl, Caravaggio

G. P. Marconi, 2 Effe Engineering, Manerba del Garda

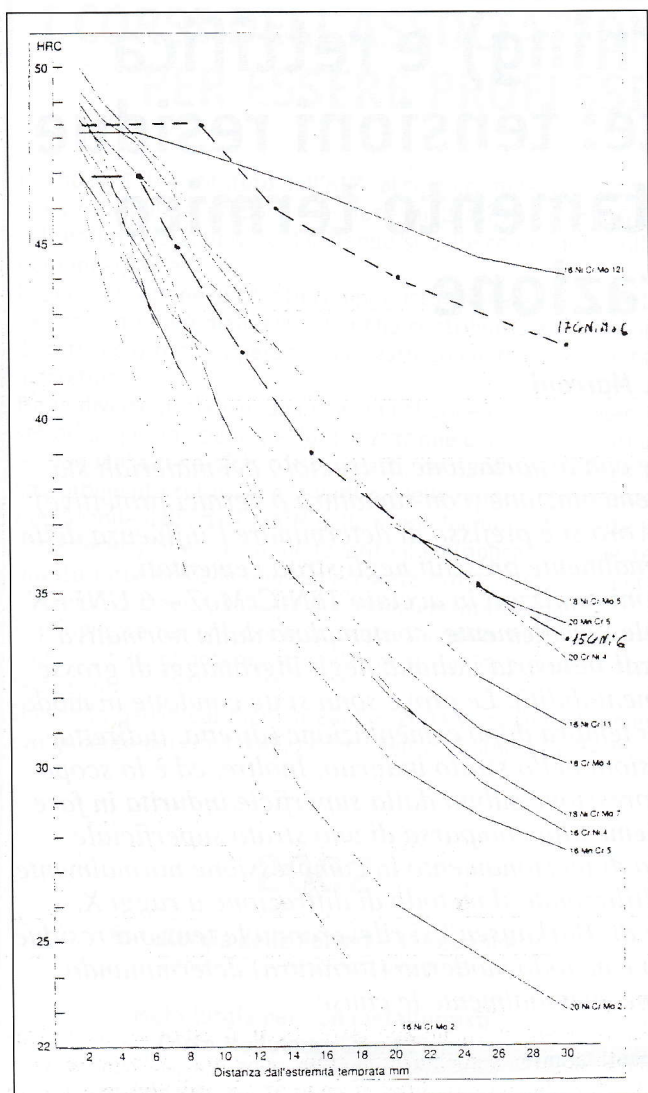
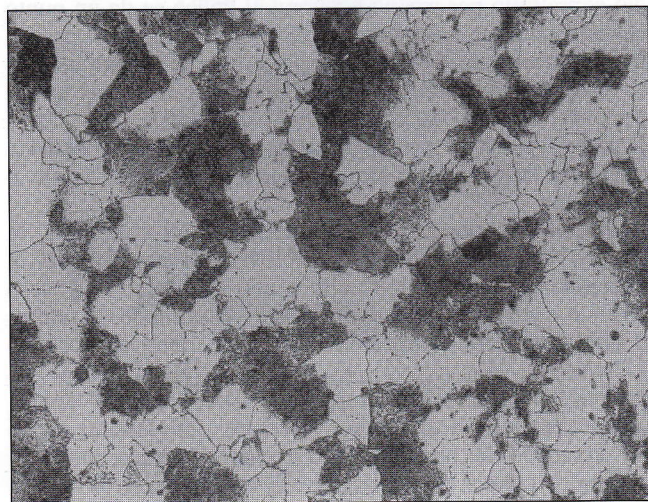


Fig. 1 - Curve di max temprabilità Jominy degli acciai da cementazione

Fig. 1 - Jominy curves of max quenching properties of carburizing steels



500 X - NITAL 2 %

Fig. 2 - Microstruttura delle provette dopo trattamento preliminare di ricottura isoterma. Isole di perlite lamellare e ferrite

Fig. 2 - Micro-structure of test samples after preliminary isothermal annealing. Islands of lamellar pearlite and granular ferrite.

Recentemente molto spesso le operazioni di rettifica sono sostituite da operazioni di tornitura eseguibili grazie all'introduzione di utensili aventi eccezionali proprietà anti usura e quindi idonei ad asportare materiale cementato - temprato anche senza ricorrere all'utilizzo di lubro - refrigeranti.

Con il presente lavoro si è voluto verificare l'influenza determinata dalle modalità dei cicli di cementazione e tempra sull'entità delle tensioni indotte nello strato cementato (tempra diretta e indiretta, olio caldo e olio freddo, sotto - raffreddamento) di particolari realizzati in acciaio da cementazione avente elevata temprabilità come quello utilizzato: lo studio delle tensioni è stato rivolto infine all'influenza determinata dal tipo di lavorazione meccanica di finitura dei particolari cementati, temprati e distesi: la rettifica e la tornitura a secco.

A causa di eventuali e "ventilate" alterazioni delle tensioni di compressione presenti negli strati cementati si è voluto verificare l'effetto di post - trattamenti dopo lavorazione meccanica (stabilizzazione e sotto - raffreddamento) sull'eventuale ripristino (o aumento) di tali tensioni.

MATERIALE E TRATTAMENTO PRELIMINARE UTILIZZATI

Le provette utilizzate, costituite da cilindri di diametro 30 mm e lunghezza 95 mm, sono state ricavate tutte da una barra di diametro 35 mm i cui spezzoni (500 mm) erano stati preventivamente sottoposti a ricottura isoterma (austenitizzazione 950° C e trasformazione isoterma a 640° C). La microstruttura era costituita da isole di perlite lamellare fine con ferrite granulare (fig. 2) e la durezza è risultata di HB = 170.

La tabella I riporta la composizione chimica dell'acciaio 17CrNiMo6 Din 17210 utilizzato caratterizzata da % alte di Cr e Mo.

TRATTAMENTI DI CEMENTAZIONE

Tipi d'impianto

Sono stati utilizzati forni monocamera con vasca d'olio incorporata riscaldata a gas e l'atmosfera, del tipo "in situ", era costituita da metanolo con azoto, costituenti il gas supporto, e metano come gas carburante.

La regolazione automatica del potenziale di carbonio era basata sulla determinazione in continuo di CO - CO₂ con analizzatori all'infrarosso.

L'olio di tempra "freddo" era un olio minerale paraffinico con viscosità 20° Cst (a 50° C) mantenuto alla temperatura di 40° C e "mediamente agitato" e dotato di scambiatore di calore.

L'olio di tempra "caldo" era un olio minerale paraffinico con viscosità 50° Cst (a 50° C) mantenuto alla temperatura di 130° C e "mediamente agitato" e dotato di scambiatore di calore.

