

# Possibilità d'indurimento di una ghisa austemperata

A. Bavaro, A. Visconti

*Le ghise austemperate trovano importanti applicazioni anche in Italia a causa delle loro interessanti proprietà meccaniche di resistenza, di tenacità e resistenza all'usura. In alcuni casi le suddette caratteristiche tribologiche non sono sufficienti in quanto a volte sono richiesti valori superiori di resistenza alle pressioni specifiche e al grippaggio e un aumento della resistenza meccanica e alla fatica. In altri casi viene scelta una ghisa austemperata di resistenza bassa per esigenze di lavorabilità anche se l'applicazione richiede una di classe superiore. Nasce quindi a volte l'esigenza di migliorare la resistenza all'usura di getti in ghisa austemperata ricorrendo a trattamenti superficiali.*

*Nel presente lavoro si è proceduto pertanto ad effettuare le seguenti prove di trattamento termico: tempra superficiale con riscaldamento ad induzione, nitrurazione gassosa (500° C) e ionica (480 e 380° C) nonché un tentativo di nitrocarburazione ferritica (560° C). Sono stati quindi eseguiti rilievi di durezza, gradienti delle microdurezze e rilievi microstrutturali per determinare sia l'entità dell'indurimento che le eventuali trasformazioni strutturali subite dal materiale. Naturalmente il trattamento che potrebbe eventualmente avere più probabilità di successo e di applicazioni è la tempra superficiale "selettiva" perché appunto riguarderebbe solo una specifica superficie ed è quella da utilizzare quando le proprietà "portanti" (resistenza alle pressioni specifiche) di una ghisa austemperata possono risultare insufficienti. In questo caso importante è la verifica delle caratteristiche metallurgiche della zona di transizione. Il trattamento di nitrurazione ionica eseguita a bassissima temperatura (350 - 380° C) il ciclo che sicuramente non altererebbe le caratteristiche metallurgiche del materiale base.*

*La sperimentazione ha avuto lo scopo comunque di allargare le possibilità d'impiego delle ghise austemperate perché attraverso uno dei trattamenti studiati ne modifica le caratteristiche meccaniche superficiali senza ottenere significativamente quelle del materiale non trattato. Sarà inoltre di stimolo per individuare la formulazione chimica più idonea delle ghise austemperate destinate a subire un ulteriore trattamento superficiale d'indurimento mantenendo inalterati i valori di tenacità previsti per queste ghise.*

**Parole chiave: ghisa, attrito, trattamento termico, tribologia**

## PREMESSA

La ghisa sferoidale che tanta applicazione ha trovato nell'industria meccanica, è diventata a pieno titolo un materiale "ingegneristico", cioè destinato a realizzare organi meccanici impegnativi quando sono state scoperte le eccezionali proprietà meccaniche ottenute sottoponendole ad uno speciale trattamento termico isoteramico di austempering.

Il grafico di fig. 1, ormai diventato un classico, (1) documenta le sue eccezionali proprietà di resistenza e di duttilità se confrontate con quelle delle altre ghise.

Anche la resistenza a fatica di tali ghise è relativamente elevata: per una ghisa austemperata con  $R_m = 700$  MPa il limite di fatica raggiunge i valori di 410 MPa (provetta liscia) e di 350 MPa (provetta intagliata) con  $\alpha = 1,86$  a flessione rotante (2).

Il trattamento consiste in un'austenitizzazione a temperature variabili da 830° a 920° C, un mantenimento a tale temperatura per saturare l'austenite di carbonio e quindi un raffreddamento sufficientemente veloce normalmente utilizzando

un bagno di sale mantenuto a temperature variabili da 230° a 400° C la cui permanenza (in funzione della temperatura scelta) determinerà la microstruttura e quindi le caratteristiche meccaniche desiderate.

Temperature di trasformazione intorno ai 350° C conferiranno buona resistenza alla trazione (circa 1000 MPa) con elevata duttilità e resilienza mentre a temperature di trasformazione intorno ai 250° C le ghise trattate presenteranno elevata resistenza all'usura e bassa duttilità.

A parità di temperatura comunque le migliori proprietà di resistenza alla trazione e resilienza si ottengono se viene ottimizzata la permanenza in modo da ottenere una microstruttura costituita da ferrite "bainitica" e austenite "ricca di carbonio".

L'eccessiva permanenza alla temperatura di trasformazione isoteramica determinerebbe la precipitazione di carburi dell'austenite satura di carbonio con inevitabile infragilimento del materiale (effetto "finestra" fig. 2).

Le ghise austemperate di utilizzo industriale sono ghise legate con Ni - Mo - Cu soprattutto per ritardare la seconda reazione d'infragilimento e quindi rendere applicabile industrialmente il processo di austempering di queste ghise.

A tale proposito diventa quasi inevitabile collegare il suddetto fenomeno a quello che accade per gli acciai sottoposti ad austempering quando la temperatura di trasformazione isoteramica è troppo elevata o troppo bassa influenzando in modo negativo sulla resilienza degli acciai trattati. Tale fenomeno è illustrato dalla fig. 3 pubblicata da un grande metallurgista italiano (4).

A. Bavaro  
Laboratorio Prove Bavaro Srl - Caravaggio

A. Visconti  
Vacuum - Trezzano Sul Naviglio

Memoria presentata al 19° Convegno Nazionale Trattamenti Termici,  
Salsomaggiore, 20-22 maggio 2003

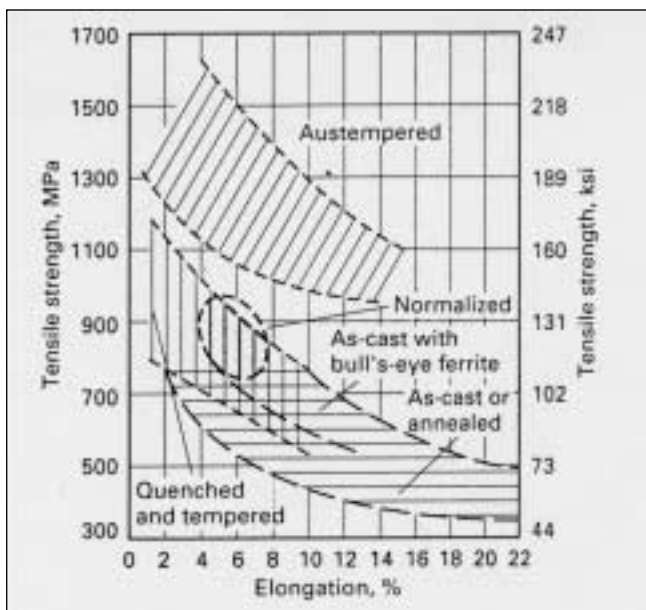


Fig. 1 - Relazione tra resistenza e duttilità delle ghise sferoidali. a) Valori minimi in condizioni standard. b) Valori minimi delle ghise austemperate previste dalla norma ASTM A 897. c) Campi di valori di resistenza ed allungamento in funzione dei trattamenti termici.

