Asociace pro tepelné zpracování kovů Association for Heat Treatment of Metals

ECOSOND s.r.o.

Česká společnosti pro nové materiály a technologie Czech Society for New Materials and Technologies

ASM

Mezinárodní konference

Vakuové tepelné zpracování a tepelné zpracování nástrojů

Vacuum Heat Treatment and Heat Treatment of Tools

22. - 23.11. 2011 22 – 23 November 2011

Jihlava, Czech Republic

Sborník přednášek Proceedings

ISBN 978-80-904462-4-3

Obsah *Contens*

Tendence vývoje zařízení pro tepelné zpracování s využitím vakua Development trends of equipment for heat treatment with use of vacuum P.Stolař; ECOSOND s.r.o., Czech Republic

Tepelné zpracování nástrojů Pokrokové trendy ve výrobě a zpracování nástrojových ocelí *Heat Treatment of Tools nad Tool Steels Advanced Trends in Production and Processing of Tool Steels*

Tepelné zpracování nástrojů v prostředí inertních plynů *Heat Treatment of Tools in Noble Gas Atmosphere* M.Stupnišek, B. Matijević ; University of Zagreb, Croatia

Samomazné tenké povlaky pro nástrojové oceli Self-lubricating thin films for tool steels P.Jurči^a, S.Krum^b; ^aSTU Trnava, Slovac Republic, ^bČVUT v Praze, Czech Republic

Praskání nástrojů po tepelném zpracování *Tools cracking after heat treatment* A.Kříž; ZČU Plzeň, Czech Republic

Optimální postupy vakuového tepelného zpracování materiálů pro práci za tepla *Optimal processes of vacuum heat treatment of hot working materials* J.Stanislav; Bodycote HT s.r.o., Czech Republic

Zařízení pro tepelné zpracování Equipment for Vacuum Heat Treatment

Měření intenzity kalení, výpočet koeficientu přestupu tepla a centrální databáze kapalných kalících médií *Measurement of quenching intensity, calculation of heat transfer coefficient and global database of liquid quenchants* B.Liščič, T. Filetin; University of Zagreb, Croatia

Víceúčelové, jednokomorové vakuové pece LPC + LPN + HPGQ 25 bar N2/He *Multi-purpose LPC+LPN+HPGQ 25 bar N2/He single chamber vacuum furnaces* M.Korecki^a, J.Olejnik^a, P.Kula^b, R.Pietrasik^b, E.Wołowiec^b; ^aSeco/Warwick S.A., ^bTechnical University of Lodz, Poland PreNitLPC® - High-Tech tepelné zpracování *PreNitLPC*® - *High-Tech heat treatment* P.Salabová; PRIKNER-tepelné zpracování kovů, Czech Republic

Technologie řízení chlazení při kalení nástrojů *Technology of cooling control in tool hardening* P.Lebigot; B.M.I. Fours Industriels, France

Zvyšování energetické účinnosti vakuových pecí s grafitovou izolací Increase of the energy efficiency of graphite insulated vacuum furnaces A.Dappa; SCHMETZ Vakuumöfen GmbH, Germany

Uživatelské zadávání programů pomocí krokové vizualizace na příkladu podtlakové cementace User programming by the help of step visualisation by low-pressure carburizing S.Heineck; STANGE Elektronik GmbH, Germany

Numerické modelování cementace a následného tepelného zpracování *Numerical modelling of of the carburizing process and the follow heat treatment* P.Šuchmann^a, M.Zemko^a, B.Dostál^b; ^aCOMTES FHT a.s., ^bWikov Gear s.r.o., Czech Republic

Nosné rošty vyrobené z kompozitních (CFRC) a grafitových materiálů *Charging systems made out of carbon fiber reinforced carbon (CFRC) and graphite materials* M.Zímová^a, T.Kampen^a, F.Rybář^b; ^aSGL CARBON GmbH, Germay, ^bSGL Carbon Polska, Czech Republic

Materiály pro výrobu přípravků pro tepelné zpracování *Alloys for the production of fixtures for the heat treatment* S.Pálka, A.Svoboda; AFE Cronite CZ, Czech Republic

Použití CFC v tepelném zpracování *CFC using in the heat treatment* Matthias Noch; GTD Graphite Technologie GmbH, Germany

Víme, co požaduje náš zákazník? *Do we know what our customer demands?* S.Rašková; Czech Republic

Povrchové technologie - CVD, PVD, laser Surface Technologies - CVD, PVD, Laser

Extrémní případy zpracování povrchu laserovým paprskem *Extreme cases of laser beam surface treatment* S.Němeček; MATEX PM s.r.o., Czech Republic

Vakuum jako prostředí pro technologie využívající elektronový paprsek Vacuum as an environs for technologies using electron beam F.Vráblík; ECOSOND s.r.o., Czech Republic Vliv pulsní plasmové nitridace PulsPlasma® na náklady a prostředky tepelného zpracování povrchové vrstvy u převodovek a nástrojů

Cost- and resource effective surface layer heat treatment in gear and tool industry by PulsPlasma-Nitriding

R.Grün, D. Voigtländer; PlaTeG GmbH, Germany

Vliv plasmově nitridovaných vrstev na lomové vlastnosti Cr-V nástrojové oceli *Effect of plasma nitrided layers on fracture behaviour of Cr-V tool steel* P.Jurči^a, S.Krum^b; ^aSTU Trnava, Slovac Republic, ^bČVUT v Praze, Czech Republic

Ochranné nátěry proti procesům podtlakové cementace a nitridace *Protective coatings against the vacuum carburizing and nitriding processes* P.Stolař^a, F.Vráblík^a, J.Čížkovský^a, M.Behnke^b, P.Salabová^c; ^aECOSOND s.r.o., Czech Republic, ^bNüssle GmbH and Co. Kg Hartetechnik, Germany, ^cPRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o., Czech Republic

Laserové kalení nástrojů Laser hardening of tools P.Mráz^a, E.Hensel^b; ^aAVANTEK s.r.o.; Slovac Republic, ^bALOtec, Germany

TENDENCE VÝVOJE ZAŘÍZENÍ PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ S VYUŽITÍM VAKUA

DEVELOPMENT TRENDS OF EQUIPMENT FOR HEAT TREATMENT WITH USE OF VACUUM

Pavel Stolař

ECOSOND s.r.o., K Vodárně 531, 257 22 Čerčany, Czech Republic, stolar@ecosond.cz

Referát je přehledovým referátem zabývající se vývojem vakuových technologií tepelného zpracování. V článku je provedeno zatřídění technologií používajících vakua různého stupně. Popsány jsou vývojové tendence konstrukce v klasických pecích pro tepelné zpracování i pece pro různé typy chemicko-tepelné zpracování s využitím podtlaku.

This abstract is a survey abstract dealing with the development of vacuum technologies for heat treatment. The article provides a classification of the technologies using vacuum of various degrees. It describes the development tendencies of construction in classical heat treatment furnaces and furnaces for various types of chemical heat treatment with the use of underpressure.

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJŮ V PROSTŘEDÍ INERTNÍCH PLYNŮ

HEAT TREATMENT OF TOOLS IN NOBLE GAS ATMOSPHERE

Mladen Stupnišek, Božidar Matijević

University of Zagreb, Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture, Ivana Lučića 5, Zagreb, Croatia, <u>mladen.stupnisek@fsb.hr</u>

ABSTRACT

V tomto příspěvku je popsán vývoj zařízení pro kalení nástrojů. Je dobře známo, že s rostoucí ochlazovací intenzitou během kalení klesá výskyt precipitace karbidů na hranicích zrn. V důsledku toho se zhoršují dynamické vlastnosti nástrojů. S ohledem na tuto skutečnost se vývoj vakuových pecí vydává dvěma směry. Jeden směr je založen na zvyšování tlaku plynu a hledání vhodnějších plynů pro kalení v přetlaku plynu. Jiný směr spočívá ve vývoji zařízení pro kalení nástrojů založeném na ohřevu v atmosféře inertních plynů (argon nebo helium) s následným zakalením v termální lázni, čímž je možné vyrobit technologicky zdokonalené nástroje s nižšími náklady než mají vakuové technologie.

Klíčová slova: nástrojové oceli, kalení, precipitace karbidů, inertní plyn, rychlost kalení

The development of equipment for tool hardening is described. It is a well known fact that an increase in cooling intensity during quenching decreases the occurrence of carbide precipitation on grain boundaries. Consequently, dynamical properties of tools in exploitation are deteriorated. With that in mind, the development of vacuum furnaces is oriented in two directions. One direction is based on an increase in gas pressure and a search for better suited gasses for high pressure gas quenching. The other direction is the development of tool hardening equipment based on heating in a noble gas atmosphere (argon or helium) followed by quenching in a proprietary thermal bath basin, thus making the tools produced more technologically advanced and cost-effective in comparison to those produced by the vacuum furnace technology.

Key words: tool steels, hardening, carbide precipitation, noble gas, quenching rate

1. EQUIPMENT FOR TOOL HARDENING

Widely used atmosphere integrated quench furnaces are rarely applied for tool hardening due to the inadequate protection of steel surface, or, on the other hand, due to the reaction of active gas components with carbon in the steel surface, which may cause decarburizing or carburizing. Even nitrogen from the gas atmosphere may change the chemical composition of the steel surface by absorption in austenite, which is then stabilized. Consequently, an increased amount of retained austenite is present in the hardened steel. The application of conventional atmosphere furnaces is bad for the environment because they use natural gas sources and emit harmful gas components, such as carbon dioxide and nitrogen oxides. Vacuum furnaces are mostly used for tool hardening due to the protection of steel surface during heating, but the limited cooling intensity during gas quenching is the main

disadvantage of conventional vacuum furnaces. High alloyed tool steels have high hardenability, as shown in Fig. 1, [1]. Due to a high amount of carbon in many cases, the precipitation of pre-eutectoid carbides results in decreased toughness and thermal fatigue resistance of tools, [2].



Fig. 1. CTT diagrams of selected tool steels [1]



Fig. 2. Carbides precipitated on grain boundaries [2]

Low carbon martensite near grain boundaries is the cause of lower resistance to tempering, which consequently decreases hardness during the high temperature application.



Fig. 3. Influence of quenching intensity on the softening of hot work tool steel under the surface during die casting [3]

In the past few years, the quenching intensity of vacuum furnaces has been notably increased by the use of high pressure gas quenching or the integration of oil bath quenching. Figure 4 shows the influence of the kind and the pressure of gas on heat transfer in comparison to oil bath quenching.



Fig. 4. Comparison of high pressure gas quenching and oil bath quenching [4]



Fig. 5. Vacuum furnace with oil bath quenching [5]

Vacuum furnaces have been developed in two main directions. One direction is based on an increase in gas pressure and the substitution of nitrogen gas with helium or hydrogen, whereas the other direction incorporates vacuum oil quenching technology [5].

2. A NEW TYPE OF ATMOSPHERE FURNACE FOR TOOL HARDENING

In common integrated quench furnaces the active gas atmospheres that are used cannot fully protect the steel surface and decarburization or carburization take place on the surface of tools. Also, nitrogen is not absolutely inert because, at high temperatures, it absorbs the stabilizing austenite into the steel surface. Consequently, the amount of retained austenite in hardened tools increases. The retained austenite decreases hardness and compressive stresses in the surface layer. Only noble gases are absolutely inert to steel but their application in common quench furnaces is not adequate due to high consumption of expensive noble gases. To make the application of noble gases (argon and helium) possible, a new design of integrated quench furnace has been developed in order to enable low consumption of expensive gases. The design of the new type of furnace is based on the fact that densities of argon and helium are significantly different from the density of the air, which enables simple atmosphere changes based on the gravity principle to be made without evacuation. Argon is 40 % heavier than air and helium is 7 times lighter than air.



Fig. 6. Functional schema of integral quench furnace for thermal bath hardening from the helium gas atmosphere [6]

The new integral quenching furnace is a vertically arranged bell-type furnace with an enclosed vestibule sealed on a quenching basin with a lift for vertical transport of charge in a closed gas system [6]. Helium is placed in the upper part of the furnace. During heating, it expands down through the vestibule to the expanding vessel where it resides until the start of cooling cycle when it comes back into the vestibule. The vertical transport of charge from the furnace through the vestibule into the quenching basin is carried out without any contact with air and the steel surface remains perfectly bright. The whole hardening process, i.e. heating and quenching, can be driven by the data obtained from two thermocouples built in the test block, measuring the surface and the core temperature. For a quenchant, it is possible to choose hot oil bath or salt thermal bath, or even water because its vapour cannot damage the helium gas atmosphere.