Tab. I - Composizione chimica dell'acciaio utilizzato

Tab. I - Chemical composition of the employed steel

C	0,19
Mn	0,53
Si	0,30
P	0,012
S	0,030
Cr	1,72
Ni	1,57
Mo	0,30
Cu	0,28
Al	0,026

Fig. 3 – Ciclo di cementazione e tempra diretta in olio freddo e caldo

Fig. 3 – Carburizing cycle and direct quenching in cold and hot oil

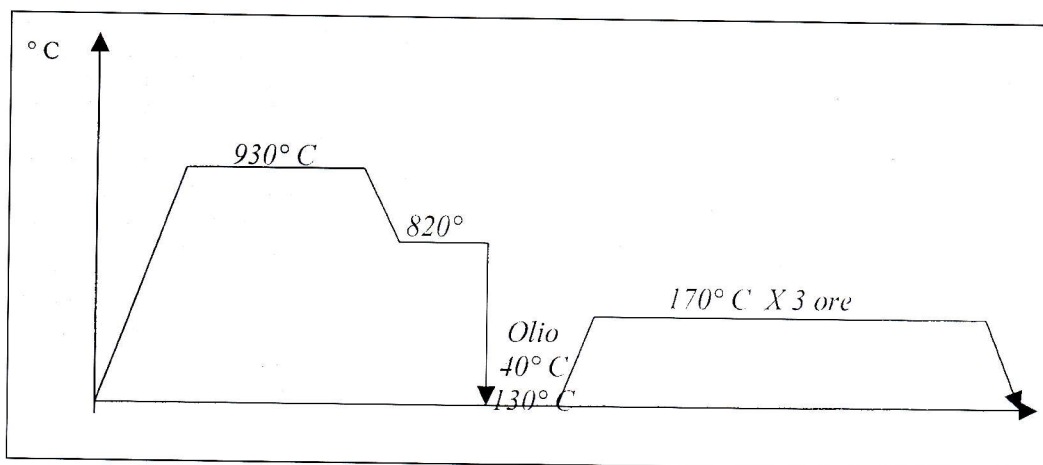
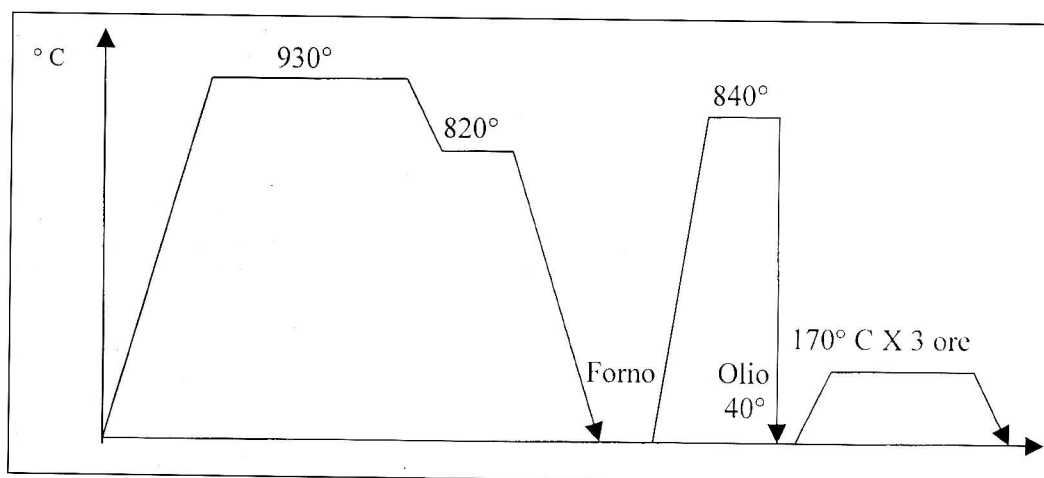


Fig. 4 – Ciclo di cementazione e tempra indiretta

Fig. 4 – Carburizing and indirect quenching cycle



I forni di rinvenimento per la distensione sono forni a circolazione d'aria e il sotto – raffreddamento è stato effettuato in congelatore tipo frigorifero che garantiva trattamenti fino a -85°C .

Disposizione delle provette

Le provette (in numero di 3 per ogni variabile) sono state trattate inserite in "cariche" di normale produzione subendo le normali operazioni di "serie".

Cicli di trattamento

Sono stati effettuati e sperimentati tre diversi cicli di trattamento di cementazione:

- Cementazione e tempra diretta in olio freddo
- Cementazione e tempra diretta in olio caldo
- Cementazione e tempra indiretta in olio freddo

Di cui vengono riportati gli schemi delle temperature dalle figure n° 3 e n° 4.

Lo spessore d'indurimento efficace programmato è stato di 1,0 mm e la fase di carburazione prevedeva uno stadio attivo (boost) di circa l'80 % del tempo totale a 930°C e circa 60 minuti alla temperatura di 820°C .

La % di carbonio "programmata" per le fasi finali di ciclo è stata di 0,75 a causa della tendenza dell'acciaio utilizzato a formare "facilmente" cementite (determinata dalla presenza di % elevate dei "carburigeni", cromo e molibdeno).

Il sottoraffreddamento a -80°C con permanenza di 5 ore è stato inserito dopo tempra e prima della distensione per le provette non destinate alle lavorazioni meccaniche di finitura.

Per queste ultime è stato verificato l'effetto del sottoraffreddamento sempre a -80°C per 5 ore sulle tensioni residue finali e l'effetto di una stabilizzazione (distensione) eseguita a 180°C per 5 ore per confronto con quelle non trattate dopo la lavorazione meccanica.

Parametri di taglio

Le provette destinate alle lavorazioni di asportazione di truciolo dopo la cementazione erano state tutte sottoposte a cementazione, tempra diretta in olio freddo e distensione con le superfici solo lavate in soluzione acquosa (non "sabbiate").

La rettifica è stata eseguita su rettificatrice con mole Fiamma (specif. ZSK 60 – KLSV) con velocità della mola 1200 g/min e del mandrino di 90 g/min in modo da ottenere una rugosità finale sulle provette di 0,15 Ra.

La tornitura è stata effettuata a secco con utensile Sumitomo costituito da un inserto ceramico costituito da nitruri cubici di boro utilizzando due parametri di taglio:

- Velocità di taglio di 1260 g/min e avanzamento di 0,08 min/g ottenendo una rugosità finale di 0,42 Ra
- Velocità di taglio di 420 g/min e avanzamento di 0,20 min/g ottenendo una rugosità superficiale di 0,91 Ra.

PROGRAMMA DI PROVE

Le tabelle II – III – IV illustrano le operazioni a cui sono state sottoposte le provette dopo cementazione e tempra diretta (olio caldo e olio freddo) e tempra indiretta.