Fig. 1 - Tensile strength versus elongation of ductile iron. a) Minimum values given in various standards. b) Minimum values of austempered ductile iron grades specified in ASTM A 897. c) Range of tensile strength and elongation values with different heat treatments

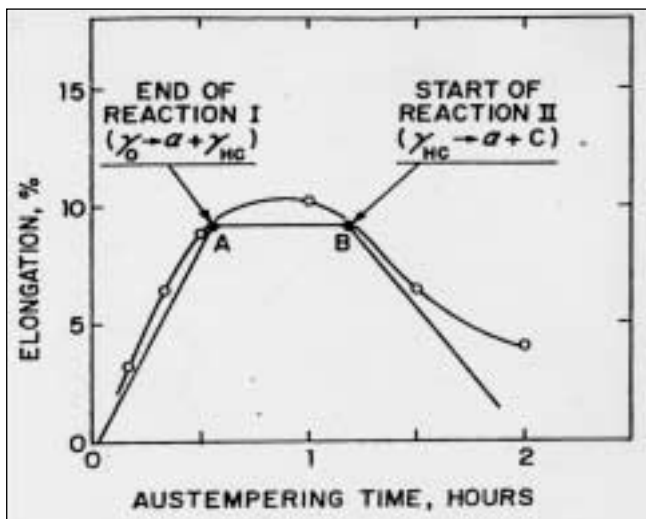


Fig. 2 - Caratterizzazione schematizzata dell'influenza delle due reazioni bainitiche sulla tenacità durante l'austenizzazione. L'austenite originaria ( $\gamma_0$ ), ferrite bainitica ( $\alpha$ ), austenite ricca di carbonio ( $\gamma_{HC}$ ), e carburi (c)

Fig. 2 - Idealized characterization of the influence of the two bainite reactions on toughness during austempering. Original austenite ( $\gamma_0$ ), bainitic ferrite ( $\alpha$ ), high carbon austenite ( $\gamma_{HC}$ ), carbide (c)

LE GHISE AUSTEMPERATE

Le ghise austemperate sono "regolamentate" dalla norma "europea" UNI EN 1564 ("Getti di ghisa duttile austemperata (bainitica)") emessa nel 1999 che classifica tali materiali in funzione della resistenza alla trazione (fig. 4) (sempre rilevate su provette colate a parte).

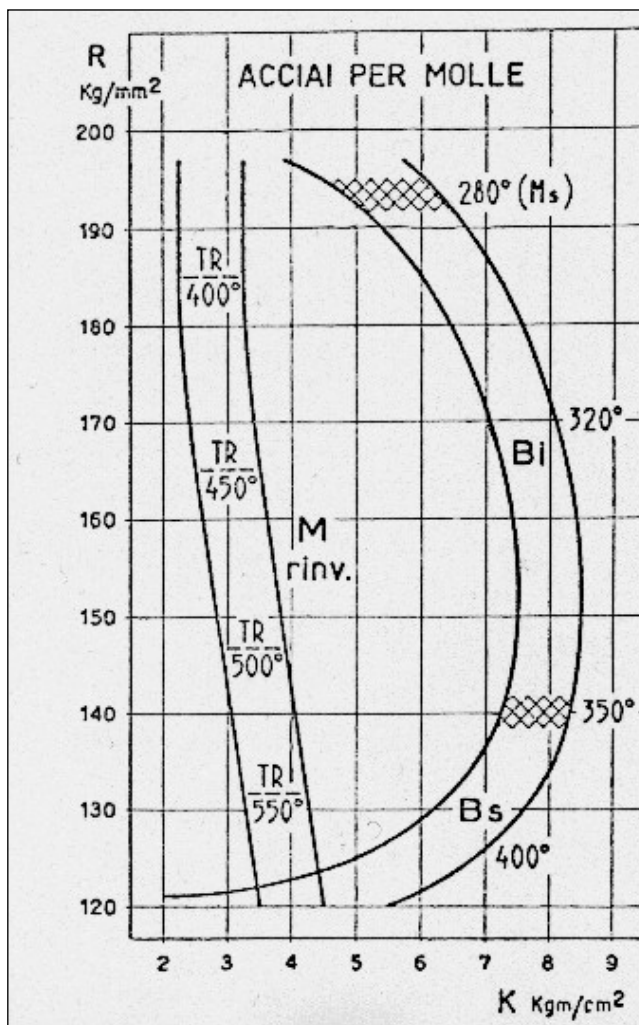


Fig. 3 - Variazione della resilienza in funzione della resistenza a trazione per martensiti rinvenute

Fig. 3 - Toughness and strenght of bainitic and tempered martensites

Designazione del materiale		Resistenza a trazione	Ciclo unitario di sollecitazione (a 0,2% di deformazione)	Allungamento
Designazione simbolica	Designazione numerica	$R_m$ N/mm <sup>2</sup> min	$R_{act}$ N/mm <sup>2</sup> min	A % min
EN-GJS-600-1	EN-JS108	600	500	1
EN-GJS-1000-6	EN-JS110	1000	700	1
EN-GJS-1200-2	EN-JS128	1200	800	2
EN-GJS-1400-1	EN-JS133	1400	1100	1

Fig. 4 - Ghise austemperate sec. UNI EN 1564

Fig. 4 - Austempered cast irons UNI EN 1564 standardition

SCOPO DELLE PROVE

Verificare la possibilità di aumentare la durezza superficiale di getti in ghisa sferoidale austemperata verificandone l'esito e gli effetti provocati alle caratteristiche strutturali e meccaniche dei particolari trattati a cuore.

Materiale esaminato

Tutti i campioni provati ed esaminati sono stati ricavati da un getto di grosse dimensioni utilizzato per la realizzazione di un organo meccanico importante. Le tavole I e II riportano le caratteristiche metallurgiche della ghisa rilevata su campioni prelevati dallo stesso getto. La microstruttura è costituita da grafite sferoidale classifica-