Gas atmosphere pit-type furnaces are suitable for hardening in argon because argon is heavier than air and the flow direction is from the bottom to the top of the retort. Furnaces for tempering are designed by applying the same principles as for gassing retorts.

3. CONCLUSION

The developed integral quench furnace enables hardening in liquid media without any influence on the steel surface. The quenching intensity of liquid media is very high and it is comparable with that of high pressure gas quenching in vacuum furnaces using helium or hydrogen at a pressure of more than 20 bars. Besides technological advantages, the developed equipment is more economically justified by lower investment and exploitation costs.

4. LITERATURE

- [1] Prospect of K340, W300 and S600, http://www.bohler.at
- [2] A. Dietrich, E. Haberling, K. Rasche, I. Schruff: Alloy Optimization of Hot-Work Tool Steel. Thyssen Edelstahl technische Berichte 1990, 25-31.
- [3] D. Magnaca: Heat treatment of hot-work tool steels. 7th Tooling conference, Politechnico di Torino, 2-5 May 2006.
- [4] P. Kula, R. Pietrasik, K. Dybowski, R. Atraszkiewicz, E. Stanczyk- Wolowiec, M. Korecki, J. Olejnik: New technological pathways for universal vacuum furnaces, 18th IFHTSE Congress, Rio de Janeiro, Brazil, 26th to 30th June 2010., 4493-5501., CD
- [5] Prospect of Fours BMI, Vacuum furnace for oil quenching, <u>http://www.bmi-fours.com</u>
- [6] M. Stupnišek: Heat treatment in an environmentally-friendly gas atmosphere, 18th IFHTSE Congress, Rio de Janeiro, Brazil, 26th to 30th June 2010., 4649-4655., CD

SAMOMAZNÉ TENKÉ POVLAKY PRO NÁSTROJOVÉ OCELI

SELF-LUBRICATING THIN FILMS FOR TOOL STEELS

Peter Jurči^a, Stanislav Krum^b

^aMtF STU Trnava, Paulínská 16, 917 24 Trnava, Slovac Republic ^bČVUT v Praze, Fakulta strojní, Karlovo nám. 13, 121 35 Praha 2, Czech Republic

ABSTRACT

Vzorky vyrobené z oceli pro práci za studena Vanadis 6 byly vyrobeny třískovým opracováním, broušeny a tepelně zpracovány standardním režimem pro daný materiál. Nakonec byly vzorky leštěny do zrcadlového lesku. V tomto stavu byl materiál povlakován povlaky CrAgN o koncentracích stříbra 3 hm.% a 15 hm.%. Mikrostrukturní analýzou vylo zjištěno, že přísada 3 hm.%Ag nemá významný vliv na mechanismus růstu povlaku. Na druhé straně přísada 15 hm.%Ag má na růst povlaku významný vliv. Povlak s 3 hm.% Ag má vynikající adhezi na základní materiál. Oba typy povlaků mají výborné tribologické vlastnosti při tření s protikusy z Al2O3 a litého cínového bronzu CuSn6.

Specimens made from Vanadis 6 cold work tool steel were machined, ground, heat processed by standard regime and finally mirror polished. After that, they were layered with CrAgN. The Ag-content in the layers was chosen to 3 wt% and 15 wt% respectively. Microstructural analysis revealed that the addition of 3 wt%Ag did not influence the growth manner of the films but the addition of 15 wt%Ag has made considerable changes in the film growth. The layer with 3 wt%Ag had excellent adhesion on the steel substrate. Both films have also superior tribological properties against hard material (alumina) as well as against soft counterpart (CuSn6 as-cast bronze)

1. INTRODUCTION

Thin CrN-based films have been used in variety of industrial applications like copper machining, aluminium die casting and forming and wood processing [1 - 7]. However, some of tribological properties of these films cannot be changed in a sufficiently wide range since they are given by the nature of the film compound itself. Therefore, the effect of self-lubrication gained a great scientific importance in last few years.

The main idea to develop self-lubricating and multi-purpose coatings was based upon the fact that commercially available lubricants (sulphides, oxides, graphite) exhibit considerable shortcomings and can not be used effectively in tooling applications. Soft noble metals, on the other hand, posse stable chemical behaviour and can exhibit self-lubricating properties due to their low shear strength.

Self-lubricating effect is based on incorporation of small amount of noble metals, mostly silver, into the basic CrN-film. Silver is completely insoluble in CrN and forms nanoparticles in basic CrN-compound. These particles are stable up to high temperatures, have low hardness and shear strength and do not behave as abrasives. Siler containing transition metal nitrides films have been extensively studied in recent years. Various authors established that the addition of small amount of silver into ZrN, YSZ and CrN increases the H^3/E^2 – ratio [8], wear resistance [9] and significantly reduces the friction coefficient [10 - 13]. CrAgN coatings deposited on various substrates, but excepting ledeburitic tool steels, were studied by several authors [11 - 13]. They established alterations in the CrN-layer growth orientation with increased Ag-content [12]. The friction coefficient of the layers with 22 at.% Ag, measured for the 100Cr6-steel counterpart at 600 °C was reduced from 0.64 (pure CrN) to 0.47 (CrN+22 at.% Ag) [11]. As reported elsewhere [13], silver diffuses to the surface at high temperature, forms lubricious grains there, which gives the principal explanation of superior tribological properties of the CrAgN-films.

Current paper deals with the development of adaptive nanocomposite CrAgN coatings on the Vanadis 6 Cr-V ledeburitic tool steel. It describes and discusses the basic coating characteristics like wear resistance, friction coefficient, Young's modulus, as a function of the silver content and deposition temperature.

2. EXPERIMENTAL

2.1. Material and processing

The experimental samples were made from the ledeburitic steel Vanadis 6 with nominally 2.1 %C, 1.0 %Si, 0.4 %Mn, 6.8 %Cr, 1.5%Mo, 5.4 %V and Fe as balance. After rough machining procedure to the semi-final dimensions (plates 55 x 10 x 1 mm), they were subjected to standard heat treatment procedure. After that the samples were fine ground and polished with the diamond suspension up to the mirror finish.

The CrN- and CrN/Ag - coatings were deposited in a magnetron sputter deposition system, in a pulse regime with a frequency of 40 kHz. Two targets, opposite positioned, were used: One made from pure chromium (99.9% Cr) and the second made from silver of 99.98% of purity). The cathode output power was 5.8 kW on the chromium cathode. On the silver cathode, the output powers were 0.1 and 0.45 kW in order to produce the silver contents in the coating of 3 wt% and 15 wt%, respectively. The processes were carried out in a low pressure atmosphere (0.15 mbar), containing the nitrogen and the argon, in a ratio of 1:4.5.

The substrates were placed between the targets on rotating holders, with a rotation speed of 3 rpm. Just prior the deposition, the substrates were sputter cleaned in an argon low pressure atmosphere for 15 min. The substrate temperature was 250 $^{\circ}$ C for the cleaning. For the deposition, the temperature was increased to 500 $^{\circ}$ C using an internal wall heating. Negative substrate bias of 200 V was used for the sputter cleaning and that of 100 V for the deposition. The total deposition time was 6 hours.

2.2. Investigation methods

Microstructural analysis has been carried out on fracture surfaces of coated samples, on the field emission scanning electron microscope JEOL JSM-7600F. Coated specimens were immersed into liquid nitrogen and broken down before the analysis.

The nanohardness and the Young's modulus (E) of the coatings were determined using the instrumented nanoindentation test under a normal load of 20 mN, at a NanoTest (Micro Materials Ltd) nanohardness tester equipped with a Berkovich indenter. For both coatings, ten measurements were made and the mean value and the standard deviation were calculated.

The adhesion of the coatings on the substrate has been evaluated using a CSM Revetest scratch-tester. The scratches were made under progressive increasingly load from 1 N to 100 N, with a loading rate of 50 N/min. Standard Rockwell diamond indenter with a tip radius of 200 mm was used. Five measurements were made on each specimen and the mean value of adhesion, represented by the L_{c1} and L_{c2} critical loads, respectively, has been calculated. The critical loads were determined by the recording of the signal of acoustic emission as well as by the viewing of the scratches on the light micrographs. The L_{c1} critical load corresponded to the occurrence of first inhomogenities in the coating and the L_{c2} critical load was determined as load when 50% of the coating was removed from the substrate.

Tribological properties of the coatings were measured using the CSM Pin-on-disc tribometer, at ambient and elevated temperatures, up to 500 °C. For the testing, the balls with a 6 mm in diameter, made from sintered alumina and CuSn6 bronze have been used. No external lubricant was added during the measurements. The normal loading used for the investigations was 1 N. For each measurement, the number of cycles was 5100, e.g. at the sliding radius of 5 mm, the total sliding distance was 100 m.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The microstructure of the substrate material after the heat treatment is in Fig. 1. The material consists of the matrix, formed with tempered martensite and fine carbides, uniformly distributed throughout the matrix. As established recently [14] that it is mainly the M_7C_3 -phase that underwent the dissolution in the austenite during the heat processing. This results in the saturation of the austenite with carbon and alloying elements, which leads to high hardness of as-heat treated material. Other part of the M_7C_3 -carbides, and almost complete amount of MC-phase remained undissolved. After the heat treatment, the average hardness of the material was 724 HV 10.



Figure 1. Microstructure of PM ledeburitic steel Vanadis 6 substrate after heat treatment



Figure 2. SEM micrographs showing the microstructure of CrAg3N (a) and CrAg15N (b) films developed on the Vanadis 6 steel substrate

The thickness of the film with 3% Ag – addition was 4.2 µm, Fig 2a. Previous paper [27] was devoted to the analysis of CrAgN films prepared at the temperature of 260 °C (corresponding to heating up due to ion bombardment only). It has been established that the

films formed at low temperature have a similar thickness, e.g. higher deposition temperature does not influence the growth rate significantly at a given Ag addition. On the other hand, the film with an addition of 15 wt% Ag has grown much faster and its total thickness was established to be 6.3μ m, Fig. 2b.

The film with 3 wt% Ag addition grew in a columnar manner, with well visible individual crystallites, Fig. 2a. There is no difference in a growth manner between this film and that formed at 260 °C, as reported previously [15]. The situation in the case of the film with an addition of 15 wt% Ag is clearly different – individual columnar crystals are not visible but separate Ag-particles can be shown on the SEM micrograph, Fig. 2b.



Figure 3. SEM micrograph showing the surface microstructure of CrAg15N - film(a) and corresponding EDS-map of silver (b)

SEM micrograph in Fig 3a, made from the surface in the BE-detection regime, and corresponding EDS mapping of Ag, Fig 3b show that silver forms individual grains on the surface at higher concentration. Previous paper [15] did not documented this fact – mainly due to the fact that lower temperature was used for the deposition and the silver concentration was too low for the formation of individual crystals of sufficiently large size to be detected by SEM.

In the paper published previously [15] it was concluded that the addition of 3 wt% Ag induced only very slight coating hardness decrease. The nanohardness of pure CrN was 16.79 \pm 1.49 GPa and that of CrAg3N 15.97 \pm 1.44 GPa. Current results confirmed that small Agaddition does not result in significant changes in coating hardness – the hardness of 3 wt% Ag containing film deposited at 500 °C was 16.13 \pm 1.83 GPa, Table 1. The addition of 15 wt% Ag, on the contrary, led to substantial hardness reduction – it was only 11.43 \pm 0.61 GPa. Similar effect of the silver addition on the coating hardness has also been reported by Yao et al. [16] for magnetron sputtered nanocomposite coatings with various silver additions. An explanation can be given by the fact that Ag is very soft in nature and the Ag-particles embedded in CrN make a softening of the coating. Also the size of Ag-particles should be probably considered – the larger the Ag-grains are the more considerable softening of the film.