Le variabili che possono influenzare l'entità delle tensioni residue esaminate pertanto sono state le seguenti:

- tempra diretta e indiretta
- olio caldo e olio freddo
- sotto – raffreddamento
- tipo di lavorazione meccanica finale (rettifica – tornitura)
- parametri di lavorazione (tornitura con alta velocità con basso avanzamento e tornitura con bassa velocità e elevato avanzamento)
- possibilità di influenzare le tensioni finali residue dopo tornitura mediante un trattamento di sotto – raffreddamento o di stabilizzazione a temperatura moderata.

Provetta n°	Distensione	CEMENTAZIONE TEMpra DIRETTA IN OLIO FREDDO					Sotto - Raffreddam.
		Sotto - Raffreddam.	Rettifica	Tornitura Ra 0,42	Tornitura Ra 0,91	Stabilizzaz.	
7-8-9	X		X				
10-11-12	X			X			
13-14-15	X			X		X	
16-17-18	X			X		X	
19-20-21	X				X		
22-23-24	X				X	X	
25-26-27	X				X		
28-29-30	X						X
31-32-33		X				X	

Tab. II - Operazioni a cui sono state sottoposte le provette dopo cementazione e tempra diretta in olio freddo

Table II - Operations executed on the test samples after carburizing and direct quenching in cold oil.

Provetta n°	Distensione	Sotto - Raffreddam.	Distensione
1-2-3	X		
4-5-6		X	X

Tab. III - Operazioni a cui sono state sottoposte le provette dopo cementazione e tempra diretta in olio caldo

Table III - Operations executed on the test samples after carburizing and direct quenching in hot oil

Provetta n°	Distensione	Sotto - Raffreddam.	Distensione
34-35-36	X		
37-38-39		X	X

Tab. IV - Operazioni a cui sono state sottoposte le provette dopo cementazione e tempra indiretta

Table IV - Operations executed on the test samples after carburizing and indirect quenching

Provette n°	HRC	Provetta n°	HV0,050
1-3	61	7-9	770
4-6	63,5	19-21	870
7-9	62	22-24	800
10-12	61,5	25-27	1000
13-15	61		
16-18	63		
19-21	61,5		
22-24	60		
25-27	62		
28-30	61		
31-33	64		
34-36	62		
37-39	63		

Tab. V - Valori di durezza superficiali riscontrate dopo le operazioni finali (valori medi)

Table V - Surface hardness values observed after final operations (average values)

Per ogni ciclo di trattamento sono state rilevate le caratteristiche metallurgiche degli strati cementati e del cuore (% di carbonio superficiale, microstruttura dello strato e del cuore, gradiente delle microdurezze degli strati cementati, durezza superficiali e a cuore.

RISULTATI

Durezza

La tab. V riporta le durezza "macro" superficiali (valori medi) riscontrate dopo il trattamento (o operazione) finale previsto dalle tab. II - III - IV.

I risultati evidenziano un effetto significativo del sotto - raffreddamento ad aumentare la durezza superficiale e questo

anche nel caso di tempra indiretta.

Sulle superfici delle provette sottoposte ad asportazione di truciolo finale (Ra 0,91) sono state rilevate le microdurezze HV0,050 (dopo leggerissima lucidatura) ottenendo i seguenti risultati (tab. VI) (valori medi).

E' evidente l'effetto d'incrudimento superficiale attuato dalla tornitura a secco sulla superficie lavorata che però risente anche in modo significativo del sotto - raffreddamento (austenite pre - esistente o austenite formatasi per effetto della lavorazione).

A cuore i valori della durezza HV5 sono stati i seguenti:

- Provette cementate con tempra diretta in olio freddo: HV5 = 440
- Provette cementate con tempra diretta in olio caldo: HV5 = 410
- Provette cementate con tempra indiretta in olio freddo: HV5 = 400

Gradiente di carbonio

E' stato rilevato spettrograficamente sulle superfici di testa piane delle stesse provette ottenendo i seguenti risultati: provette cementate e temprate direttamente in olio freddo (vedere la fig. 5), per quelle temprate in olio caldo (fig. 6) e per quelle temprate indirettamente (fig. 7).

Gradiente delle microdurezze

I diagrammi delle figure n° 8, n° 9, n° 10 e n° 11 riportano i gradienti delle microdurezze HV1 degli strati cementati temprati e sottoposti alle operazioni previste dalle tav. II - III e IV.

Fig. 8 - Gradiente delle microdurezze di provette (28-30) cementate, temprate in olio freddo e distese e gradiente di microdurezze di provette (31-33) cementate, temprate in olio freddo, sotto - raffreddate e distese.

Fig. 9 - Gradiente delle microdurezze di provette (1-3), cementate, temprate in olio caldo e distese e gradiente delle microdurezze di provette (4-6) cementate, temprate, sotto - raffreddate e distese

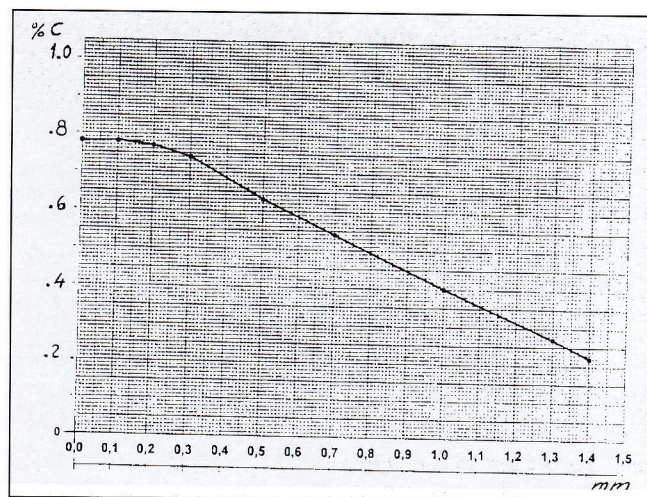


Fig. 5 - Gradiente della % di C su provetta con cementazione e tempra diretta in olio freddo (Provetta n° 28)

Fig. 5 - Gradient of C % on test sample, carburized and direct quenched in cold oil (Test sample n° 28)

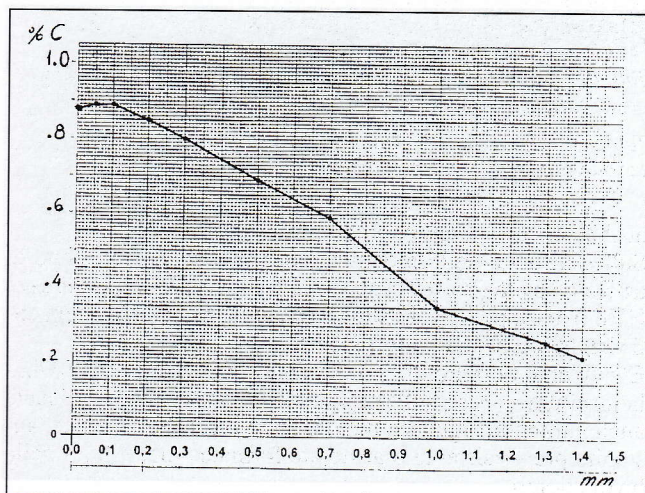


Fig. 6 - Gradiente della % di C su provetta con cementazione e tempra diretta in olio caldo (Provetta n° 1)