C	Si	Mn	S	P	Ni	Mo	Cu	Mg
2,79	2,39	0,20	0,010		1,45	0,40	0,74	0,042

Tav. I

Rm MPa	Rp <sub>0,2</sub> MPa	A %	KU J	HB
695,6	530	4	7	250

Tav. II

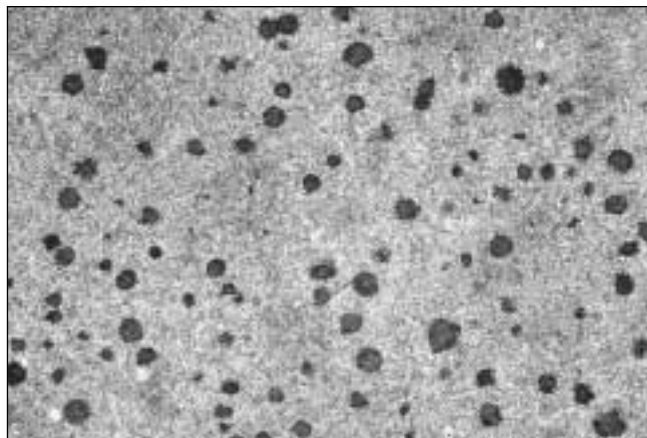


Fig. 5 – Microstruttura della ghisa As Cast – 100 X – Nital 2 %

Fig. 5 – As Cast 100 X – NITAL 2 %

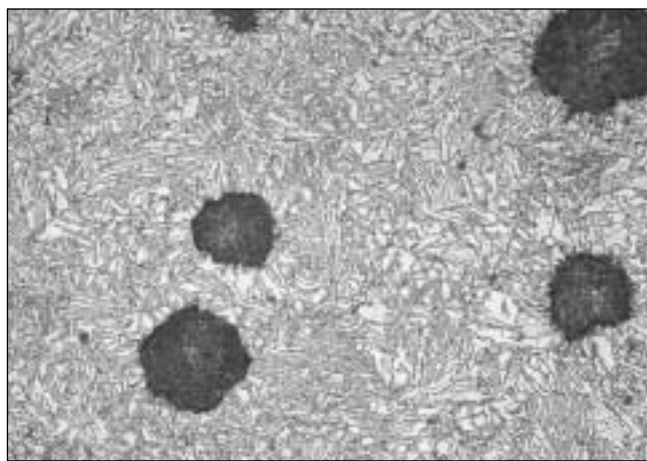


Fig. 6 – Microstruttura della ghisa as cast – 500 X – Nital 2 %

Fig. 6 – As Cast - 500 X – Nital 2 %

bile VI – 5/6 UNI EN ISO 945 (foto n° 5) con matrice costituita da ferrite “bainitica” e austenite (foto n° 6).

#### Trattamenti superficiali eseguiti

**Tempra superficiale.** E' stata eseguita su campioni di Ø 20 mm utilizzando un impianto per riscaldamento ad induzione ad alta frequenza (100.000 HZ) con spegnimento con acqua additivata (15 %) per ridurre la drasticità di tempra. Sono state effettuate due prove con tempi di riscaldamento diversi (10 sec. e 20 sec.).

**Nitrocarburazione ferritica.** E' stata eseguita su campioni sottoposti a ciclo di nitrocarburazione ferritica gassosa eseguita a 560° C per 6 ore con atmosfera costituita da ammoniaca, azoto e anidride carbonica.

**Nitrurazione gassosa.** E' stata eseguita su campioni sottoposti a ciclo di nitrurazione gassosa a 500° C (diffusione a 515° C) con potenziale nitrurante variabile da 50 % (ammoniaca non dissociata) a 5 % nell'ultima fase con permanenza totale di 72 ore.

**Nitrurazione ionica.** E' stata eseguita a 480° per 14 e 32 ore (2 cicli) utilizzando un'atmosfera costituita da idrogeno e azoto (80/20). Un'altra prova di nitrurazione a 380° C è ancora in corso.

**Trattamenti di verifica resilienza.** Per verificare, in modo più significativo e pratico, l'influenza della permanenza della ghisa austemperata alle varie temperature di nitrurazione, sono state ricavate n° 15 provette di resilienza KU di cui n° 12 sono state sottoposte (ogni terna) ai seguenti trattamenti:

- Permanenza a 500° C x 72 ore e raffreddamento in aria
- Permanenza a 560° C x 6 ore e raffreddamento in aria
- Permanenza a 480° C x 24 ore e raffreddamento in aria
- Permanenza a 380° C x 24 ore e raffreddamento in aria

#### CONCLUSIONI

##### Tempra superficiale

I campioni riscaldati per 5 secondi presentavano uno strato indurito documentato dalla macrografia di fig. 7 avente le seguenti caratteristiche:

- Durezza superficiale: HRC = 59
- Spessore d'indurimento efficace: mm 1,57
- Microstruttura dello strato: martensite fine (fig. 8)
- Gradiente delle microdurezze: vedere fig. 9 che evidenzia la presenza di uno strato di “transizione” relativamente

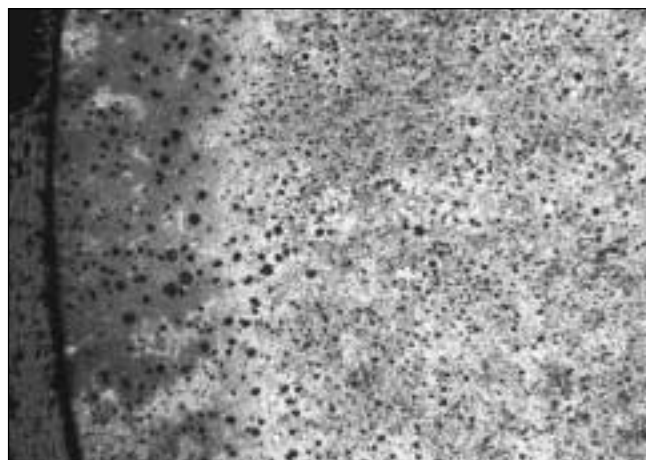


Fig. 7 – Strato Temprato ad induzione – 25 X – Nital 2 %

Fig. 7 – Induction hardened – 25 X – Nital 2 %



Fig. 8 – Strato Temprato ad induzione HRC = 59 – 500 X – Nital 2 %

Fig. 8 – Induction hardened HRC = 59 – 500 X – Nital 2 %

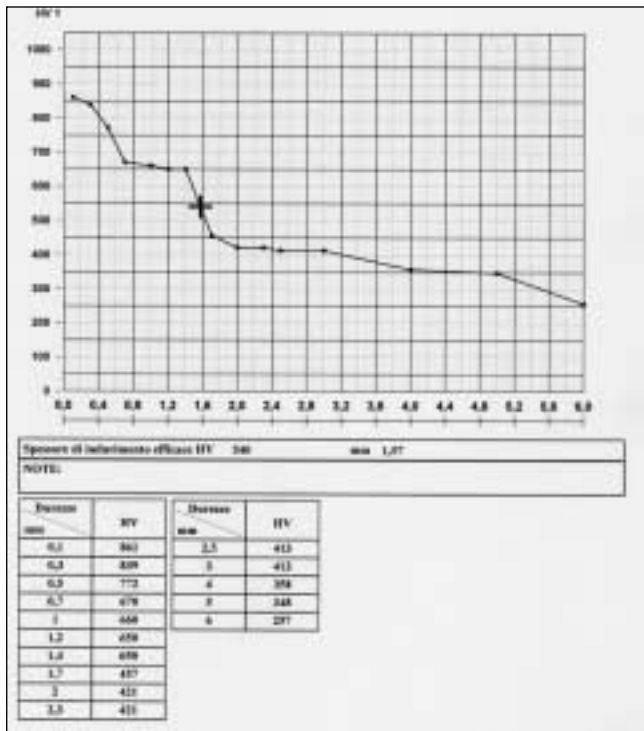


Fig. 9 - Gradiente delle microdurezze dello strato temprato ad induzione

Fig. 9 - Microhardness gradient of induction hardened case

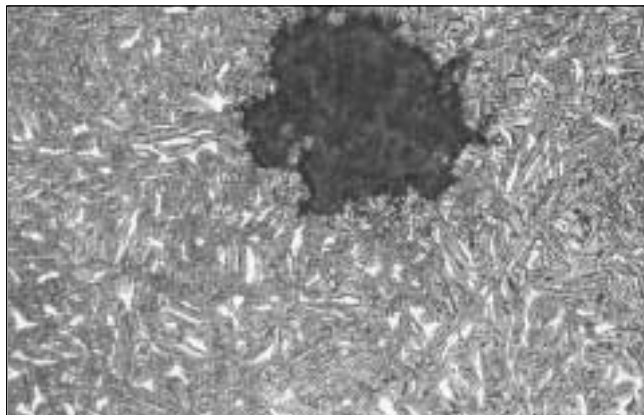


Fig. 10 - Microstruttura della zona di transizione dello strato temprato ad induzione - 500 X - Nital 2 %