The Young's modulus of pure CrN and CrAg3N deposited at 260 °C were of about 240 GPa [15]. Also, small Ag addition in the film formed at 500 °C did not change the Young modulus, see also Table 1. But, higher silver amount incorporated into the basic CrN has a negative effect on E. The investigations published by Aouadi et al. [8], where decreased Young's modulus with increased Ag-content in YSZ-based coatings has been established, has thus been confirmed.

Coating	Hardness [GPa]	Young's modulus [GPa]
CrAg3N	16.13 ± 1.83	246 ± 17
CrAg15N	11.43 ± 0.61	204 ± 6

Table 1. Mechanica	properties of	of the layers	deposited at 500 ^{o}C
--------------------	---------------	---------------	--------------------------

For the film with 3 wt% Ag addition, the first symptoms of coating damage occurred at the average loading of around 47 N (L_{c1}). Coating damage begins with an appearance of semicircular tensile cracks, Fig. 4a. The "total" failure of the CrAg3N - film is in Fig. 4b. It is typical by the occurrence of many parallel cracks in the scratch, where of about 50% of the coating is removed from the substrate. Typical load when this symptom occurred was 74 – 88 N (L_{c2}).



Figure 4. Light micrographs showing the failures after scratch test: a - CrAg3N, L_{c1} , b - CrAg3N, L_{c2} , c - CrAg15N, L_{c1} , d - CrAg15N, L_{c2}

Relatively softer 15 wt% of Ag containing coating fails also by the manner of semicircular tensile cracks, but the distance between the cracks is much larger than that in the CrAg3N-film, Fig. 4c. The critical load at which these symptoms firstly occurred was very low – it ranged around 6.4 N, Table 2. Figure 4d shows the total failure of the CrAg15N coating. Here, higher distance between adjacent cracks is also clearly evident. One can assume that softer CrAg15N - coating can store a higher amount of plastic energy before failure. This seems to be logical since silver is soft in nature, forms individual particles in the coating and can make the coating more resistant to the brittle failure. Total failure of the coating with the 15 %Ag addition became at much lower load than that of 3 wt%Ag containing film, Table 2.

Compared the obtained results to those recorded from the coatings developed at 260 $^{\circ}$ C it seems that elevated deposition temperature (500 $^{\circ}$ C) has favourable effect to the CrAg3N adhesion. For the coating with 15 wt%Ag, weak adhesion has been recorded. It seems that high silver content makes the coating too soft and very sensitive to the failure at higher loading.

Coating	L_{c1} [N]	$L_{c2}[N]$
CrAg3N	46.9 ± 8.1	82.6 ± 8.4
CrAg15N	6.4 ± 0.6	44.1 ± 6.3

 Table 2. Critical loads for defined degree of coatings failure

Table 3. Friction coefficients of coatings against two different counterpart's materials

Testing temperature	CrAg3N		CrAg15N		
[°C]/coating	Al ₂ O ₃	CuSn6	Al ₂ O ₃	CuSn6	
Room temperature	0.400	0.261	0.390	0.261	
300	0.240	0.222	0.110	0.220	
400	0.160	0.246	0.139	0.144	
500	0.168	0.165	0.143	0.126	

Table 3 shows results of the measurements of friction coefficients. In all the cases, increased testing temperature led generally to decrease of the friction coefficient. At a room temperature, however, the friction coefficient against alumina was practically the same and, in addition, it does not exhibit any differences compared to pure CrN [15]. Therefore, our previous findings [15] were confirmed, e.g. no positive effect of the Ag-addition can be expected in low temperature applications. At higher operation temperature, on the contrary, there was positive effect of the silver addition found. This effect is slightly more evident for the 15 wt %Ag containing films.

The friction coefficient against bronze was lower for both coatings at a room temperature. There is, unfortunately, no direct comparison to the pure CrN available. At higher temperature, decrease of friction coefficient has been recorded, which is more significant for the film with higher Ag-content. Practical application of the coating with higher Ag-content is, however, doubtless. On the one side higher Ag-content induces an improvement of friction characteristics for both types of counterparts. On the other side, however, the film with high Ag-content had poor adhesion on the substrate. In addition, increasing Ag-content makes the film deposition process more expensive.

CONCLUSIONS

Investigations of magnetron sputtered CrN-films with various Ag-additions have brought the following findings:

The films with 3%Ag and 15%Ag formed at 500 °C had a thickness of 4.2 μ m and 6.3 μ m, respectively. Compared to the results obtained on the films developed at 260 °C it can be concluded that while the deposition temperature did not affect the final coating thickness, higher Ag-content led to greater thickness of the film.

The CrAg3N-coatings grew in typical columnar manner. Addition of 15 wt% of silver induced substantial changes in the growth mechanism of the films. Moreover, individual silver grains became easily visible in the microstructure of the films.

The addition of 3 wt% of Ag into the CrN film did practically not influence the hardness. On the other hand, incorporation of 15 wt %Ag resulted in substantial hardness decrease and decrease of Young's modulus.

The adhesion of CrAg3N-film formed at 500 $^{\circ}$ C was much better than that of the film with the same Ag-addition but made at 260 $^{\circ}$ C. The adhesion of the film with 15 %Ag was very poor.

Tribological measurements established excellent wear properties of both films at the temperatures above 400 $^{\circ}$ C. The friction coefficient was reduced by 70-75% compared to pure CrN.

From the point of view of the coating adhesion and, in addition, from the overall economy aspects it seems that the addition of 15 wt% of silver is too high and can not be recommended for the industrial use. On the other hand, the addition of 3 wt% Ag brings very promising benefits and its practical use should be investigated in the near future.

ACKNOWLEDGEMENTS

The paper is a result of the project implementation: SE for the development and application of diagnostics methods in the processing of metallic and non-metallic materials, ITMS:26220120048, supported by the Research and Development Operational Programme funded by the ERDF.

REFERENCES

[1]: Gahlin, R., Bromark, M., Hedenquist, P., Hogmark, S., Hakanson G.: Surf. Coat. Techn. 76 – 77 (1995) 174.

[2]: Tricoteaux, A., Jouan, P.Y., Guerin, J.D., Martinez, J., Djouadi, A.: Surf. Coat. Techn. 174-175 (2003) 440.

[3]: Cunha, L., Andritshky, M.: Surf. Coat Techn. 111 (1999) 158.

[4]: Mayrhofer, P.H., Willmann, H., Mitterer, C.: Surf. Coat. Techn. 146-147 (2001) 222.

[5]: Lousa, A., Romero, J., Martinez, E., Esteve, J., Montala, F., Carreras, L.: Surf. Coat. Techn. 146-147 (2001) 268.

[6]: Kondo, A., Oogami, T., Sato, K., Tanaka, Y., Surf. Coat. Techn. 177-178 (2004) 238.

[7]: Nouveau, C., Jorand, E., Deces-Petit, C., Labidi, C, Djouadi, M.A.: Wear 258 (2005) 157.

[8]: Aouadi, S.M., Bohnhoff, A., Sodergren, M., Mihut, D., Rohde, S.L., Xu, J., Mishra, S.R.: Surf. Coat. Techn. 201 (2006) 418.

[9]: Muratore, C., Voevodin, A.A., Hu, J.J., Zabinski, J.S.: Wear 261 (2006) 797.

[10]: Basnyat, P., Luster, B., Kertzman, Z., Stadler, S., Kohli, P., Aouadi, S., Xu, J., Mishra,

S.R., Eryilmaz, O.L., Erdemir, A.: Surf. Coat. Techn. 202 (2007) 1011.

[11]: Mulligan, C.P., Blanchet, T.A., Gall, D.: Surf. Coat. Techn. 204 (2010) 1388.

[12]: Mulligan, C.P., Blanchet, T.A., Gall, D.: Surf. Coat Techn. 203 (2008) 584.

[13]: Mulligan, C.P., Gall, D.: Surf. Coat. Techn. 200 (2005) 1495.

[14]: Jurči, P.: Materials Engineering 17 (2010), 1, 1.

[15]: Jurči, P., Dlouhý, I.: Coating of Cr-V ledeburitic steel with CrN containing a small addition of Ag, Appl. Surf. Sci., available on www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169433211011202

[16]: Yao, S.H., Su, Y.L., Kao, W.H., Cheng, K.W.: Surf. Coat. Techn. 201 (2006) 2520.

PRASKÁNÍ NÁSTROJŮ PO TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ

TOOLS CRACKING AFTER HEAT TREATMENT

Antonín Kříž

ZČU Plzeň, Univerzitní 22, 306 14 Plzeň, Czech Republic, kriz@kmm.zcu.cz.

ABSTRACT

Článek se zabývá sledováním možných příčin rozvoje trhlin u nástrojů z nástrojové oceli S500 Bohler. Rozvoj trhlin byl pozorován po tepelném zpracování při následném broušení. V podstatě přicházely v úvahu dvě příčiny - vnesené napětí při broušení a druhou pravděpodobnější příčinou bylo nevhodné tepelné zpracování. Výsledky analýz prokázaly, že hlavní příčinou bylo nedodržení parametrů tepelného zpracování. V článku jsou také uvedeny širší souvislosti mezi příčinami rozvoje prasklin a vnitřním napětím. Tím jsou doplněny další informace, které byly uvedeny na minulé konferenci v souvislosti s rozvojem prasklin, strukturním stavem a zbytkovým napětím.

The paper deals with investigation of possible causes of cracking of tools made from S500 Bohler tool steel. The cracks were revealed during grinding after heat treatment. In essence, two causes were possible: stress introduced during grinding and – more likely – an inappropriate heat treatment process. The investigation showed that the main cause was inadequate heat treatment parameters. The paper also describes broader interrelations between the causes of cracking and internal stresses. These are supplementary to the data on crack development, structure states and residual stresses presented at the previous conference.

1. ÚVOD

Proces iniciace a rozvoj trhlin je vždy spojen s překročením kohezních sil materiálu. Sama podstata vzniku poškození je z hlediska funkce nástroje limitující. Přesto je třeba vznik poškození sledovat i z druhého hlediska, neboť lomová plocha obsahuje velmi cenné informace. Tyto informace se týkají oslabené struktury popř. nevhodného zatěžování. Toto zatěžování může být způsobeno jak nevhodnou aplikací nástroje, ale také konstrukční chybou.

Uvedený příspěvek pojednává o strukturní slabině, která byla odhalena až v souvislosti s následným technologickýcm zpracováním.

Obr. 1 – Hloubkové rozložení zbytkového napětí iniciovaného vneseným teplem od broušení[1]

Fig. 1 – Depth profile of residual stress resulting from the heat introduced by grinding[1]



Po broušení drážky ve vrtáku z oceli 1.3247 S500 Bohler o průměru 12 mm se začaly iniciovat trhliny, které vedly k totální destrukci nástroje. Jak zachycuje obr.1, při broušení se iniciují poměrně vysoká zbytková napětí, která jsou dána jak nerovnoměrným ohřevem a případnou strukturní transformací, tak i napěťovým pole od brusného kotouče. V případě bezdefektního nástroje tato vnesená napětí nemají za následek poškození. Jestliže je u materiálu narušena vnitřní (kohezní) pevnost, pak tato vnesená napětí překročí limitní hodnotu a další energie se uvolňuje rozvojem trhliny [2]. Při posuzování poškození nástroje při broušení je nezbytné hledat širší souvislosti, jinak se stane to, že bude označena technologie broušení jako nevhodná. V některých případech může také nastat, že trhlina se objeví, až odstraněním povrchové vrstvy. Materiál při povrchu může mít následkem většího přitváření jemnější strukturu a následkem toho také snese větší vnitřní zbytkové napětí. Ve střední části se mohou již následkem hrubší struktury iniciovat poškození po zakalení a po odstranění materiálu na povrchu dojde k objevení popř. iniciaci trhliny[3].

Následující případ dokumentuje rozvoj trhlin po broušení následkem strukturních slabin, které byly vyvolány nedodržením podmínek tepelného zpracování. Trhlina se obvykle šířila od hrany budoucího hlavního ostří směrem k jádru vrtáku.

2. MATERIÁL A TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Vrtáky byly vyrobeny z materiálu 1.3247 S500 Bohler, který má 1,1%C; 3,8%Cr; 9%Mo; 0,9%V; 1,4%W; 7,6%Co.