Fig. 6 - Gradient of C % on test sample, carburized and quenched in hot oil (Test sample n° 1)

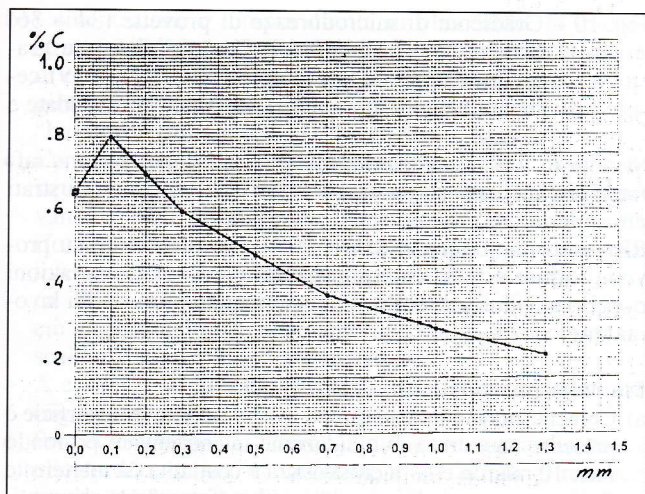


Fig. 7 - Gradiente della % di C su provetta con cementazione e tempra indiretta (Provetta n° 34)

Fig. 7 - Gradient of C % on test sample, carburized and indirectly quenched (Test sample n° 34)

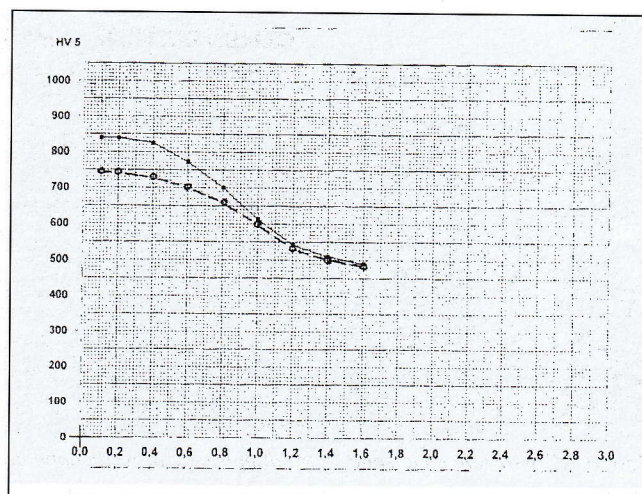


Fig. 8 - Gradient of micro-hardness of test samples n° 28 + 33, carburized and quenched directly in cold oil

Fig. 8 - Gradiente delle microdurezze delle provette n° 28 + 33 con cementazione e tempra diretta in olio freddo

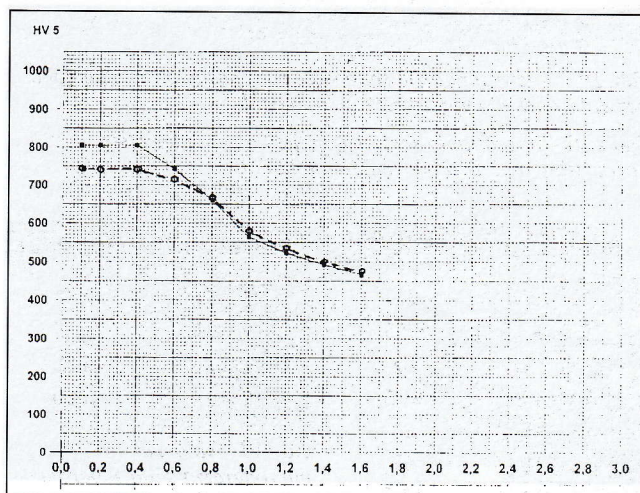


Fig. 9 - Gradiente delle microdurezze delle provette n° 1 e n° 4 con cementazione e tempra diretta in olio caldo

Fig. 9 - Gradient of micro-hardness of test samples n° 1 and n° 4, carburized and hot oil direct quenched

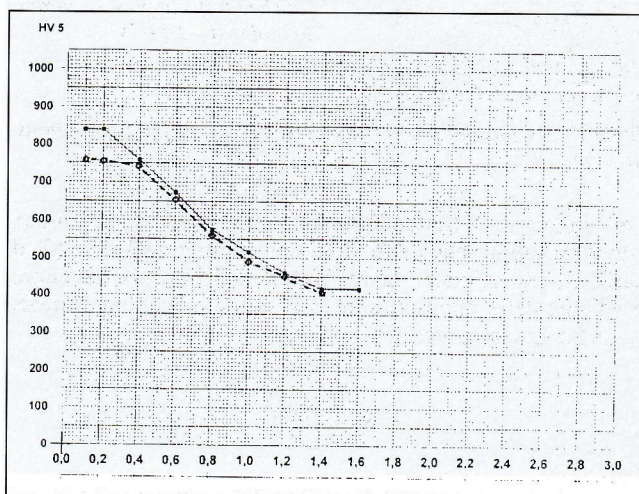
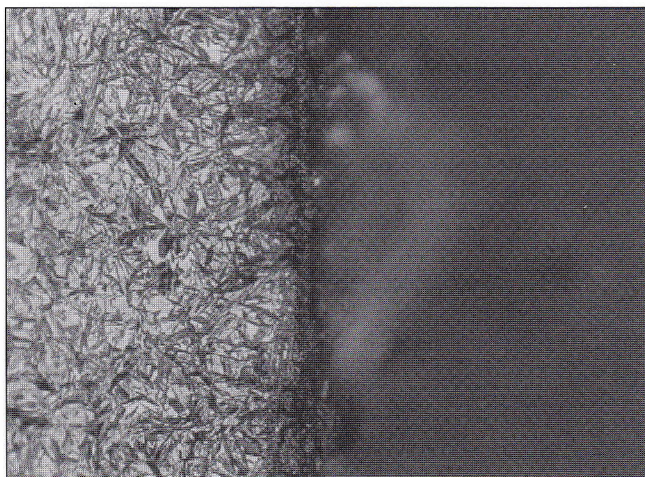


Fig. 10 - Gradiente delle microdurezze delle provette n° 34 + 39 con cementazione e tempra indiretta in olio freddo