Fig. 10 - Microstructure of induction hardened case: transition zone - 500 X - Nital 2 %



Fig. 11 - Come fig. 10 in altra zona - 500 X - Nital 2 %

Fig. 11 - As fig. 10 in other zone - 500 X - Nital 2 %

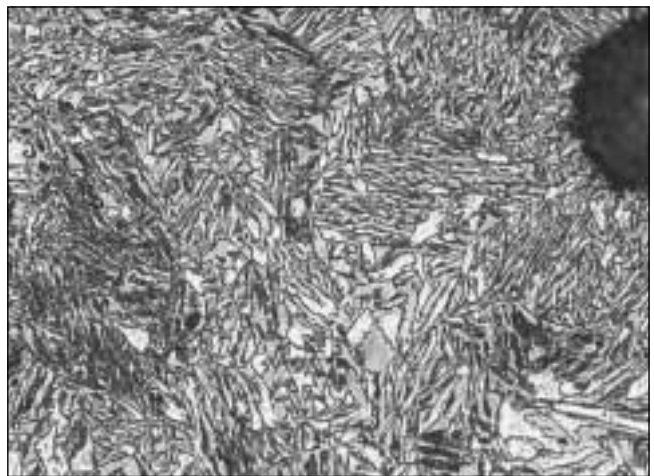


Fig. 12 - Come fig. 10 - 11 in altra zona - 500 X - Nital 2 %

Fig. 12 - As fig. 10 - 11 in other zone - 500 X - Nital 2 %

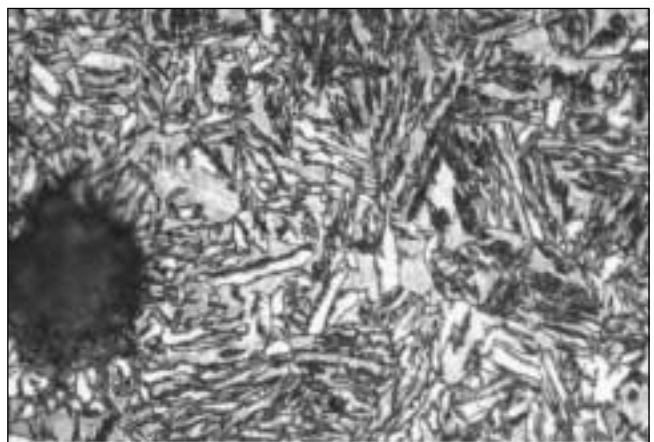


Fig. 13 - Come fig. 10 - 11 - 12 in altra zona - 1000 X - Nital 2 %

Fig. 13 - As fig. 10 - 11 - 12 in other zone - 1000 X - Nital 2 %

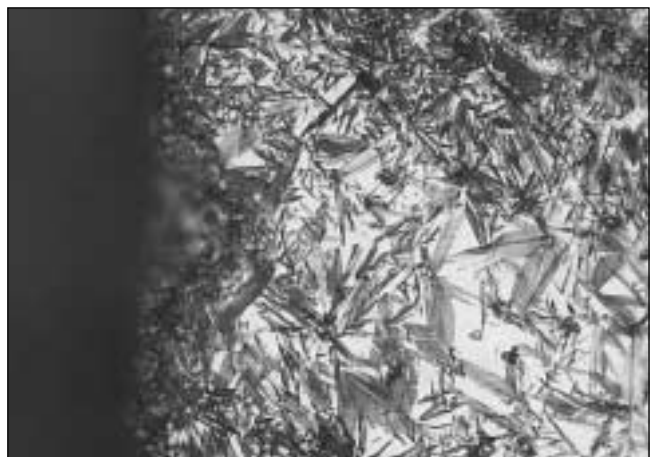


Fig. 14 - Microstruttura dello strato temprato ad induzione da temperatura eccessiva - 500 X - Nital 2 %

Fig. 14 - Microstructure of induction hardened case at too high temperature

ampio in cui la microstruttura è costituita da martensite e ferrite (fig. 10), martensite (poca) con ferrite e austenite "trasformata" (fig. 11, 12 e 13).

La bassa durezza dei campioni temprati da temperatura molto più elevate è da imputare all'elevata quantità di austenite formatasi anche a scapito della grafite (foto n° 14).

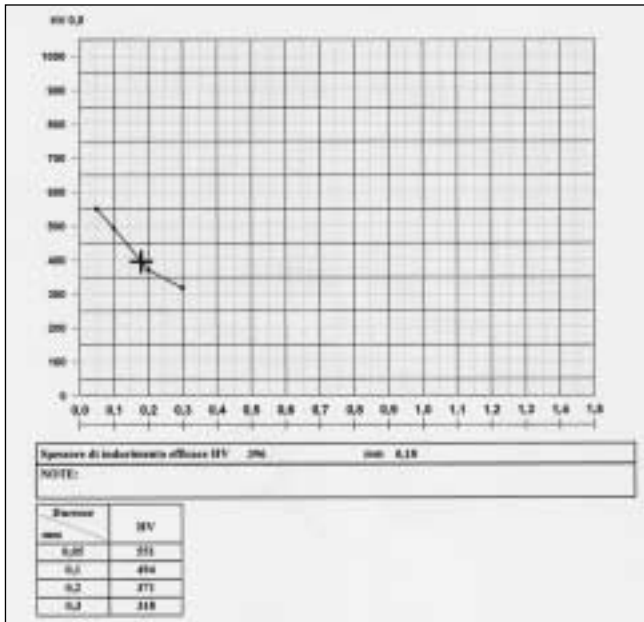


Fig. 15 - Gradiente delle microdurezze dello strato nitrocarburato  
 Fig. 15 - Microhardness gradient of ferritic nitrocarburized case

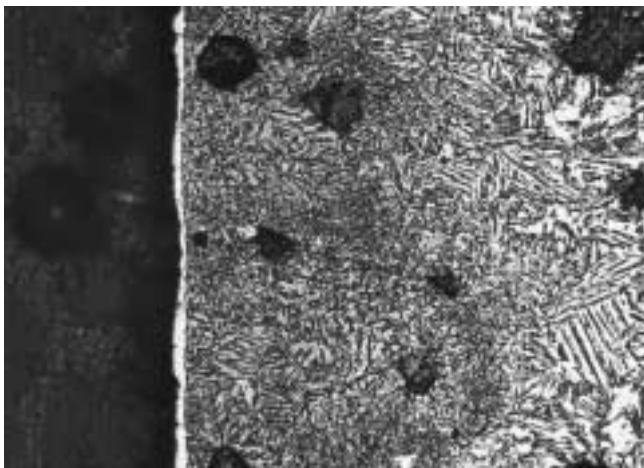


Fig. 16 - Strato nitrocarburato - 200 X - Nital 2 %  
 Fig. 16 - Case ferritic nitrocarburized - 200 X - Nital 2 %