V první fázi byly dodány vrtáky z výrobní dávky 400ks, ve které popraskalo 58 ks.

Z této dávky byly dodány vrtáky jak s trhlinou, tak bez trhliny. Vrták s trhlinou byl označen jako A, vrták bez trhliny jako B. Kalení bylo provedeno v solné lázni s následujícím režimem.

Pec č	1	2	3	4	5
Popis –	Vzduchová Předehřev – Přede		Předehřev –	Austenitizace	Kalící –
náplň	sušící	GS 540	GS 750	Semperneutr.	GS 430
Teplota (t):	Do 400°C	850°C	1050°C	1170°C±10°C	550°C max
Čas ponoření (s):	137	137	137	137	137

Tab. 1	Režim	tepelného	zpracování
Table 1	Heat	treatment	schedule

Popuštění č:	Datum	Čas (hod)	Teplota popouštění	Výdrž na teplotě
1	19. 3.	4:00 - 6:25	565°C	60min
2	19. 3.	10:30 - 12:45	565°C	60min
3	21. 3.	6:05 - 9:20	565°C	60min
4	21. 3.	17:45 - 19:55	565°C	60min

Kalení a popuštění bylo provedeno tak, že výsledná tvrdost vrtáků byla HV10= 960 – 974.

V další sérii požadovaných analýz byly dodány následující vzorky:

Polotovar – K – pouze kaleno 1170°C/137 s – Z tohoto vzorku byl odebrán vzorek pro podélnou a příčnou metalografickou analýzu – vzorek byl odebrán od budoucí špičky

Polotovar – P – kaleno 1170°C/137 s; popuštěno 560°C/60min+ 580°C/60min+560°C/60min+530°C/105min– Z tohoto vzorku byl odebrán vzorek pro podélnou a příčnou metalografickou analýzu – vzorek byl odebrán od budoucí špičky nástroje.

Polotovar – N – kaleno 1170°C/137s popuštěno

560°C/60min+565°C/60min+565°C/60min+565°C/60min – Z tohoto vzorku byl odebrán vzorek pro podélnou a příčnou metalografickou analýzu – vzorek byl odebrán od budoucí špičky nástroje.

Vrták C1 (4910846) – byl zušlechtěn jako polotovar P. Z tohoto vrtáku byl odebrán vzorek pro podélnou a příčnou metalografickou analýzu – vzorky byly odebrány od špičky nástroje. U tohoto vrtáku byly pozorovány trhliny iniciované po broušení.

3. VÝSLEDKY ANALÝZ

Jako první byla posouzena materiálová shoda, která byla zjištěna měřením koncentrací důležitých prvků u všech vzorků. Z měření vyplynulo, že se ve všech případech skutečně jedná o ocel S500 Bohler a všechny prvky jsou v daném tolerančním poli koncentrací.

Další analýzou byla stanovena mikrotvrdost HV0,05.

Lokalitou, v níž byla zjištěna hodnota mikrotvrdosti HV0,05, byl příčný metalografický výbrus, který byl zhotoven v místě poškození (u nástroje A to byl již dodaný stav, u nástroje B došlo k rozvoji trhliny až při rozřezu na metalografické vzorky). U vzorku A bylo dosaženo hodnoty HV0,05 =1156,4±53,8 a u vzorku B to bylo hodnoty HV0,05 =1211,6±58,7.

Tab.2 Přehled tepelného zpracování jednotlivých analyzovaných vzorků a dosažené průměrné hodnoty HV0,05

Table 2 Heat treatment schedules for individual specimens and average HV0.05 hardnessvalues

Označení	Režim tepelného zpracování	Hodnoty
vzorku		HV0,05
Polotovar – N	kaleno 1170°C/137 a popuštěno	1306,2±100,2
	560°C/60min+565°C/60min+565°C/60min+565°C/60min	1124,2±84,6
Polotovar – P	kaleno 1170°C/137 a popuštěno 560°C/60min+	1032,4±38,7
	580°C/60min+560°C/60min+530°C/105min	1234,2±67,8
Vrták C1	kaleno 1170°C/137 a popuštěno 560°C/60min+	1348,6±162,9
	580°C/60min+560°C/60min+530°C/105min	1106,6±54,3
Polotovar – K	pouze kaleno 1170°C/137 s	871,2±52,6
		837,8±20,2

Z ARA diagramu oceli vyplývá, že pro zakalenou a nepopuštěnou strukturu je charakteristická tvrdost okolo 880HV. Této hodnoty bylo dosaženo i u vzorku K. Rovněž byly potvrzeny výsledky tvrdosti nezakalené stopky polotovaru (nástroje), u které byla dosažena tvrdost okolo 310÷324HV0,05 a zjištěna nezakalená struktura tvořena glubulitickými karbidy především primárního charakteru.

Z dalších hodnot vyplývá, že hodnoty jsou velmi vysoké až 1348HV0,05. Tato tvrdost je tak vysoká, že ani přepočtové tabulky na hodnoty HRC neumožňují přepočet (nejvyšší přepočtená hodnota je 940HV = 68HRC. Jak vyplývá z obr. 2 je pro ocel S500 nejvyšší sekundární popouštěcí tvrdost právě hodnota 68HRC. Dosažené vysoké hodnoty lze

v některých případech zdůvodnit přítomností karbidů, které jsou rozmístěny v matrici a v případě měření v místě, kde je karbid pod povrchem je ovlivněna i hodnota měření. Tyto rozdíly se pak projevily na velikosti směrodatné odchylky. Avšak i s vyloučením těchto vyšších hodnot je celková tvrdost vysoká. Následující snímky dokumentují umístění malých vtisků HV0,05 (velké vtisky byly zhotoveny při zatížení HV2 a korespondovaly s dosaženými hodnotami mikrotvrdosti HV0,05).



Obr.2 Průběh tvrdosti v závislosti na teplotě popouštění. Nejvyšší hodnoty HRC68 je dosaženo při popouštění na teplotu 540°C [4]
Fig. 2 Hardness vs. tempering temperature curve. The highest value – 68 HRC – was

Fig. 2 Hardness vs. tempering temperature curve. The highest value -68 HRC -v obtained with the tempering temperature of 540°C

Vysoké hodnoty tvrdosti vychází ze strukturního stavu, který je uveden v následující kapitole, ale také z přítomnosti vysokého zbytkového napětí a tím i zvýšeného nebezpečí vzniku trhlin. Tyto trhliny mohou vznikat již po tepelném zpracování, ale jak již bylo uvedeno, i po broušení. Pro nalezení příčiny je nutné sledovat všechny dostupné informace a dávat jejich

výsledky do korelace. Proto byla věnována pozornost i stavu lomové plochy, neboť jak již bylo uvedeno, trhlina se může šířit v místě strukturního oslabení. Tím u nástrojové oceli bývají nejčastěji nevhodně vyloučené velké popř. vyřádkované karbidy.

Další provedenou analýzou byla faktografická studie rozlomeného vrtáku A. Tato analýza byla provedena za účelem toho, aby byl zjištěn stav oslabené oblasti, kterou se šířil lom.

Lom byl iniciován od povrchu tj. během broušení došlo ke zvýšení zbytkového napětí a následkem toho byly vytvořeny napěťové podmínky pro šíření trhliny.



Obr. 3 Lomová plocha vrtáku A. K poškození došlo při broušení

Fig. 3 Fracture surface of A drill. The failure occurred during grinding

Jak již bylo uvedeno v úvodu, trhlina se obecně v materiálu šíří nejslabším místem popř. oblastí, kde jsou vyšší napěťové stavy např. koncentrátory napětí, defekty, ale i karbidy. Proto je přínosné detailně sledovat lomovou plochu a vyhodnotit ji nejen z hlediska křehkého porušení, ale i z hlediska velikosti a stavu, rozmístěni karbidů. Z provedené fraktografické analýzy (obr.3; 4) vyplývá, že porušení nenastalo následkem nevhodné jejich redistribuce. Jak vyplyne z následující metalografické části jejich tvar a rozložení ve struktuře je odpovídající normě a kladeným požadavkům.



Obr. 4 Detail lomové plochy *Fig. 4* Detailed view of the fracture surface

Metalografická analýza a její

výsledky jsou vždy stěžejním bodem expertíz posuzující příčinu poškození nástroje ve vazbě na jeho strukturní stav. Umožňuje zachytit jednotlivé souvislosti mezi použitým stavem polotovaru z hlediska protváření, rozmístění karbidů, ale i provedeným tepelným zpracováním. Pro dosažení snímků v požadované kvalitě bývá využit nejen světelný metalografický mikroskop, ale také řádkovací elektronový mikroskop. Tak tomu bylo i v této presentované expertíze. Vedle popisu struktury, popř. její mikročistoty bývá posuzována i velikost austenitického zrna dle normy ČSN EN ISO 643.

Uvedené struktury byly zviditelněny leptáním ve 3% Nitalu po dobu 15 s. Pouze polotovar ve stavu pouze zakaleném bylo zvoleno 30% leptadlo HNO3 v etylalkoholu s dobou leptání 30s.



Obr. 5 *Strukturní stav vrtáku A v příčném směru metalografického výbrusu. Fig.* 5 *Microstructure of A drill on metallographic cross section.*

Ze získaných výsledků metalografických analýz vrtáků A; B byl zákazník upozorněn na to, že struktura není ve správném stavu. Kalení bylo provedeno z vyšší teploty, než bylo zadavatelem uvedeno (1170°C). Předpokládaná teplota kalení byla 1190 – 1200°C. Tato teplota odpovídá oceli S 500 Bohler[4]. Při zákazníkem uváděné teplotě 1170°C by nedošlo k tak výraznému rozpuštění karbidů. Rovněž stav dodaného polotovaru je správný. Nebylo na



něm sledováno žádné nežádoucí karbidické vyřádkování. Přesto by bylo vhodné, kdyby byl více protvářen a to kvůli velikosti austenitického zrna (bylo posuzováno až u druhé série a je uvedeno v tab.3).

Podle strukturního stavu je velmi nevyhovující proces popouštění. Jak vyplývá z tab.č. 9 jsou sice teploty 565°C voleny ve vazbě na sekundární tvrdost, ale struktura tomu neodpovídá. Ve struktuře jsou zachovány desky martenzitických jehlic, které jsou charakteristické pro nízkoteplotní popouštění. Jejich přítomnost nasvědčuje tomu, ze proces popouštění neproběhl podle požadavků. Podle vlastních výpočtů je potřeba dobu prodlevy na popouštěcí teplotě i s dobou ohřevu prodloužit alespoň na 120 min, aby proběhly všechny procesy.

Ve druhé sérii byly dodány další polotovary i vybroušené vrtáky, které měly rovněž podobnou strukturu, jako ty z první série. Také u vrtáku C byla pozorována poškození shodná s defekty vrtáku "A" a posléze i vrtáku "B". Tak jako u předchozí série byly i u této zdokumentovány a posuzovány oblasti ve střední části a u okraje. V podélném a příčném směru.



Obr. 6 Strukturní stav vzorku K zachycený pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu

Fig. 6 Scanning electron micrograph of K specimen microstructure

Obr. 7 Desky martenzitu jsou zachyceny i u tohoto vzorku P **Fig. 7** Martensite plates have been found in P specimen as well

Jak dokumentují všechny tyto strukturní snímky bylo kalení provedeno z teploty, která byla vyšší než je udáváno zadavatelem. Tento úsudek vyplývá z toho, že je poměrně velké množství primárních karbidů rozpuštěno. Očekávaná teplota kalení je 1190-1200°C. Tato teplota není na kalení v solné lázni nijak vysoká, neboť u podobné oceli ČSN 19857 je doporučena teplota kalení v solné lázni 1240-1270°C! Jedná se o poměrně vysokou teplotu a proto je autorem doporučena max. teplota 1230°C a to i přestože byly na pracovišti KMM zkoušeny teploty až 1280°C a po krátké časy austenitizace tj. do 3 min nebylo zaznamenáno zhrubnutí zrna nebo vznik nežádoucí ledeburitické struktury.

Největším nedostatkem je, dle zjištěné struktury, popouštění, neboť nedošlo ke vzniku sorbitické struktury. Zakalená a popuštěná struktura je tvořena martenzitickými jehlicemi, které jsou znakem nedokonalého popuštění. Toto nedokonalé popuštění bylo zjištěno i přes uvedenou změnu u vzorku P; C.