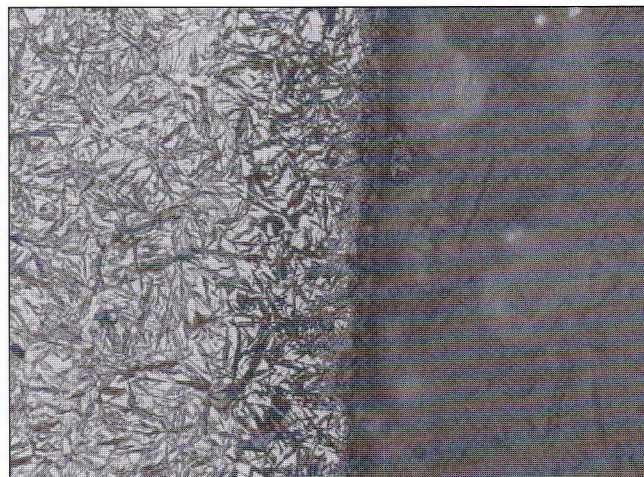
Fig. 10 - Gradient of micro-hardness of test samples n° 34 + 39, carburized and indirectly quenched in cold oil



500 X - NITAL 2 %

Fig. n° 11 - Provetta con cementazione e tempra diretta in olio freddo

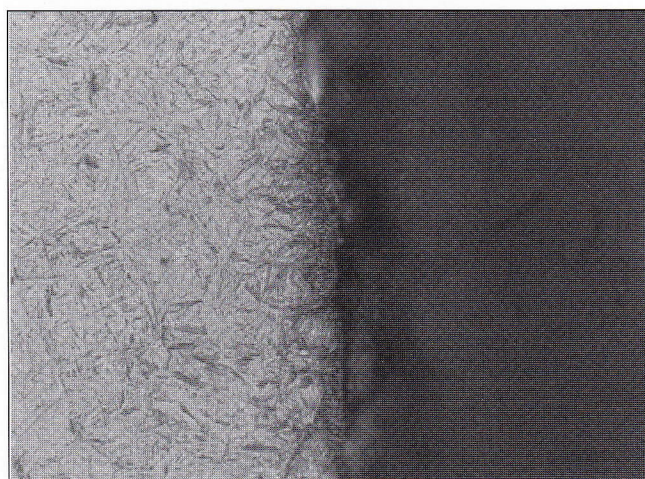
Fig. n° 11 - Carburized and cold oil direct quenched test sample



500 X - NITAL 2 %

Fig. n° 14 - Provetta con cementazione e tempra diretta in olio caldo

Fig. n° 14 - Carburized and hot oil direct quenched test sample



500 X - NITAL 0,5 %

Fig. 12 - Provetta come n° 11 dopo sotto - raffreddamento

Fig. 12 - Test sample n° 11 after under-cooling (cryogenic treatment)



500 X - NITAL 2 %

Fig. 15 - Provetta come fig. n° 14 dopo sotto - raffreddamento

Fig. 15 - Test sample as n° 14 after under-cooling (cryogenic treatment)



500 X - NITAL 2 %

Fig. 13 - Provetta come n° 11 e 12 a cuore

Fig. 13 - Test sample n° 11 and 12 at core

Fig. 10 - Gradiente di microdurezza di provette (34 - 36) cementate con tempra indiretta e distese e gradiente di microdurezza di provette (37 - 39) cementate con tempra indiretta, sotto - raffreddate e distese.

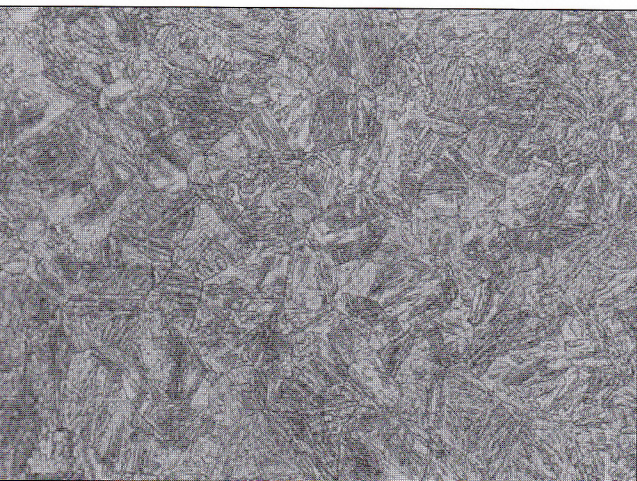
Si nota in tutti i casi l'effetto significativo del sotto - raffreddamento nell'aumentare i valori di durezza degli strati più superficiali.

Rilievi di microdurezza HV1 a 0,10 mm dal bordo su provette tornite e rettificate non hanno evidenziato variazioni rispetto alla durezza dello strato cementato prima della lavorazione.

Esame microstrutturale

a) Cementazione e tempra diretta in olio freddo: in superficie è presente uno strato di ossidazione intergranulare profondo max 10 micron e la microstruttura è costituita da martensite fine con presenza di austenite residua (foto n° 11) che praticamente diventa non più visibile (otticamente) dopo l'operazione di sotto - raffreddamento (fig. n° 12).

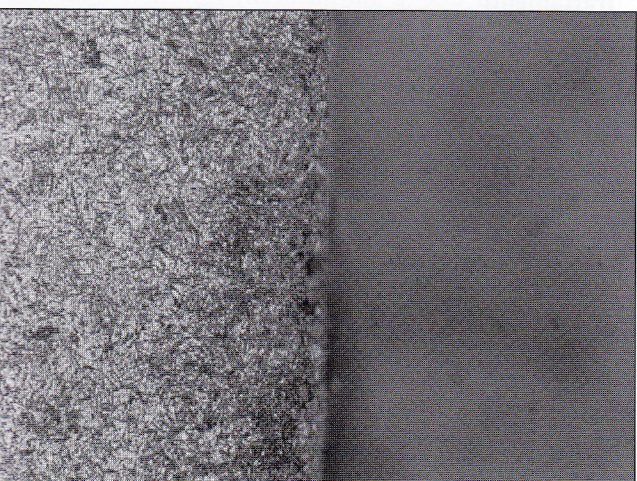
A cuore la microstruttura è costituita da martensite e poca bainite (fig. n° 13)