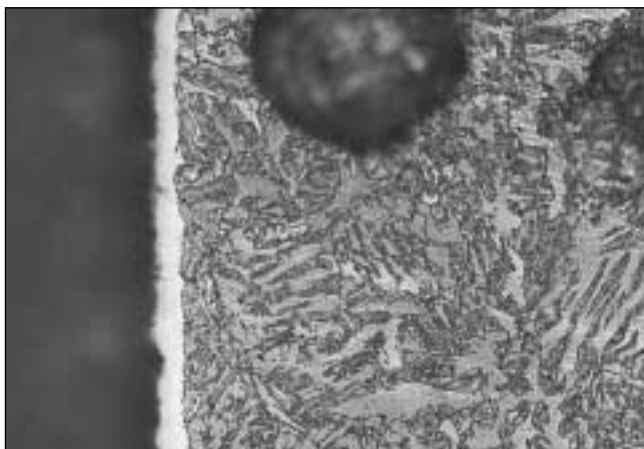


Fig. 17 - Strato nitrocarburato - 500 X - Nital 2 %  
 Fig. 17 - Case ferritic nitrocarburized - 500 X - Nital 2 %

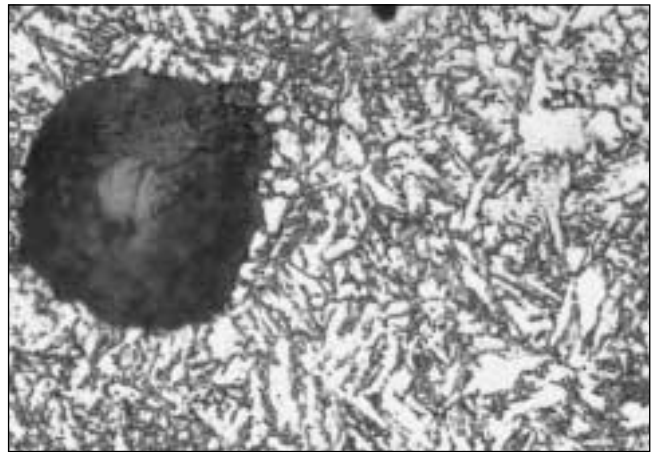


Fig. 18 - Microstruttura del cuore del campione nitrocarburato - 1000 X - Nital 2 %  
 Fig. 18 - Core microstructure of ferritic nitrocarburized sample - 1000 X - Nital 2 %

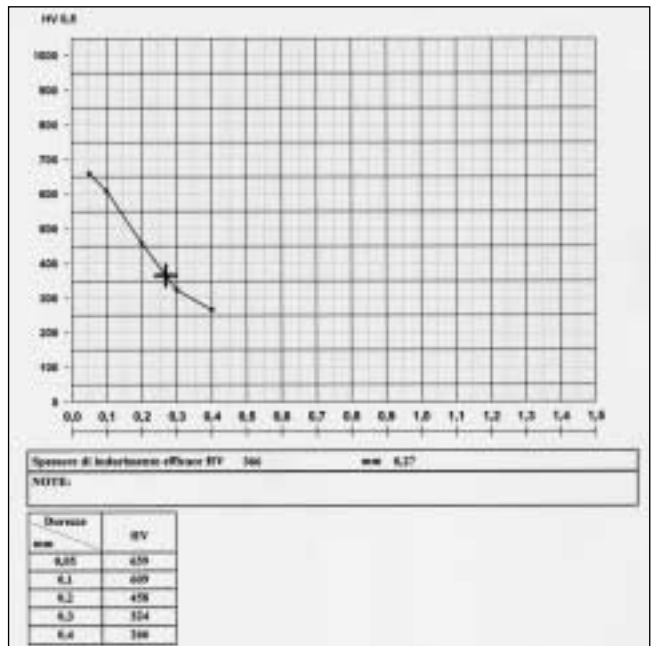


Fig. 19 - Gradiente delle microdurezze dello strato nitrocarburato  
 Fig. 19 - Microhardness gradient of ferritic nitrided case

**Nitrocarburazione ferritica**

**Risultati**

Durezza superficiale: HV<sub>1</sub> = 650  
 HV<sub>0,500</sub> = 696  
 HV<sub>0,200</sub> = 810

Spessore strato dei composti: 5 - 10 micron  
 Spessore d'indurimento efficace: mm 0,18  
 Gradiente delle microdurezze: vedere (fig. 15)  
 Durezza a cuore: HV<sub>5</sub> = 303

**Microstruttura dello strato**

Strato dei composti seguito da un piccolo strato con nitruri precipitati e quindi lo strato di diffusione (foto n° 16 e n° 17).

A cuore si è verificata una significativa precipitazione dei carburi come evidenziato dalla micrografia di (figura n° 18).

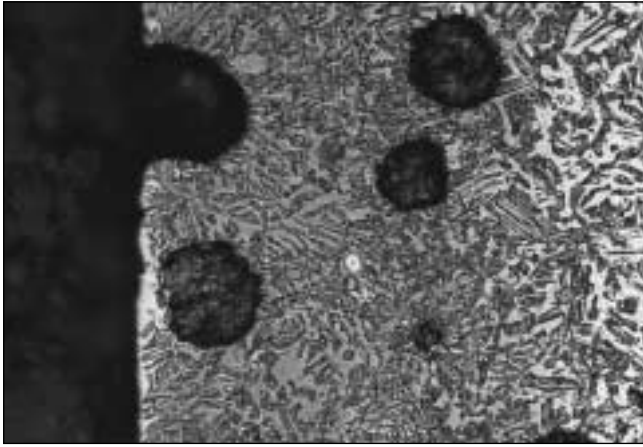


Fig. 20 – Microstruttura dello strato nitrurato – 500 X – Nital 2 %  
 Fig. 20 – Nitrided case microstructure – 500 X – Nital 2 %

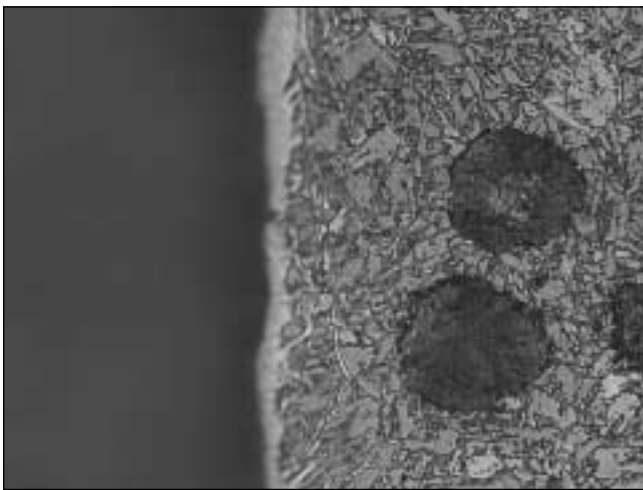


Fig. 21 – Come fig. 20 – 500 X – Nital 2 %  
 Fig. 21 – As fig. 20 – 500 X – Nital 2 %