Obr. 8 Vrták s označením C. Polotovar tohoto nástroje byl tepelně zpracován shodně se vzorkem P. Rovněž struktura je shodná, obsahuje velké množství jehlic. **Fig. 8** Drill designated as C. The stock for this tool was heat treated according to the same schedule as P specimen. Their microstructures are identical, containing a large amount of laths.

Poslední analýzou bylo zjištění velikosti austenitického zrna dle normy ČSN EN ISO 643. V tab. 3 jsou pro druhou sérii uvedeny velikosti zrna zjištěné z příčného metalografického výbrusu v oblasti středu a okraje.

Tuble 5 Thustenine gra		
Velikost austenit	ického zrna dle normy (ČSN EN ISO 643
Vzorek	Oblast	Hodnota G
Ν	Střed	7
	Okraj	9
Р	Střed	10
	Okraj	10
K	Střed	7
	Okraj	9

Tab.3Velikost austenitického zrnaTable 3Austenite grain size

Pro zajištění požadovaných vlastností se vyžaduje, aby u nástrojových ocelí byla max. velikost zrna G 10. Čím je větší hodnota G, tím je zrno jemnější. Tuto podmínku splnil pouze vzorek P. U ostatních dvou vzorků N; K byla ve středu menší hodnota tj. větší zrno, než v oblasti okraje, ale obě hodnoty nejsou vyhovující. Tento rozdíl napovídá, že na velikost zrna měl především vliv protváření polotovaru. Střed byl méně protvářen a proto zde byla výchozí struktura hrubší oproti okrajovým oblastem. Z toho vyplývá doporučení na dodavatele, aby zajistil větší protváření střední oblasti polotovarů.

4. ZÁVĚR

Z dosažených výsledků vyplývá, že nástroje jsou kaleny z teploty, která je o 20-30°C vyšší než udává zadavatel. Přesto ji lze ještě nepatrně navýšit. Podobná ocel 19857 (dle ČSN) se v solné lázni doporučuje kalit až z teplot 1270°C. Dalším doporučením bylo použít teplotu austenitizace až 1230°C. Po zakalení by měl mít polotovar tvrdost 65HRC. Doba zvolené austenitizace byla odpovídající průměru polotovaru. Doporučené teploty je třeba ještě odzkoušet a odladit případné nepřesnosti s měřením teploty solné lázně.

Popouštění v současném stavu neplní svoji funkci, neboť struktura je tvořena martenzitickými jehlicemi, primárními a sekundárními karbidy. Ve struktuře je příliš vysoké zbytkové napětí, které s dalším vneseným napětím od broušení vede k iniciaci poškození. Pro snížení zbytkového napětí je nutné dosáhnout jemné sorbitické struktury. K jejímu dosažení je nutné nejen odpovídajících teplot, ale také doby prodlevy. Na základě získaných zkušeností i doporučení je navrženo, aby první popouštění bylo provedeno na teplotu 570°C. Druhé, třetí a čtvrté popuštění pak na teplotu 550°C. Rozhodující je doba prodlevy, která samotná by měla být alespoň 60min a ohřev na popouštěcí teplotu dalších 40 min.

Z hlediska dodaného polotovaru, nebyly shledány odlišnosti v chemickém složení. Rovněž vyhovující je stav karbidů, které jsou tvářením rozbity aniž by byla přítomna přílišná vyřádkovanost popř. anizotropie. Jediným nedostatkem polotovaru je jeho nerovnoměrné protváření, které se projevilo odlišnou velikostí zrna ve středu a na okraji. Ve střední části je následkem menšího protváření větší velikost původního austenitického zrna oproti okrajovým oblastem.

LITERATURA

[1] Koulil, P.N.; Yang, H.T.Y.; Chandrasekar, S.: Simulation of thermal stresses due

to grinding. International Journal of Mechanical Sciences 43, 2001, 831}851

[2] BUMBÁLEK B. Integrita povrchu a její význam pro posouzení vhodnosti dané plochy pro její funkci. Online dostupné na <u>http://www.ateam.zcu.cz</u>, On-line 2.12.2009.

[3] STEPHENSON D. J. Surface Integrity Control During The Precision Machining

Of Brittle Materials, dostupné online na <u>http://www.azom.com</u>, On-line 2.12.2009.

[4] Materiálové listy oceli Bohler S 500, dostupné online

na http://www.busmi.com/files/data sheet s 500de.pdf, On-line 10.3.2011

PODĚKOVÁNÍ

Příspěvek vznikl na základě řešení expertizní činnosti a projektu "Rozvoj oboru materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie" číslo projektu SGS-2010-021, který byl realizován v rámci interního projektu na Katedře materiálů a strojírenské metalurgie ZČU.

OPTIMÁLNÍ POSTUPY VAKUOVÉHO TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ MATERIÁLŮ PRO PRÁCI ZA TEPLA

OPTIMAL PROCESSES OF VACUUM HEAT TREATMENT OF HOT WORKING MATERIALS

Jiří Stanislav

Bodycote HT, Tanvaldská 345, 46311 Liberec 30, Czech Republic, jiri.stanislav@bodycote.com

ABSTRACT

Cr-V ledeburitická ocel Vanadis 6 byla tepelně zpracována různými způsoby, s i bez periody zmrazování. Na tepelně zpracovaných vzorcích byla zjišťována houževnatost pomocí zkoušky tříbodovým ohybem. Výsledky naznačují poněkud překvapivě, že zmrazované vzorky mají o něco nižší tvrdost, avšak nikoli houževnatost oproti vzorkům bez zmrazování. Ve vybraných případech bylo dokonce zaznamenáno, že zmrazované vzorky vykazovaly vyšší plastickou deformační práci do lomu než vzorky nezmrazované. Tato vyšší plastická energie do lomu se projevuje rovněž ve zvětšeném reliéfu lomových ploch materiálu po tříbodovém ohybu.

The Cr-V ledeburitic steel Vanadis 6 has been subjected to the heat treatment with and without a sub-zero period. As a measure of toughness, three point bending tests have been carried out on heat treated specimens. Results indicated that, rather surprisingly, slight decrease of the as-tempered hardness and no worsening of toughness of the material occurred due to the sub-zero processing. On the contrary, higher plastic component of the work of fracture was observed for sub-zero processed material. Higher plastic energy until the fracture was reflected in the topography of the fracture surfaces.

1. ÚVOD

Tepelné zpracování nástrojových ocelí pro práci ze tepla patří k nejnáročnějším disciplinám oboru. Nejenom z hlediska vlastních postupů, ale především z hlediska určení a dodržování parametrů procesu pro dosažení optimálních výsledků životnosti při značené variabilitě tepelně zpracovávaných dílů. Při volbě parametrů procesu je ale vždy nutné vzít v úvahu, co jsou postupy objednané a co postupy obvyklé.

A zde vzniká rozpor mezi požadavkem výrobce nástroje na zajištění životnosti nástroje, a postupem objednaným či obvyklým. Je paradoxem, že právě objednavatel nemá většinou zajištěny postupy obvyklé, nebo nemá o nich ani žádné povědomí, na druhé straně právě toto požaduje od dodavatele tepelného zpracování.

Samozřejmě, že další obsáhlou kapitolou je konstrukce nástroje, volba materiálu a jeho tvrdost, nebo způsob použití nástroje ve výrobě, v tomto článku ale budeme vycházet z předpokladu, že toto objednavatel již zkoumal a uvedl do souladu s postupy obvyklými jako "the best praxis".

2. VSTUPNÍ MATERIÁL A JEHO KONTROLA

I když skupina materiálů pro práci za tepla je obsáhlá, pro všechny oceli platí v podstatě stejná pravidla vstupní kontroly. Její definice je obsažena v Nadca 207, rev. 2008 [1]. Tato definice je sice určena především pro formy na tlakové lití, lze ji ale obecně aplikovat i na ostatní aplikace jako je např. zápustkové kování, nástroje pro extruzi Al profilů, válcování nebo lisování za tepla.

NADCA Grade	Material Category	с	Mn	Ρ	S	Si	Cr	Мо	v
"Grade A"	Type H13 – Premium	0.37-0.42	0.20-0.50	0.025 max	0.005 max	0.80-1.20	5.00-5.50	1.20-1.75	0.80-1.20
"Grade B"	Type H13 – Superior	0.37-0.42	0.20-0.50	0.015 max	0.003 max	0.80-1.20	5.00-5.50	1.20-1.75	0.80-1.00
"Grade C"	Type 2367 & Modified	0.32-0.40	0.10-0.60	0.020 max	0.005 max	0.10-0.50	4.70-5.30	2.00-3.30	0.40-0.70
"Grade D"	Type H11 /2343	0.35-0.42	0.20-0.60	0.025 max	0.005 max	0.80-1.20	5.00-5.50	1.10-1.60	0.30-0.60
"Grade E"	Type H11 Modified	0.33-0.43	0.10-0.70	0.020 max	0.003 max	0.10-0.55	4.70-5.70	1.10-2.10	0.30-0.80

Tab. 1 – Klasifikace materiálů dle Nadca

Tab. 1 – Hot-work steels classification by Nadca

Z hlediska vstupního testování je kontrola chemického složení základní, ne však rozhodující podmínkou.

O výsledných mechanických vlastnostech rozhoduje především mikročistota, velikost zrna, množství a rozložení primárních karbidů. Z tohoto hlediska, pro rozlišení právě těchto vlivů, je postupem obvyklým povinnost zkoumání vstupní jakosti materiálu pomocí rázových zkoušek houževnatosti.

Je prokázáno, že čím vyšší je rázová houževnatost materiálu, tím vyšší je odolnost materiálu proti tvorbě trhlin z tepelné únavy. Vyšší hodnota rázové houževnatosti může rovněž pozitivně ovlivnit vznik makro trhlin souvisejících s napěťovými stavy.

Rázové zkoušky jsou prováděny na vzorcích ideálně kalených za podmínek ochlazení do oleje a měřené hodnoty by měly dosáhnout hodnot definovaných standardem Nadca 207, rev. 2008 (Tab. 3). V případě, že predikované hodnoty nejsou dosaženy, je odpovědnost na dodavateli materiálu nahradit dodaný materiál materiálem, který by požadované parametry zajistil.

Rázové zkoušky jsou prováděny na vzorcích s nejméně vhodným směrem vláken a tím je zajištěno, že budou hodnoceny limitní mechanické vlastnosti materiálu.

3. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Tepelné zpracování těchto ocelí by mělo být provedeno dle obecně známých, obvyklých postupů. Je otázkou, co se těmito obvyklými postupy myslí. Pro většinu moderních ocelí neexistují české standardy, existují jen firemní materiálové listy. Výjimku tvoří standard Nadca 207, rev. 2008 [1], i ten je ale jen doporučením pro členy asociace tlakového lití v USA.

Správně vedený proces tepelného zpracování by měl zajistit dosažení očekávaných mechanických vlastností podle vstupního materiálu. Když pomineme možné problémy s deformacemi při ohřevu, pak nejdůležitějšími fázemi TZ je austenitizace a ochlazování.

Austenitizace by měla zajistit na jedné straně správné rozpuštění uhlíku v matrici, částečné rozpuštění karbidů, na druhé straně by ale neměla umožnit nadměrné zvětšení austenitického zrna oproti výchozímu stavu. Tyto dva požadavky jsou v protikladu a je nutno volit kompromisní řešení vázané na dobu a teplotu austenitizace, a s ohledem na to, že ohříváme 3D těleso v heterogenním prostředí vakuové pece.



Tab. 2 – Tabulka povolených a doporučených teplot austenitizace Tab. 2 – The table of temperatures allowed or recommended for austenitizing

V případě, že není požadováno TZ dle specifikace NADCA, pak za obvyklé teploty jsou považovány teploty určené výrobcem použité oceli. Pokud je TZ požadováno dle NADCA, pak tyto teploty jsou uvnitř povoleného pásma, obvykle na jeho dolní hranici (Tab. 2) Vyšší teploty austenitizace sice zajišťují lepší rozpustnost primárních karbidů, tyto karbidy

Vyšší teploty austenitizace sice zajišťují lepší rozpustnost primárních karbidů, tyto karbidy ale naopak precipitují během ochlazení (kalení v proudu plynu) po hranicích zrn a snižují výslednou houževnatost materiálu. Paradoxně, a to právě vlivem větší rozpustnosti karbidů, vyšší teplota austenitizace znamená vyšší odolnost proti popouštění během použití oceli na pracovní teplotě nástroje (Obr.1), větší odolnost proti trhlinám z tepelné únavy, současně ale velké nebezpečí růstu zrna.