500 X - NITAL 2 %

Fig. 16 - Provetta come fig. n° 14 e 15 a cuore

Fig. 16 - Test sample as fig. n° 14 and 15 at core



500 X - NITAL 2 %

Fig. n° 17 - Provetta con cementazione e tempra indiretta in olio freddo

Fig. n° 17 - Carburized and cold oil indirect quenching

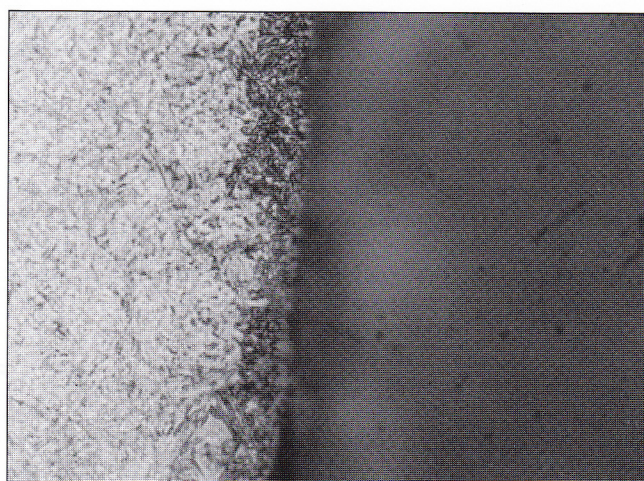
b) Cementazione e tempra diretta in olio caldo: la microstruttura dello strato superficiale è praticamente la stessa di quella delle provette precedenti con una leggera maggiore % di austenite residua e una struttura a cuore più "bainitica" (foto n° 14, n° 15 e n° 16).

c) Cementazione e tempra diretta in olio freddo: la microstruttura dello strato superficiale si differenzia significativamente dalle prime perché la martensite risulta finissima (foto n° 17) e il "tasso" di austenite residua è nettamente inferiore. Però è evidente la presenza di uno strato di circa 20 micron leggermente "decarburato" (fig. n° 18) e ciò a causa del raffreddamento in forno e del secondo riscaldamento per la tempra successiva.

A cuore la struttura è costituita da martensite e bainite (fig. n° 19).

d) Provette sottoposte a cementazione e tempra diretta in olio freddo, distese e sottoposte a operazioni di rettifica finale: non sono emerse alterazioni microstrutturali visibili con il microscopio ottico sul bordo rettificato che risulta costituito da martensite ed austenite residua.

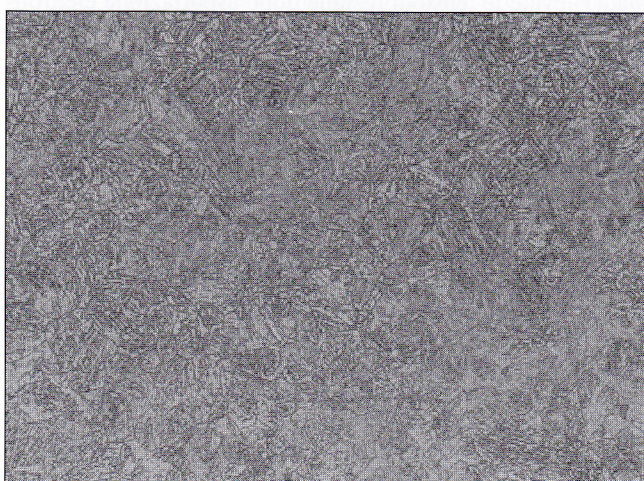
e) Provette sottoposte a cementazione e tempra indiretta in olio freddo, distese e sottoposte ad operazioni di tornitura



500 X - NITAL 0,5 %

Fig. 18 - Provetta come fig. n° 17 con attacco blando per evidenziare lo strato decarburato

Fig. 18 - Test sample as fig. n° 17 with loose fastening to highlight the decarburized layer



500 X - NITAL 2 %

Fig. 19 - Provetta come fig. n° 17 e 18 a cuore

Fig. 19 - Test sample as fig. n° 17 and 18 at core



Fig. 20 - Test sample, carburized, cold oil direct quenched, stress relieved after hard turning

Fig. 20 - Provetta con cementazione, tempra diretta in olio freddo e distensione dopo tornitura "a secco"

a secco Ra 0,91: sul bordo tornito presenza di un leggero strato di un costituente tipo "white layer" di 2 – 3 micron di spessore a cui segue uno strato di spessore di circa 10 – 15 micron costituito da aghi di martensite grossolani "deformati" e di martensite finissima "poco rinvenuta" molto probabilmente derivante da austenite residua trasformata nella fase di tornitura (foto n° 20) a causa del riscaldamento localizzato subito dal materiale. Il suddetto riscaldamento comunque non è stato tale da "rinvenire" apprezzabilmente lo strato martensitico sottostante la superficie lavorata.

Rilievo tensioni residue

Sono state determinate con il metodo diffrattonometrico le tensioni superficiali tangenziali ed assiali con apparecchio Rigaku Strainflex, radiazione incidente Cr K α (2,29 Å), penetrazione del fascio di 8 micron e l'area su cui sono stati mediati i valori 2 X 4 mm.

I rilievi sono stati effettuati sulle superfici cementate e lavorate dopo semplice sgrassatura elettrolitica per cui i valori ottenuti risentono dello strato superficiale indotto dal trattamento termico e dalle lavorazioni meccaniche.

Sui campioni allo stato cementato, temprato e disteso sono state rilevate le tensioni residue dopo asportazione elettrolitica di 0,06 – 0,09 mm di pelle e ciò per verificare l'effetto dell'assenza di qualsiasi operazione di finitura dopo il trattamento d'indurimento sulle tensioni residue (sabbatura, pallinatura, rettifica...).

Le tav. VII – VIII – IX riportano i valori medi delle "terne" di provette sottoposte ai vari trattamenti ed operazioni supplementari riportate dalle tavole II – III e IV.

I valori tra parentesi si riferiscono ai rilievi eseguiti sotto – pelle.

In tutti i casi si può rilevare l'effetto benefico del sotto – raffreddamento riscontrato in tutte le situazioni e l'effetto negativo presentato dallo strato più esterno dei pezzi privi di operazioni meccaniche supplementari.

La rettifica se eseguita bene (senza surriscaldi, bruciature e soprattutto microcricche) risulta benefica.

Con riferimento alla tornitura, aumentando l'avanzamento e quindi provocando una maggiore deformazione plastica e quindi di calore, le tensioni residue di compressione si riducono.