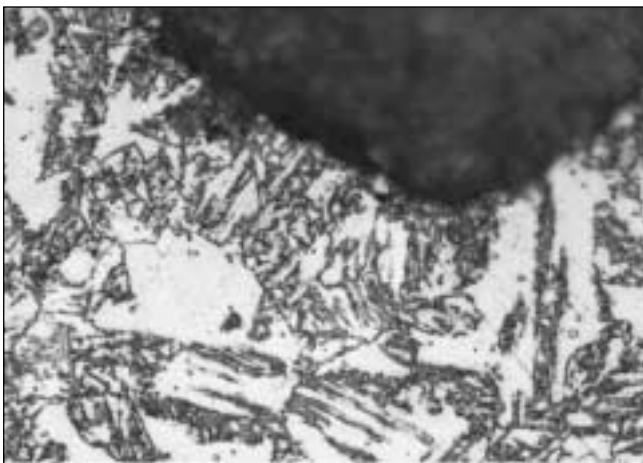


Fig. 22 – Microstruttura del campione nitrurato a cuore – 1000 X – Nital 2 %  
 Fig. 22 – Core microstructure of nitrided sample – 1000 X – Nital 2 %

**Nitrurazione gassosa**  
**Risultati**  
 Durezza superficiale:

HV<sub>1</sub> = 805  
 HV<sub>0,500</sub> = 841  
 HV<sub>0,200</sub> = 927

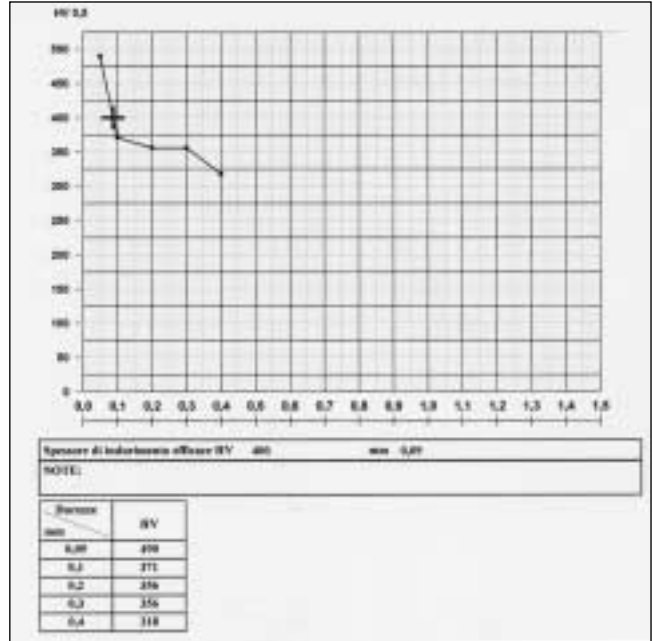


Fig. 23 - Gradiente delle microdurezze dello strato nitrurato ionico a 480° x 14 ore

Fig. 23 - Microhardness gradient of plasma nitrided at 480° x 14 hours

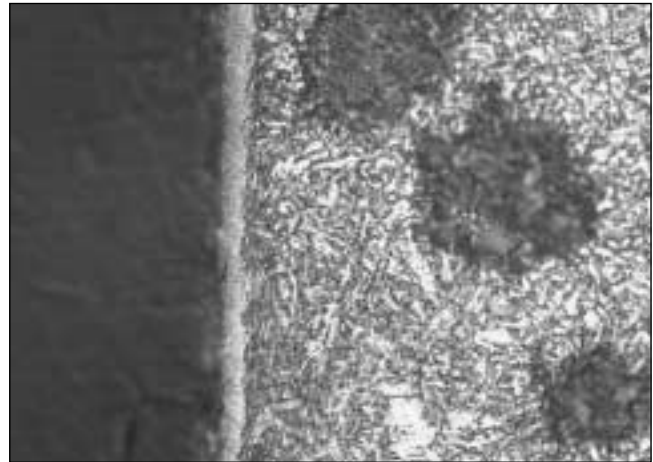


Fig. 24 – Microstruttura dello strato nitrurato ionico a 480° C – 500 X – Nital 2 %

Fig. 24 – Microstructure of plasma nitrided ad 480° C case – 500 X – Nital 2 %

Spessore d'indurimento efficace: mm 0,27  
 Gradiente delle microdurezze: vedere (fig. 19)

**Microstruttura dello strato**

La microstruttura dello strato nitrurato è costituito da coltre bianca di spessore 3 – 10 micron su uno strato con nitruri precipitati e di diffusione (micrografie di foto n° 20 e 21). A cuore la precipitazione dei carburi è risultata più modesta rispetto a quella dei campioni nitrocarburiati (fig. 22).

**Nitrurazione ionica**

Campione n° 1 480° C x 14 ore

Durezza superficiale: HV<sub>1</sub> = 613  
 HV<sub>0,500</sub> = 677  
 HV<sub>0,200</sub> = 766

Spessore d'indurimento efficace: mm 0,09  
 Gradiente delle microdurezze: vedere (fig. 23)

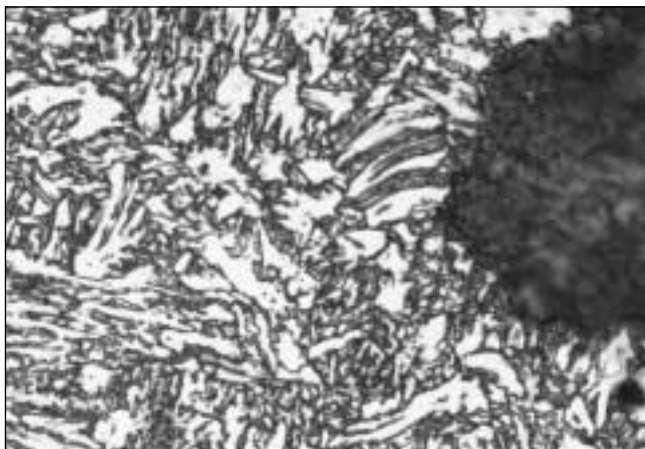


Fig. 25 - Microstruttura del campione nitruato ionico a 480° x 14 h a cuore - 1000 X - Nital 2 %

Fig. 25 - Core microstructure of plasma nitrided 480° x 14 h core - 1000 X - Nital 2 %