Obr.1 – Odolnost proti popouštění dle kalící teploty pro Dievar a QRO90 [2] Obr.1 – Temper resistance of quenched and tempered Dievar and QRO90, tempered on 600 C [2]

Kromě teploty a doby austenitizace je ještě důležitá rychlost ochlazování, která snižuje nebo omezuje možnost precipitace těchto karbidů. Vyšší teplota rovněž díky více obohacenému austenitu uhlíkem snižuje Ms a zvyšuje množství zbytkového austenitu v matrici. Ten pak transformuje na nepopuštěný martenzit, popř. cementit a ferrit, přičemž ve všech těchto případech dochází k poklesu houževnatosti.

Druhým nejdůležitějším parametrem austenititace je doba. Prodleva na austenitizační teplotě musí být dostatečná pro homogenizaci austenitu, přitom dojde také k částečnému rozpuštění karbidů, nesmí však umožnit nadměrný, nekontrolovatelný růst austenitického zrna. Čím vyšší je teplota tím kratší čas austenitizace by měl být. V případě, že je požadováno tepelné zpracování obvyklé, je nutno se držet předpisu výrobců oceli. V případě, že se jedná o tepelné zpracování dle Nadca, pak čas austenitizace je čas předepsaný jako 30 minut od úplného prohřátí dílu do ukončení prodlevy za splnění následujících podmínek (Obr. 2):



Obr.2 Řízení teplot vakuové pece během ohřevu a austenitizace

Pic. 2 – Temperature control of vacuum furnace during the heating up and austenitizing

Obr.3 Umístění termočlánků Ts a Tc

Pic. 3 – *Location of thermocouples Ts(surface) and Tc(core)*

Ts (povrch) = Tp (pec) a současně Ts (povrch) - Tc (jádro) < 14 C

V případě, že pec není vybavena měřením teploty vsázky 2 termočlánky Ts a Tc, je maximální doba prodlevy na teplotě povolena na 90 minut od Ts=Tp

Proto, aby tento parametr měl objektivní a kontrolovatelný charakter, musí být kromě výše uvedených podmínek definována i poloha umístění termočlánků. Odpovědnost za vyhotovení správných otvorů pro termočlánky Ts a Tc má výrobce nástroje. (Obr.3).

Velice důležitým parametrem vedení procesu je rychlost ochlazování v oblasti mezi teplotou austenitizace a dosažením teploty cca 400-450°C. Ta by měla být kontrolovaným parametrem s minimální hodnotou 28°C/min. Jedině za této podmínky lze minout oblast precipitace karbidů u materiálů typu H11(1.2343) a H13(1.2344), znamenající zhoršení rázové houževnatosti materiálu (Obr.4).

Proto, aby materiál přežil tuto velkou rychlost ochlazování bez trhlin a extrémních deformací je nutné, aby jeho tvar byl tomuto cíli uzpůsoben. Daleko důležitější pro další vývoj životnosti, více než-li deformace, jsou tepelným zpracováním dosažené strukturní vlastnosti materiálu. Precipitace karbidů a extrémní růst velikosti austenitického zrna jsou jedním ze základních zdrojů neúspěchu. Extrémní růst zrna může v některých případech vyvolat i nehomogenní deformace hutního polotovaru, nemusí tedy vždy souviset s nadměrnou či nevhodně zvolenou teplotou austenitizace. Všechny díly pro vysokorychlostní ochlazování musí být vybaveny minimálními radiusy R3-5 mm na všech kritických tvarech, musí být ošetřena drsnost povrchu po obrábění, a nesmí být vytvářeny jakékoliv vruby, na kterých by se koncentrovalo napětí. Je tedy obvyklé, že výrobce nástroje svoje díly připraví tak, aby mohly podstoupit proces vysokorychlostního ochlazování bez ohledu na deformace. V opačném případě, jakákoliv výjimka z tohoto pravidla, může způsobit a obvykle i vede ke zhoršení mechanických vlastností oceli.

Rychlost ochlazování není obvykle předepsána a volba je tedy na dodavateli tepelného zpracování vyjma případů, kdy je objednáno TZ dle Nadca. Protože tento parametr není ani obecně uváděn na materiálových listech, pak lze jen velice obtížně hovořit o parametru obvyklém. Proto, aby bylo jednoznačně rozlišeno, zda-li tento parametr byl volen vhodně nebo nevhodně je nutno provádět objektivnější hodnocení TZ pomocí rázových zkoušek.

Po kalení musí být materiál popuštěn, a to minimálně 2x. I přes veškerou snahu o dokončení martenzitické přeměny obsahuje materiál stále ještě velké množství zbytkového austenitu.



"Premium" Heat Treating

Obr. 4 – *Obecný IRA diagram se znázorněním kritických oblastí pro materiálu typu H13 Pic.* 4 – *CCT diagram H13 steel with critical regions and temperatures*

Jednak je to dáno polohou Mf, a jednak tím, že se jedná o 3D těleso s heterogenním rozložením teploty uvnitř. V okamžiku kdy je povrch ochlazen na 70 °C uvnitř tělesa se může nacházet ještě i více jak 50% zbytkového austenitu. Je tedy otázkou, kdy započít s prvním popouštěním, když ještě není dokončena přeměna austenitu na martenzit.

Způsob obvyklý říká, že co nejdříve po kalení, jakmile díl dosáhne teploty 50-70°C. Problémem ale je, že právě při dochlazování je největší nebezpečí vzniku trhlin vzhledem k tomu, že jsme ji pod Ms a dochází k superpozici pnutí jak z rozdílu teplot, tak z fázové přeměny. Proto dochlazování v peci pod proudem plynu je aplikováno obvykle až do dosažení Tc = 150°C (někteří výrobci ocelí doporučují dochlazovat v peci až do 100°C), dále pak již

jen na volném vzduchu. Čas do dosažení Ts=Tc=50°C je pak vázána na hmotnost a tvar tělesa.

Proto časová definice doby do prvního popouštění je abstraktní pojem a nelze jej považovat za předem definovaný parametr. Dochlazování po kalení musí být ale řízeno i po vyjmutí dílu z pece. Z tohoto důvodu se na díly umisťuje magneticky upínaný (obvykle bimetalový) teploměr a měří se teplota povrchu dílu při dochlazování mimo pec. O této fázi procesu (proto obvykle) není záznam.

Po dosažení obvyklé teploty Ts=50 °C je možno započít s popouštěním, tato doba ale může trvat u rozměrných nástrojů i několik hodin. Rovněž náhled na tuto teplotu Ts=50°C je rozdílný mezi Nadca a některými výrobci ocelí. Z tohoto důvodu se postup obvyklý bude lišit dle zadavatele, a může se lišit i podle typu použitého materiálu.

Popouštění musí provedeno minimálně dvakrát, a to s ohledem na nepopuštěný martenzit vzniklý rozpadem ZA po prvním popouštění. Pro náročnější aplikace je však lepší popustit všechny strukturní složky minimálně 2x a proto 3-násobné popouštění je nutností.

4. VÝSTUPNÍ KONTROLA TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

Tak jak je důležitá vstupní kontrola nakupovaného stavu materiálu pro vyloučení budoucích sporů, tak stejně důležitá je kontrola stavu po TZ. Kontrola je prováděna opět pomocí rázových zkoušek na vzorku materiálu, který prochází spolu s reálným dílem celým pochodem tepelného zpracování. V případě, že rázové zkoušky nedosáhnou po TZ obvyklých hodnot KCV, dodavatel TZ je povinen provést opravné tepelné zpracování. Obecně je shoda na tom, že je povoleno pouze jedno opravné tepelné zpracování. Ještě ale před jeho aplikováním je nutno materiál vyžíhat na měkko. Podmínky žíhání vyplývají buď z předpisu dodavatele oceli a nebo Nadca, pokud jsou určeny.

V případě, že ani opakované TZ nedává odpovídající výsledky, a přitom vstupní zkoušky testování materiálu jsou toleranci, poskytovatel TZ by měl být povinen uhradit všechny doposud vynaložené náklady.

	Stav žíhan	ý	Stav k	alený	а
		Ν		у 4.	
	Prumer	Min	Prumer	Min	
	(J)	(J)	(J)	(J)	
H13	13,6	10,8	10,8		6,1
Thyrotherm 2367	13,6	10,8	10,8		6,1
Dievar	19,0	14,9	14,9	1	2,2
W403 VMR	13,6	10,8	10,8		6,1
W300 Isobloc	19,0	14,9	14,9	1	12,2
Thyrotherm 2343 Supra	19,0	14,9	14,9	1	12,2
Vidar Supreme	19,0	14,9	14,9	1	12,2
W400 VMR	27,0	23,0	21,7	1	9,0
Vidar Superior	19,0	14,9	14,9	1	12,2
TQ-1	19,0	14,9	14,9	1	12,2
Thyrotherm E-38K	19,0	14,9	14,9	1	2,2
Aubert Duval ADC3	19,0	14,9	14,9	1	12,2

Tab.3 Hodnoty rázové houževnatosti KCV před a po TZ dle Nadca [1]Tab.3 Theoretical values of toughness for steel documented by Nadca [1]



Obr. 5 Rázová houževnatost materiálu H13 při různých rychlostech ochlazování a stejné tvrdosti 45 HRC [3]

Pic. 5 Toughness of H13 steel after different cooling speed on samples with the same hardness 45 HRc [3]

Hodnocení výsledku TZ pomocí měření tvrdosti je naprosto nedostatečné. Je známo, že všechny typy struktur po TZ mohou mít za určitých okolností stejnou tvrdost, jen některé ale správnou houževnatost, případně zcela jiné další mechanické vlastnosti a to jak při okolní tak i zvýšené teplotě.

V případě, že po TZ je tvrdost vyšší jak zadaná, pak je vhodné zařadit 4. nebo i další popuštění na tvrdost požadovanou. Vychází se z toho, že zadavatel má exaktně doložené důvody, proč takto tvrdost stanovil a dodavatel TZ nemá povinnost tyto důvody zkoumat.

V případě, že tvrdost po TZ je ale nižší než-li objednaná, pak bez znalosti rázové houževnatosti nelze optimálně rozhodnout. Vzhledem k tomu, že nižší tvrdost znamená vyšší houževnatost, obvykle je spolehlivější materiál uvolnit do použití, než-li jej opakovaně přepracovávat. Kritérium, které tento proces ale může rozhodnout, je pouze v rázových zkouškách. Pokud tedy objednavatel tyto rázové zkoušky neprovádí jako obvyklý způsob testování, pak nelze ani očekávat, že by mohl být úspěšný ve sporech o reklamaci TZ.

5. VYMRAZOVÁNÍ

Kryogenní zpracování ocelí pro práci za tepla se doposud převážně uplatňuje pro nástroje na tváření za tepla. Proces vymrazení je zařazen obvykle ihned po kalení tak, aby pokles teploty pod Mf umožnil dokončit fázovou přeměnu. Při dalším poklesu teploty pak dochází nejenom k dokončení rozpadu ZA ale i k precipitaci sekundárních karbidů zlepšujících odolnost proti opotřebení.



Obr.č. 5 *Typický průběh teploty při uplatnění kryogenního zpracování [4] Pic.* 5 *Typical cryogenic treatment graph [4]*

Z hlediska změny rázové houževnatosti nebyly shledány zásadní změny v jejích hodnotách, byla ale zjištěno výrazné zlepšení abrazivních vlastností materiálu. Proto tento způsob dochlazování je více obvyklé u nástrojů pro tváření za tepla než-li u nástrojů pro tlakové lití. Standard Nadca 207, rev. 2008 tento proces doposud nezná.