In questo caso il sotto – raffreddamento successivo alla lavorazione ha determinato un significativo aumento di tali tensioni superiori a quelle ottenute sulle provette tornite con Ra 0,42

CONCLUSIONI

- Con riferimento al tema principale proposto e cioè l'effetto della sostituzione della rettifica da parte della tornitura a secco di superfici cementate si può affermare che, almeno nei limiti dei parametri di lavorazione utilizzati, tale sostituzione non altera in modo significativo la presenza delle sollecitazioni di compressione normalmente presenti sui particolari cementati e temprati
- Le prove eseguite e i risultati hanno comunque permesso di constatare e confermare alcune considerazioni:
 - L'acciaio 17CrNiMo6 presenta una forte suscettibilità alla formazione di austenite residua negli strati cementati
 - La superficie dei pezzi cementati se non sottoposta a trattamenti finali di finitura (pallinatura, rettifica, tornitura) presenta bassi livelli di sollecitazioni di compressione a causa delle pessime caratteristiche microstrutturali del bordo più esterno dei pezzi (ossidazione, decarburazione)
 - La tempra in olio caldo, eseguita per ridurre le defor-

Legenda Tabelle

C	Tensioni Circonferenziali (tangenziali)
A	Tensioni Assiali
CmTp	Cementazione e Tempra
Dist	Distensione
Sott.	Sotto – raffreddamento
Rett.	Rettifica
TRa 0,42	Tornitura Rugosità 0,42
TRa 0,91	Tornitura Rugosità 0,91
Stab.	Stabilizzazione
(*)	Valori rilevati dopo asportazione chimica di 0,09 mm

Table legend

C	Circumference Stresses (tangent)
A	Axial Stresses
CmTp	Carburizing and quenching
Dist	Stress Relieving
Sott.	Under-cooling
Rett.	Grinding
TRa 0,42	Turning Roughness 0,42
TRa 0,91	Turning Roughness 0,91
Stab.	Normalising
(*)	Detected values after chemical removal of 0,09 mm

Trattamenti	Tensioni residue Mpa	
	C	A
CmTp + Dist	+ 6	- 104
CmTp + Dist + A 0,09 (*)	- 250	- 204
CmTp + Sott + Dist.	- 143	- 258
CmTp + Dist + Rett.	- 343	- 611
CmTp + Dist + TRa 0,42	- 162	- 556
CmTp + Dist + TRa 0,42 + Stab.	- 103	- 572
CmTp + Dist + TRa 0,42 + Sott.	- 165	- 575
CmTp + Dist + TRa 0,91	- 22,5	- 287
CmTp + Dist + TRa 0,91 + Stab.	- 36,5	- 382
CmTp + Dist + TRa 0,91 + Sott.	- 273	- 634

Tab. VII – Tensioni residue (valori medi) su provette cementate e temprate direttamente in olio freddo sottoposte a varie operazioni di finitura

Table VII – Residual stresses (average values) on carburized and cold oil direct quenched test samples which have undergone to different finishing operations

Trattamenti	Tensioni residue Mpa	
	C	A
CmTp + Dist.	- 12	- 34
CmTp + Dist. + A 0,07 *	- 59	- 88
CmTp + Sott. + Dist.	- 20	- 110

Tab. VIII – Tensioni residue (valori medi) su provette con cementazione e tempra diretta in olio caldo

Table VIII – Residual stresses (average values) on carburized and hot oil direct quenched test samples

Trattamenti	Tensioni residue Mpa	
	C	A
CmTp + Dist.	(+ 50) - 104	- 175 (+ 170)
CmTp + Dist. + A 0,06 *	- 140	- 154
CmTp + Sott. + Dist.	- 159	- 140

Tab. IX – Tensioni residue (valori medi) su provette con cementazione e tempra indiretta in olio freddo

Table IX – Residual stresses (average values) on carburized and cold oil indirect quenched test samples

- mazioni, comporta minori livelli di tensioni residue
- Il sotto - raffreddamento eseguito correttamente non riduce le suddette tensioni, anzi le esalta e nel caso della tornitura con forte deformazione plastica probabilmente influenza anche le caratteristiche del "white layer" confermando l'interesse recentemente suscitato dai "crio - trattamenti"
 - c) Lo studio intrapreso sarà completato da prove di tornitura a secco eseguita con più elevate velocità di taglio allo scopo di verificare l'influenza che l'inevitabile rinvenimento

riscontrabile sotto il "white layer" potrà avere sui livelli delle tensioni residue.

RINGRAZIAMENTI

Si ringraziano le Società Soliveri Trattamenti Termici Srl di Caravaggio e Somaschini SpA di Trescore Balneario per la collaborazione prestata nell'esecuzione dei trattamenti termici e nelle operazioni di finitura alle macchine utensili.

A B S T R A C T

HARD-TURNING AND GRINDING OF CARBURIZED SURFACES: RESIDUAL STRESSES, HEAT TREATMENT AND MACHINING PARAMETERS

Material and preliminary treatment used

The test sample used, made of cylinders 95 mm long with a diameter of 30 mm, have been obtained by a bar of 35 mm of diameter which thickness (500 mm) have undergone to isothermal annealing (austenitizing at 950°C and isothermal transformation at 640°C).

The microstructure was formed by fine lamellar pearlite islands with granular ferrite (fig. 2) and the hardness was of 170 HB.

Table 1 shows the chemical composition of the employed steel 17CrNiMo6 Din 17210 featuring high percentages of Cr and Mo.

Carburizing treatments

Types of equipment

The equipment used are monochamber furnaces with incorporated oil tub, heated up by gas and 'in-site' atmosphere of methanol and nitrogen as support gas and natural gas as power fuel.

The automatic adjustment of the carbon potential is based on the continuum determination of CO-CO₂ with infra-red analyzer.

The 'cold' quenching oil was a paraffinic mineral oil with a 20° Cst viscosity (at 50° C) kept at a temperature of 40°C, moderately stirred and the equipment is provided with heat exchanger.

The hot quenching oil was a paraffinic mineral oil with a 50° Cst (at 50° C) kept at a temperature of 130° C, moderately stirred and the equipment is provided with a heat exchanger.

The furnaces for the stress relieving are air ventilated furnaces and the cryogenic treatment has been done in a freezer ensuring treatments up to - 85° C.

Lay-out of the test samples

The test-samples (3 for each variable) have been treated by placing them in normal production cycles and undergoing the 'standard' operations.

Treatment cycles

We have carried out and tested three different carburizing treatments:

- d) Carburizing and direct quenching in cold oil
- e) Carburizing and direct quenching in hot oil
- f) Carburizing and indirect quenching in cold oil

Here below are the temperature charts from fig. 3 and 4.

The scheduled effective hardening thickness has been of 1,0 mm and the carburizing phase foresaw a boost of 80% about of the total time at 930°C and 60' about at 820°C.

The scheduled carbon percentage for the final stage of the cycle has been of 0,75 due to the tendency of the employed

steel to form rather easily cementite (determined by the presence of high percentages of chrome and molybdenum forming carbides).

The under-cooling at - 80° C with a permanency of 5 hours has been done after the quenching and before the relieving for the test samples which were not called for further final machining.

For these latest we checked the under-cooling effect always at - 80° C for 5 hours on the final residual stresses and the normalizing (relieving) effect at 180° C for 5 hours to compare them with the ones with mechanical finish but not treated.