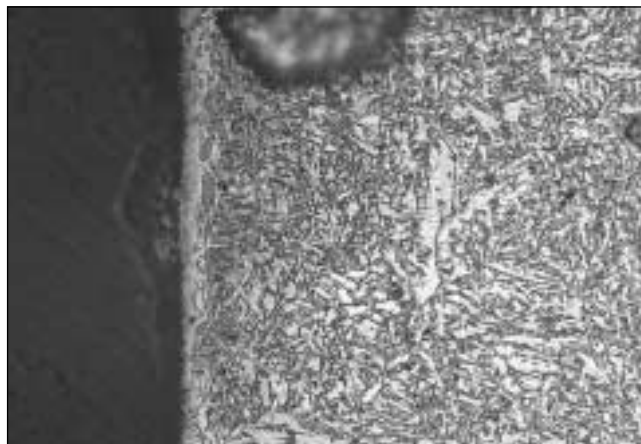


Fig. 27 - Microstruttura dello strato iono nitruato a 480° x 32 ore - 500 X - Nital 2 %

Fig. 27 - Microstructure of plasma nitrided sample at 480° for 32 hours - 500 X - Nital 2 %

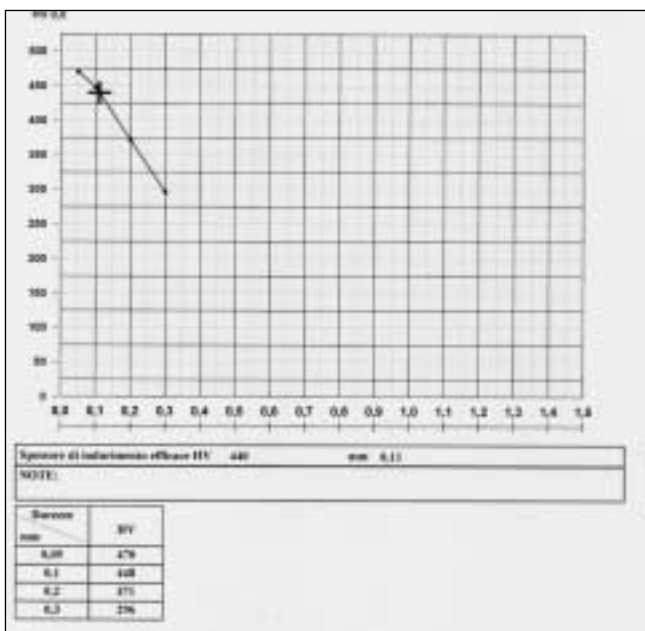


Fig. 26 - Gradiente delle microdurezze dello strato iono nitruato a 480° x 32 ore

Fig. 26 - Microhardness gradient of plasma nitrided case at 480° x 32 hours

**Microstruttura dello strato**

La coltre bianca risulta di circa 3 micron e lo strato nitruato presenta un sottilissimo strato di nitrucci precipitati (micrografia di fig. 24).

La durezza a cuore risulta:  $HV_5 = 300$  e la micrografia di (fig. 25) evidenzia la precipitazione dei carburi.

**Campione n° 2 480° C x 32 ore**

Durezza superficiale:  $HV_1 = 686$   
 $HV_{0,500} = 802$   
 $HV_{0,200} = 882$

Spessore d'indurimento efficace: mm 0,11  
 Gradiente delle microdurezze: vedere (fig. 26)

Durezza a cuore:  $HV_5 = 340$

**Microstruttura dello strato**

La microstruttura dell'indurimento presenta uno strato di

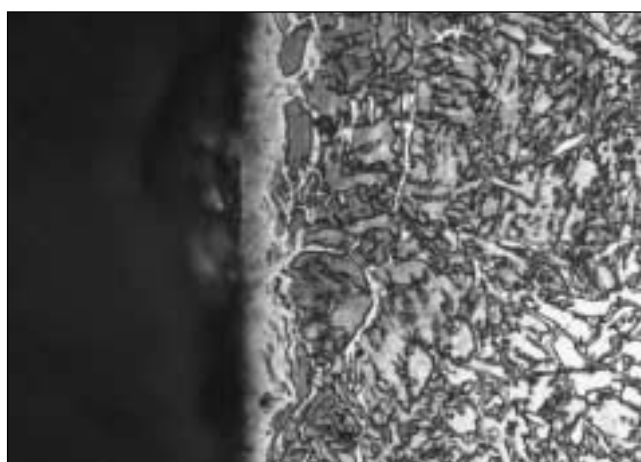


Fig. 28 - Come fig. 27 - 1000 X - Nital 2 %

Fig. 28 - As fig. 27 - 1000 X - Nital 2 %

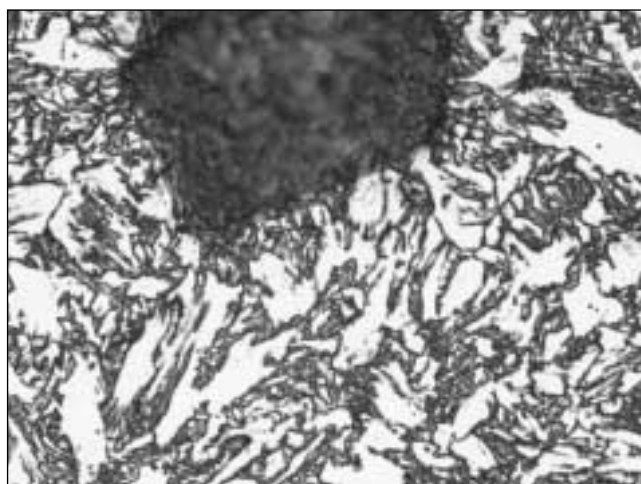


Fig. 29 - Microstruttura a cuore del campione iono nitruato a 480° per 32 ore - 1000 X - Nital 2 %

Fig. 29 - Microstructure of core plasma nitrided sample at 480° for 32 hours - 1000 X - Nital 2 %

coltre bianca di spessore 6 - 12 micron su strato con nitrucci precipitati e di diffusione (foto di fig. 27 - 28) e la foto di (fig 29) la precipitazione dei carburi a cuore.

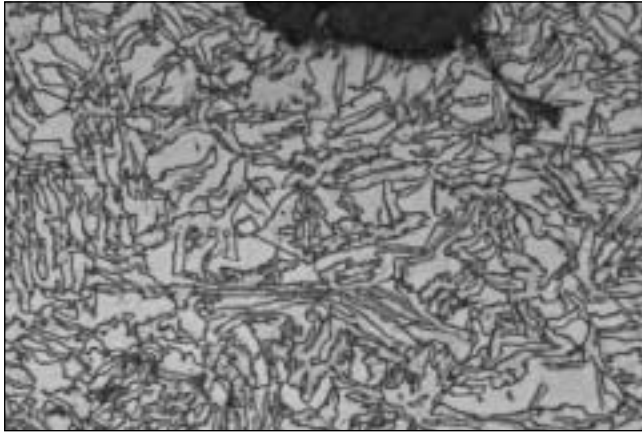


Fig. 30 – Microstruttura della provetta Charpy allo stato non trattato (7 J) – 1000 X – Nital 2 %

Fig. 30 – Microstructure of as cast sample for Charpy test bar (7 J) – 1000 X – Nital 2 %