6. POVRCHOVÉ ÚPRAVY

Optimální zpracování ocelí pro práci za tepla má za zásadní úkol, tím je nezhoršit výchozí vlastnosti materiálu. V žádném případě je ale nedokáže zlepšit. V případě, že aplikace vyžaduje jiné, specifické vlastnosti, pak je lze řešit dalšími následnými povrchovými úpravami.

Jedná se buď o nitridaci, PVD vrstvy a nebo kombinací obojího, tzv. duplexní povlaky.

Tyto povrchové úpravy přináší zlepšení v těch případech, kdy je potřeba změnit amplitudu tahových namáhání na tlakové nebo když je potřeba zabránit zvýšenému opotřebení nebo difuzi tvářeného nebo odlévaného materiálu do oceli. Povrchové úpravy mají rovněž význam v okamžiku, kdy je potřeba zabránit interakci zpracovávaného materiálu s materiálem nástroje. U forem na tlakové lití se jedná především tzv. soldering, tedy interakci povrchu nástroje a Al.

Úspěšně se ale rozvíjí i procesy znamenající lepší záběhové vlastnosti materiálu formy, jako např. řízená oxidace v případě forem pro tlakové lití. Její výhodou je zlepšení rovnoměrnosti rozptýlení lubrikantu při záběhu nástroje a tím i lepší chlazení povrchu s nižším abrazivním účinkem a především zamezení přímého kontaktu hliníku a povrchu oceli v počátku provozu, kdy forma ještě není zajetá a je náchylná k iniciaci mikroobjemových center pro soldering a praskliny z tepelné únavy.



Obr. 6 – Forma pro tlakové lití po procesu řízené oxidace Pic. 6 - Die casting mould after process of oxidation

7. ZÁVĚR

Tepelné zpracování je kvalifikováno jako zvláštní proces, jehož parametry mají mnoho proměnných. Tyto parametry mají nejenom technický aspekt související s proveditelností procesu, mají souvislost i s parametry obvyklými, které ovlivňují právní stránku věci. I přes výrazné zlepšení povědomí o tomto problému lze konstatovat, že neustálý ekonomický tlak vede řadu firem k vynechání základních, i když obvyklých operací, a v tom okamžiku právní stránka věci se stává obtížně obhajitelnou.

8. LITERATURA

[1] Nadca Publication 229 – Special Quality Die, Steel and Heat Treatment, Acceptance Criteria for Die Casting Dies

[2] Johnny Sjostrom – Chromium martensitic hot-work steels – damage, performance, microstructure , Karlstad University Studies, 2004:52

[3] Corwyn Berger - Extended tool life on die casting, Presentation Brno, 1999

[4] Šuchman, Lataš, Ciski, Graf - Kryogenische Behandlung als Verfahren zur Erhohung der Stabdzeit von Schmiedegesenken, Projket Eureka

MĚŘENÍ INTENZITY KALENÍ, VÝPOČET KOEFICIENTU PŘESTUPU TEPLA A GLOBÁLNÍ DATABÁZE KAPALNÝCH KALICÍCH MÉDIÍ

MEASUREMENT OF QUENCHING INTENSITY, CALCULATION OF HEAT TRANSFER COEFFICIENT AND GLOBAL DATABASE OF LIQUID QUENCHANTS

Božidar Liščić, T. Filetin

Faculty for Mech. Engineering, University of Zagreb, Ivana Lučića Street 5, Zagreb, Croatia 10000, Phone/Mobile: 00385 1 4856571 ; 00385 98 92 38 174, <i>bliscic@fsb.hr

ABSTRACT

Tento příspěvek vysvětluje potřebu Globální databáze ochlazovacích intenzit pro kapalná kalicí média za účelem předpovědi tvrdosti, mikrostruktury, napětí a deformace po zakalení, přičemž měření se provádí na reálných strojírenských dílech se složitými tvary. Současné laboratorní postupy pro vyhodnocení ochlazovací intenzity používají malé testovací vzorky a pro výpočet koeficientu přestupu tepla se předpokládá metoda soustředěné tepelné kapacity. Byla vypracována metoda teplotního gradientu pro výpočet přestupu tepla za použití Liščičovy/Petroferovy sondy. Byl vysvětlen vztah kritické hustoty tepelného toku k počáteční hustotě tepelného toku. Je představeno zvláštní zařízení pro testování intenzity kalení v provozních podmínkách. Zmíněn je dvoufázový projekt Mezinárodní federace pro tepelné zpracování a povrchové inženýrství (IFHTSE), který byl nedávno schválen. **Klíčová slova:** kalení, modelování, ochlazovací intenzita, databáze

This paper explains the need for the Global Database of Cooling Intensities for Liquid Quenchants, in order to predict the quench hardness, microstructure, stresses and distortion, when real engineering components of complex geometry are quenched. The existing laboratory procedures for cooling intensity evaluation

using small test specimens, and lumped-heat-capacity method for calculation of heat transfer coefficient, are presented. Temperature gradient method for heat transfer calculation in workshop conditions, when using the Liscic/Petrofer probe, has been elaborated. Critical heat flux densities and their relation to the initial heat flux density, have been explained. Specific facilities for testing quen-

ching intensity in workshop conditions are shown. The two phase project of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering (IFHTSE), as recently approved, is mentioned.

Key words: quenching, modelling, cooling intensity, database

1. INTRODUCTION

When hardening real engineering components, modern quenching technology uses different quenchants (different kinds of oils, different polymer-solutions and other water-based solutions, molten salt-baths, fluidized beds, and fast moving compressed gases). Any of these
quenchants may be used in different conditions (bath temperatures and agitation rates), thus contributing to the immense number of possible combinations.

There are also different quenching techniques: direct immersion quenching; intensive quenching; interrupted quenching; delayed quenching; martempering; austempering; spray quenching.

Yet there is no generally recognized method and technique for the measurement, recording and comparison the relative cooling intensities of different quenchants. From the other side computer modeling and simulation enable today scientifically based prediction of quenchhardness, microstructure, stresses and distortion in quenched workpieces. An indispensable prerequisite for any computer model is adequate heat transfer data for the entire duration of the quenching process, for actual quenching medium and quenching conditions. Currently, for measuring and recording the cooling intensity of liquid quenchants, the tests used are predominantly laboratory type (ISO 9950 and ASTM D 6200 for oils, and ASTM D 6482 and ASTM D 6549 for polymer-solutions), using a small specimen of 12.5 mm diameter \times 60 mm. The results of these tests (temperature/time and temperature/cooling rate plots – see Fig. 1) are not directly applicable to real engineering components, because they do not provide heat transfer data for the complete quenching process of a real workpiece, and because the workshop conditions at quenching widely differ from those in laboratory tests. There is need to have a database of cooling intensities, also in workshop conditions, for different kinds of liquid quenchants, as a tool for designers and workshop engineers, available worldwide.



Fig. 1. Typical a) temperature/time and b) temperature/cooling rate plots for test specimen 12.5 mm diameter × 60 mm quenched in oil, according to ISO 9950 – Industrial quenching oils –Determination of cooling characteristics – Laboratory test method

The absence of adequate heat transfer data results in many cases of less than optimal selection of quenchant and quenching conditions. This leads to poor quality of manufactured workpieces, rework or even scrap. Hence, millions of dollars could be saved in manufacture, if designers and engineers in the workplace had adequate comparative data for cooling intensities of different quenching media with specified conditions.

Given such a database, as a tool for computer programmers, computer modeling and prediction of quench-hardness, microstructure, stresses and distortion can become a normal practice when quenching real engineering components of complex geometry.

The foreseen project for development of the database is two phase:

Phase 1: Compiling the experimental results from different investigators, and establishing the database.

Phase 2: Further development of computer models (3-D) for engineering components with complex geometry, using the results from Phase 1.

Compiling the database, a reasonable number of selected quenchants will be included, every of them with specified conditions as they are normally used. In [8] Kobasko suggests:

- To use small silver probe for evaluation of critical heat flux densities [1].
- To calculate the heat transfer coefficient based on testing by the Liscic/Petrofer probe and solving the inverse problem [2].

• To apply the noise control system for investigation of transient boiling processes [3].

Taking into account very complicated cooling mechanisms from the one side, and the complex shape of the quenched workpiece (having thin and thick cross-sections, many holes and non-symmetric cavities), from the other side – one has to be aware how difficult task is to provide real heat transfer data at quenching in workshop practice. This situation becomes even more complicated because, as it is known, the heat flux and consequently the heat transfer coefficient (HTC) vary around the workpiece's surface, which in some cases means different duration of the vapour-film phase at different points, and this leads to distortion. Because we cannot measure the temperature at so many different points on the surface, the question is: What is to be done to obtain real heat transfer data using an appropriate temperature measuring and recording method? The possible solution should incorporate:

a) The probe itself should be of similar mass and shape as the workpiece to be quenched.

This means that for cylindrical workpieces a cylindrical probe, for plate like workpieces a plate like probe, and for ring like workpieces a ring like probe, should be used.

b) To calculate the HTC in different points on the surface of workpieces having complex geometry, an new advanced 3-D inverse heat conduction model, combined with local heat flux densities for different points, would probably be a possible solution.

For the most frequently used liquid quenchants the database will give the following information:

- Description of chemical and physical properties;
- Specification of test conditions;
- Incorporate own testing methods;
- Laboratory test ISO 9950 with resulting cooling and cooling rate curves, and heat transfer coefficient as function of surface temperature, calculated using a uniformly predetermined mathematical procedure;
- Workshop test using the Liscic/Petrofer probe of 50 mm dia. x 200 mm with three resulting cooling curves and calculated heat transfer coefficient as function of surface temperature and of time, respectively;
- Critical heat flux densities determined by e.g. Japanese New Silver Probe, according to JIS 2242- method B;
- Noise test to determine transition from film to nucleate boiling processes.

By applying the newest theory and methods, the foreseen database would supply comprehensive information about cooling characteristics of different quenchants, some of them not yet widely known, and enable an accurate comparison among them.

Development of contemporary quenching technologies and testing methods, is taking place at many institutions/companies. Some of them from Europe, USA and Japan are widely known. From the other side we do not know enough about relevant developments in fast growing economies – Brasil, Russia, India, China, which actually constitute the major part of potential database users. Because nowadays the industrial production is often transferred from one country to another, the database should be global, i.e. available to everyone in the world.

During the 19th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering (IFHTSE) held on 17-20 October 2011 in Glasgow, U.K. the "*Liquid Quenchants Database Project*" has been officially launched, and Dr. Imre Felde from Hungary was named as its leader.

The immediate activity is to establish the project Consortium and its Core Group which will be responsible for: General operational management; Detailed planning; Communications within IFHTSE, public information dissemination and progress reporting.

2. THE LUMPED-HEAT-CAPACITY METHOD FOR CALCULATION OF THE HEAT TRANSFER COEFFICIENT

Fundamental concept of this simple method, according to [4] is the following: If the probe temperature is uniform, the heat loss from the probe Q is equal to the decrease in the internal energy of the probe

$$Q = hA(T_{\rm p} - T_{\rm l}) = -c\rho V \frac{\mathrm{d}T_{\rm p}}{\mathrm{d}t}$$
(1)

where *h* is the heat transfer coefficient on the probe surface, *A* is the surface area of the probe, T_p the probe temperature, T_1 the quenchant temperature, *c* the specific heat of the probe material, ρ the specific density of the probe material, *V* the volume of the probe, *t* time, and dT_p/dt the cooling rate of the probe.

If the quenchant temperature around the probe T_1 is uniform, the next relation is derived from equation (1):

$$q = h\left(T_{\rm p} - T_{\rm l}\right) = -\left(c\rho\frac{V}{A}\right)\frac{\mathrm{d}T_{\rm p}}{\mathrm{d}t}$$
(2)

where q is the heat flux on the probe surface, and

$$h = -c\rho \frac{V}{A} \left(\frac{\mathrm{d}T_{\mathrm{p}}/\mathrm{d}t}{T_{\mathrm{p}} - T_{\mathrm{l}}} \right) \tag{3}$$

The heat transfer coefficient can be directly calculated from the cooling rate dT_p/dt , therefore the preciseness of q and h values depends on the accuracy of the cooling rate calculated from measured cooling curve data.