Cutting parameters

The test samples for further process of turning, after carburizing have undergone to carburizing treatment, direct quenching in cold oil and dress relieving while the surfaces have been just washed with water solution (not sandblasted) The grinding has been made by a grinding machine fitting Fiamma grindstone (ZSK 60 - KLSV) having a speed of 1200 rev/' at the grinder and 90 rev/' at the spindle so as to obtain a surface roughness of the test samples of 0,15 Ra. The hard turning has been carried out by Sumitomo tool formed by a ceramic insert of boron cubic nitrides, using two cutting parameters:

- a) Cutting speed of 1260 rev/' and infeed of 0,08 'rev to achieve a surface roughness of 0,42 Ra
- b) Cutting speed of 420 rev/' and infeed of 0,20 'rev to achieve a surface roughness of 0,91 Ra.

Test schedule

Tables II - III - IV show the operations carried out on the test samples after carburizing and (direct quenching in hot oil and cold oil) and indirect quenching.

Results

Hardnesses

Table V lists the "macro" surface hardness (average values) observed after the final treatment (or process) according to tables II - III - IV.

On the surface of the test samples which underwent to final turning, (Ra 0,91) we have observed micro-hardness HV0,050 (after very slight polishing) achieving the following results (table VI) (average values)

The HV5 hardness values of the core are the following:

- Carburized test sample with direct quenching in cold oil: HV5 = 440
- Carburized test sample with direct quenching in hot oil: HV5 = 410
- Carburized test sample with indirect quenching in cold oil: HV5 = 400

Carbon gradient

It has been determined by spectrograph on flat end surfaces

of the same test samples and shows the following results: carburized test samples and quenched directly in cold oil (see fig. 5), carburized test samples quenched directly in hot oil (see fig. 6) and for those indirectly quenched see fig. 7.

Micro-hardness gradient

The charts at fig. 8, 9, 10 and 11 indicate HV1 micro-hardness of carburized and quenched layers then submitted to processes foreseen by tables. II – III and IV.

Fig. 8 – Gradient of micro-hardness of test samples (28 – 30) carburized, quenched in cold oil and stress relieved and micro-hardness gradient of test samples (31 – 33) carburized, quenched in cold oil, under-cooled and stress relieved.

Fig. 9 – Gradient of micro-hardness of test samples (1 – 3), carburized, quenched in hot oil and stress relieved and micro-hardness gradient of test samples (4 – 6) carburized, quenched, under-cooled and stress relieved

Fig. 10 – Gradient of micro-hardness of test samples (34 – 36) carburized and indirectly quenched and stress relieved and micro-hardness gradient of test samples (37 – 39) carburized and indirectly quenched, under-cooled and stress relieved

HV1 Micro-hardness survey at 0,10 mm from the edge of turned and grinded test samples have not shown any variation with reference to the hardness of the carburized layer before the machining.

Micro-structure test

f) Carburizing and direct quenching in cold oil: on the surface we find an intergranular oxidated layer which depth is 10 micron max. and the micro-structure is formed by fine martensite and retained austenite (picture n° 11) which cannot be any longer detected (visually) after the under-cooling process (picture n° 12).

The core micro-structure is formed by martensite and a small quantity of bainite (picture n° 13)

g) Carburizing and direct quenching in hot oil: the surface micro-structure is the same of the former test samples apart from a slight increase in the percentage of retained austenite and an increased bainite contents in the core structure. (pictures n° 14, n° 15 and n° 16).

h) Carburizing and direct quenching in cold oil: the micro-structure of the surface differs significantly from the first test samples because the martensite is very fine (picture n° 17) and the 'rate' of retained austenite is neatly lower. Though, the presence of a slightly 'decarburated' layer of 20 micron is rather evident (picture. n° 18) and this is due to the cooling into the furnace and then the second heating up for the further quenching.

The structure core is formed by martensite and bainite (picture n° 19).

i) Test samples submitted to carburizing and direct quenching in cold oil, stress relieved and then grindfinished: the optical microscope has not shown any visible micro-structure alterations of the ground edge which is formed by martensite and retained austenite.

j) Test samples submitted to carburizing and indirect quenching in cold oil, stress relieved and then Ra 0,9I hard turned: on the turned edge we remarked the presence of a slight "white layer" in the thickness range of 2 – 3 micron followed by 10 – 15 micron layer of 'deformed' coarse martensite points and very fine 'low relieved' probably deriving from residual austenite modified during the turning operation (picture n° 20) due to the local heating up which affected the material.

This heating up however has not been consistently enough to 'relieve' significantly the martensitic layer underneath the machined surface.

Residual stresses survey

The surface tangent and axial stresses have been determined by the diffractometric method by a Rigaku Strainflex equipment, incident radiation Cr K α (2,29 Å), beam penetration of 8 micron, averaged values on an area of 2 X 4 mm.

The survey has been carried out on the carburized surfaces, machined after a simple electrolytic degreasing and therefore the obtained values are affected by the surface layer induced by the heat treatment and further machining

On the carburized samples, then quenched and stress relieved, we have remarked residual stresses after electrolytic removal of 0,06 – 0,09 mm of skin to check the effect on the residual stresses of the lack of any finishing operation after the hardening (sandblasting, shot-peening, grinding...)

Tables VII – VIII – IX show the average values of the test sample 'terns' submitted to different treatments and further processes as indicated on Tables II – III and IV.

The values in the brackets refers to surveys carried out 'under-skin'.

The positive effect of the under-cooling noticed in all situation can be detected in any case, as well as the the negative effect on the outside layer of the parts which have not undergone additional mechanical finishing.

A correct grinding (avoiding overheating, burnings and micro-cracks) is always positive.

As for turning, due to the increase of the infeed and the consequent greater plastic deformation and heat, the residual compressive stresses are reduced.

In this case the under-cooling further to the machining has determined a significant increase of such stresses which result greater than the ones obtained on the turned test samples at Ra 0,42

Conclusions

a) With reference to the main discussed subject, that is the effect of the change over of the grinding to the hard turning of carburized surfaces, we can assert that, within the limits of the employed machining parameters, this change does not affect significantly the presence of compressive stresses which are usually found on carburized and quenched components.

b) The carried out tests and the results allowed to ascertain and confirm a couple of considerations:

- 17CrNiMo6 steel presents a strong susceptibility to the formation of retained austenite in the carburized layers – when the surface of the carburized parts does not undergo final treatments of finishing (shot-peening, grinding, turning) it shows low levels of compressive stresses due to the bad micro-structural features of the outside edge of the pieces (oxidation, decarburizing)
- The quenching in hot oil, carried out to reduce deformations, entails less levels of residual stresses.
- The under-cooling, when properly carried out, does not reduce the a.m. stresses, on the contrary it increases them and, in the specific case of the turning with severe plastic deformation, it is likely to influence also the properties of the 'white-layer' confirming the interest recently roused by 'cryogenic treatments'.

c) The present research will be completed by tests of hard turning carried out with higher cutting speeds in order to test the influence that the inevitable relieving, which can be found under the 'white layer', could have on the levels of the residual stresses.