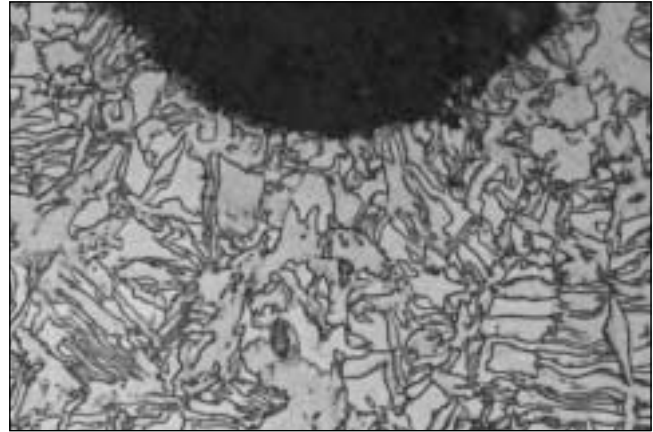


Fig. 32 – Microstruttura della provetta Charpy riscaldata a 380° C per 24 ore (5,0 J) – 1000 X – Nital 2 %

Fig. 32 – Microstructure of Charpy test bar heated at 380° C for 24 hours (5,0 J) – 1000 X – Nital 2 %

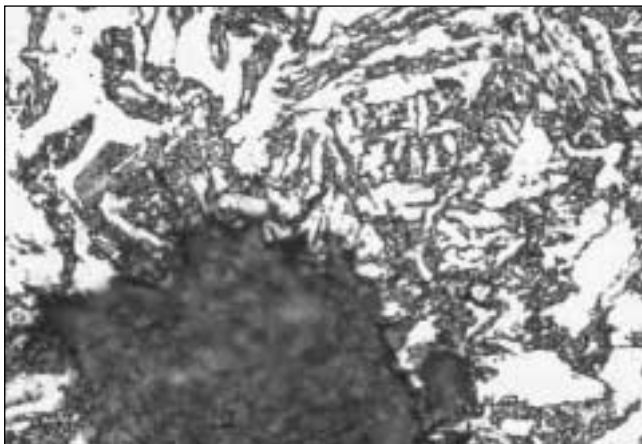


Fig. 31 – Microstruttura della provetta Charpy dopo riscaldamento a 500° C x 72 h (2 J) – 1000 X – Nital 2 %

Fig. 31 – Microstructure of Charpy test bar after heated at 500° C for 72 hours (2 J) – 1000 X – Nital 2 %

#### Riscaldamento e resilienza

Le provette sottoposte a cicli di riscaldamento e permanenza di cui al p. 3.2.5. sottoposte a rottura ad urto hanno dato i seguenti risultati:

Tal quale:	7,0 J
500° C x 72h:	2,0 J
560° C x 6h:	2,5 J
480° C x 24h:	2,0 J
380° C x 24h:	5,0 J

Le micrografie di foto (n° 30 – 31 – 32) confermano la relazione tra precipitazioni dei carburi dall'austenite e abbassamento della resilienza.

#### CONCLUSIONI

- Le ghise austemperate presentano caratteristiche metallurgiche tali per cui possono essere utilizzate per applicazioni meccaniche gravose sia con riferimento alla resistenza a fatica che all'usura in funzione però della tenacità desiderata.
- La scelta della classe di resistenza della ghisa è a volte condizionata dalla difficoltà di lavorazione (esempio dentatura, foratura) dei getti per cui si utilizza una ghisa a bassa resistenza la cui applicazione richiederebbe però una maggiore resistenza all'usura e alla fatica.

- Le prove d'indurimento superficiale eseguite hanno confermato la possibilità di ottenere durezza elevate in superficie ma la presenza di una microstruttura "instabile" nelle ghise austemperate determina una modifica delle caratteristiche meccaniche quando sono sottoposte a riscaldamento. L'aumento della durezza (e resistenza) e la conseguente riduzione della tenacità sono determinate dalla temperatura e dalla permanenza del trattamento d'indurimento effettuato che provocano la precipitazione di carburi dall'austenite satura di carbonio.
- La tempra ad induzione determina la presenza di una zona di transizione relativamente ampia dipendendo comunque anche dalle modalità di riscaldamento e di raffreddamento (spessore del pezzo trattato) ma rappresenta comunque il trattamento d'indurimento più idoneo perché selettivo e meno influente sulla sezione sottostante.
- Anche la nitrocarburazione ferritica eseguita a 560° C x 6h ha permesso di ottenere durezza superficiali relativamente elevate ( $HV_{0,500} = 696$ ) con una riduzione della tenacità significativa ma non "totale" probabilmente a causa del tempo relativamente basso del riscaldamento.
- I processi di nitrurazione sia gassosa che ionica confermano le elevate durezza superficiali ottenibili ma, come hanno dimostrato le prove di resilienza, è necessario utilizzare cicli di trattamento eseguiti a temperature inferiori a 400° per mantenere valori di tenacità ancora apprezzabili.
- Naturalmente i risultati ottenuti e le considerazioni fatte valgono specificatamente per la ghisa utilizzata sia come composizione chimica che come "qualità" del getto: riteniamo comunque che tale lavoro possa dare un contributo sia ai tecnici di fonderia che ai progettisti.

#### BIBLIOGRAFIA

- 1) Metals Handbook – Heat Treating – Ed 1991
- 2) G. Barbezat – H. Mayer – Ghise bainitico – austenitiche con grafite sferoidale - Progettare n° 109/1989
- 3) J.F. Janowak – R.B. Gundlach – Proceedings of the 1° Int. Conference an austempered ductile iron – American Society for Metals - 1984
- 4) M. Baj – Criteri di scelta e di trattamento termico degli acciai da costruzione e da utensili (1979)
- 5) Tabella UNI EN 1564 – UNI 1999



**FACE-HARDENING POSSIBILITIES  
FOR AUSTEMPERED DUCTILE IRONS**

**KEYWORDS:**

**austempered ductile irons, wear, heat treatments,  
tribology**

*Austempered ductile irons find several applications also in Italy due to their interesting mechanical properties of strength, toughness and wear.*

*In some cases the above mentioned tribological properties are not enough, since higher values of specific compressive strength and seizure strength, as well as an increase of the mechanical and fatigue strengths, are often required.*

*In the present research the following heat treatment trials have been carried out: surface hardening with induction heating, aeriform nitriding (500° C) and ionic nitriding (380° C) as well as an attempt of ferritic nitrocarburizing (570° C).*

*Then hardening surveys, microhardness gradients and microstructural surveys have also been carried out, in order to find out both the hardening extent and the possible structu-*

*ral changes which affected the material. The treatment, which might have more opportunities of application and success, is the “selective” surface hardening, since it would affect a specific surface only, the one to be used when the ‘main’ properties (specific compressive strength) of an austempered ductile iron result inadequate. In this case it is important to check out the metallurgical features of the transition area due to the possibility of modification of the austenite.*

*The ionic nitriding treatment is carried out at very low temperatures (350 – 380° C), a cycle which would not alter the metallurgical properties of the base material.*

*The present research aims to enlarge the employment possibilities of the austempered ductile irons since, by means of one of the examined treatments, they change their surface mechanical properties without modifying significantly those of the non-treated material.*

*It will also represent a spur to investigate the most suitable chemical composition of austempered ductile irons which have to undergo a further surface hardening treatment, though keeping unchanged the toughness values foreseen by the same ductile irons.*