The *Lumped-Heat-Capacity Method* can be used only if we can justify the assumption of uniform probe temperature during the cooling process. Temperature distribution in a probe depends on the thermal conductivity of the probe material and the heat transfer from the surface of the probe to the quenchant. In general, the smaller probe size and the higher the thermal conductivity of the probe material, the more realistic the assumption of uniform temperature of the probe.

According to Kobasko it is assumed that a temperature field in a section of the silver probe is uniform, if the Biot number $B_i = h R/\lambda < 0.2$, where R is the radius of the probe and λ is thermal conductivity (for silver λ is 16 times higher than for stainless steel or for Inconel).

Fig. 2a shows the Japanese New Silver Probe of 10 mm diameter and 30 mm length, according to JIS 2242-method B; Fig. 2b shows some cooling curves of different quenchants measured by this silver probe, and Fig. 3 shows the heat transfer coefficients calculated from these cooling curves, using the *Lumped-Heat-Capacity Method*.



Fig. 2. a) Japanese New Silver Probe of 10 mm diameter \times 30 *mm according to JIS K 2242 – method B; b) Examples of cooling curves measured by the silver probe [5]*

Due to the small size of this probe, and the very high heat conductivity of silver, as it can be seen from Fig. 2b, when quenched in oils this probe cools down to 200 °C in 15 to 20 seconds, and when quenched in brine, water or polymer-solution of low concentration, in less than 2 seconds. Such probe is well suited for laboratory evaluation of the critical heat flux densities of a quenching fluid in the very beginning of the cooling process.





When quenching real workpieces of bigger size, made of steel, the temperature field across its section is not uniform, and the cooling time to 200 °C in the core (depending on the cross-section size and the quenchant's cooling intensity) takes many hundreds seconds, or even several tens of minutes. It is obvious, that the heat transfer coefficient calculated for the small silver probe does not represent the real heat transfer data on the surface of real engineering components, not only because of this vast difference in cooling time, but also because the workshop conditions (fluid flow and direction) greatly differ from those in laboratory tests.

3. TEMPERATURE GRADIENT METHOD FOR HEAT TRANSFER CALCULATIONS WHEN REAL WORKPIECES ARE QUENCHED

The method itself, described in detail in [6] is based on the known physical rule that the heat flux at the surface of a body is directly proportional to the temperature gradient at the surface, multiplied by the thermal conductivity of the material of the body being cooled:

$$q = \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \tag{4}$$

where: q is the heat flux density (W/m²) that is the quantity of heat transferred through a surface unit per unit time, λ is the thermal conductivity of the body material (W/mK), $\partial T/\partial x$ is the temperature gradient inside the body at the body surface, perpendicular to it (K/m).

When using this method for evaluation of the cooling intensity in workshop conditions, the essential feature is the Liscic/Petrofer probe. It is a cylinder of 50 mm diameter \times 200 mm length instrumented with three thermocouples placed within the same radius at the half length cross-section. One thermocouple is placed 1 mm below surface, the second one 4.5 mm below surface and the third one at the centre of the cross-section. The probe is made of Inconel 600, the structure of which does not change during heating and cooling, thus there is no latent heat because of structure changes.

When the cooling intensity is to be determined, the probe is heated to 850 °C until its central thermocouple reaches this value, then transferred quickly to the quenching bath and immersed vertically. The probe is connected to a data acquisition system including a personal computer. The data acquisition card contains three A/D converters and amplifiers with a programme enabling digital recording all three thermocouple signal outputs, and simultaneous drawing three cooling curves in real time, see Fig. 4.

Temperature Gradient Method can, of course, be used also for probes of the same design having different diameters, but always the same ratio L/D = 4:1. Fig. 5 shows results of such probes of a) 20 mm Dia. × 80 mm and b) 80 mm Dia.× 320 mm, quenched in low viscous accelerated oil of 50 °C with medium agitation.



Fig. 5. Cooling curves measured by the probes of a) 20 mm Dia. \times 80 mm and b) 80 mm Dia. \times 320 mm, of the same design as the Liscic/Petrofer probe, quenched in low viscous accelerated oil of 50 °C with medium agitation

Irrespective of the probe diameter and mass the *Temperature Gradient Method* exhibits two very important features:

- a) It displays clearly the *dynamic of heat extraction* during the whole quenching process.
- b) It shows the *initial heat flux density* at the beginning of cooling.

ad a) The probe of 80 mm Dia.× 320 mm has a mass of 13.6 kg, a ratio surface/volume of only 56 m⁻¹, and a heat capacity of 6045 J/K representing a case of great volume (and heat capacity) and relatively small surface area.

The probe of 20 mm Dia.× 80 mm has a mass of only 0.2 kg, a ratio surface/volume of 225 m⁻¹, and a heat capacity of only 94 J/K representing a case of small volume (and heat capacity) and relatively big surface area. The heat capacity of the bigger probe is 64 times bigger than the heat capacity of the smaller probe! Why it is then the complete cooling time to 200 °C of the bigger probe (600 seconds – see Fig. 5b) only 9.2 times longer than the complete cooling time for the smaller probe (65 seconds – see Fig. 5a)?

This can be explained by comparing the maxima of relevant temperature gradients:

max. $\Delta T_{80} = 415$ °C and max. $\Delta T_{20} = 114$ °C, as the mentioned figures show.

ad b) Two seconds after immersion the temperature gradient between 1 mm below the surface and the centre of the probe for the small probe was already 29 $^{\circ}$ C, while for the big probe the same temperature gradient was only 8 $^{\circ}$ C, as shown in Fig. 5a, and Fig. 5b respectively.

It appears that the smaller probe cools from the beginning faster than the bigger one, but later the temperature gradients within the bigger probe are much bigger (i.e. the heat fluxes are bigger) than within the smaller probe. This is the reason why the cooling time of the bigger probe is only 9.2 times longer than of the smaller probe, although its heat capacity is 64 times bigger. This analysis shows how the Liscic/Petrofer probe, based on the *Temperature Gradient Method* can precisely describe the dynamic of heat extraction during the whole quenching process.

To calculate the heat transfer coefficient based on experiments with the Liscic/Petrofer probe, the 1-D inverse heat conduction method is used. Because of the length to diameter ratio of 4:1 of the probe, the heat transferred through both ends is negligible, and the probe can be considered a long radially symmetric body of a given radius *R*. The temperature distribution T(r, t) inside the cylinder, for times > 0, depending only on the radial coordinate *r* from the centre of the cylinder, is determined by the 1-D heat conduction equation:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div} \left(\lambda \operatorname{grad} T \right) \tag{5}$$

All physical properties: ρ (density), c (specific heat capacity) and λ (heat conductivity) of the probe's material are temperature dependent, so the whole problem is nonlinear. The initial condition $T(r,0) = T_0(r)$ is assumed uniform for 0 < r < R and equal to the initial value measured at the place of the thermocouple. The problem to be solved is to determine the surface heat transfer coefficient α for the boundary condition at r = R:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = -\alpha \left(T - T_{\text{ex}} \right) \tag{6}$$

where T_{ex} is the measured external temperature of the quenchant. To determine α , the measured cooling curve at 1 mm below surface at $r = r_1 = R-1$ mm is used. The inverse problem of computing α is solved by the following numerical procedure:

1. Solve the heat conduction equation (5) within the spatial domain $0 < r < r_1$ with the measured

 $T = T_{\text{mes}}$ as a Dirichlet boundary condition at $r = r_1$.

- 2. Because $r_1 < R$, extend the solution towards the boundary from $r = r_1$ to r = R and
- 3. Calculate α from equation (6) with measured T_{ex} by using numerical differentiation.
 - Since temperatures are measured at discrete times, they have to be smoothed. This is done by cubic spline least-squares approximation to get sufficiently smooth global approximation over the whole time range.
 - Numerical solution of the heat conduction equation (5) is done by the nonlinear implicit method, with simple iteration per time step, to adjust all physical properties to new temperatures.
 - The solution extension in step 2 is computed by local extrapolation based on low degree polynomial least-squares approximation. The same approximation is also used for the numerical differentiation needed to compute α in step 3.

Based on this calculation the heat transfer coefficient is determined as function of surface temperature – see Fig. 6a, and as function of time – see Fig. 6b.



Fig. 6. a) Heat transfer coefficient for the Liscic/Petrofer probe (50 mm Dia. × 200 mm) quenched in low viscous accelerated quenching oil of 50 °C with medium agitation, – as function of surface temperature; b) Heat transfer coefficient for the Liscic/Petrofer probe quenched in low viscous accelerated quenching oil of 50 °C with medium agitation, – as function of time

4. CRITICAL HEAT FLUX DENSITIES – THEIR INFLUENCE ON DISTORTION OF THE WORKPIECES AT QUENCHING

In every quenching process there is an *initial heat flux density* which depends on the workpiece to be quenched, from the one side, and the *critical heat flux densities* q_{cr1} and q_{cr2} which depend on the quenchant, from the other side. The initial heat flux density depends on the ratio between the volume (heat capacity) and the surface of the body. At the very beginning after immersion, according to equation (4), the heat flux density depends on the temperature gradient at the surface. Bodies having a relatively small volume and a big surface, will have a bigger temperature gradient i.e. a bigger initial heat flux density than bodies having a relatively big volume and small surface, as shown in Fig. 7. Cooling curves measured by the Liscic/Petrofer probe – see Fig. 5a and 5b, prove this fact.



Fig. 7. Schematic presentation of the temperature gradient at the surface, in the very beginning of cooling a) for a cylinder of 20 mm Dia. \times 80 mm and b) for a cylinder of 80 mm Dia. \times 320 mm

Critical heat flux densities q_{cr1} and q_{cr2} are inherent properties of any vaporizable liquid. The first critical heat flux density q_{cr1} is the maximum heat flux density that causes film boiling (vapour blanket) at the very beginning of the quenching process, as shown in Fig. 8.



Fig. 8. Four modes of cooling at quenching a), critical heat flux densities b), according to [7]

The second critical heat flux density q_{cr^2} is the minimum amount of heat energy necessary to support film boiling, this is the point at which the surface of a hot part has cooled enough to allow the collapse of the vapour (end of film boiling), and nucleate boiling begins. There is a relation between q_{cr^1} and q_{cr^2} that is true for all vaporizable liquids:

$$q_{\rm cr1} = 5 \times q_{\rm cr2} \tag{7}$$

According to [8] upon immersion of a steel part into the quenchant, the initial heat flux density can be:

$$q \square q_{\rm crl}; \quad q \approx q_{\rm crl}; \quad q \square q_{\rm crl}$$
(8)

When $q \square q_{cr1}$ full film boiling (vapour blanket) will appear. When $q \approx q_{cr1}$ transition boiling is observed. In case $q \square q_{cr1}$ film boiling stage is absent i.e. nucleate boiling starts from the beginning. Each of these three cases will produce different values of the heat transfer coefficient. The first critical heat flux density q_{cr1} has a great effect on the cooling rate of steel parts and their distortion. It depends on the saturation temperature of the liquid, and the difference between the saturation temperature and the actual temperature of the quenchant. The more resistant a liquid is to boiling, when heat is applied, the higher is the liquid's q_{cr1} . The more resistant a quenchant is to boiling, the more uniformly the part will be quenched (without film boiling) thus yielding less distortion.

When water is applied as quenchant the q_{cr1} value depends on the water flow rate and the water temperature [9]. It can be increased by increasing the agitation rate. Besides, a small amount (e.g. 0.1 %) of chemical additive can increase q_{cr1} by 2-3 times.

To provide for uniform cooling i.e. to eliminate distortion variation, the critical heat flux density q_{cr1} should be greater than the initial heat flux density. To achieve this, the practical know-how includes the knowledge of the additive, its concentration, and adequate water velocity.

Both critical heat flux densities q_{cr1} and q_{cr2} can be determined experimentally using a small silver probe as e.g. the Japanese New Silver Probe shown in Fig. 2. Finding the highest q_{cr1} for a given quenchant will optimize the quench system for all parts quenched in that system, minimizing distortion and maximizing the part properties after the quench.

This clearly shows the need to systematically investigate critical heat flux densities for different liquid quenchants in the framework of the proposed database.

5. FACILITIES WHICH ENABLE MEASUREMENT AND RECORDING THE COOLING INTENSITY IN WORKSHOP CONDITIONS

When Liscic/Petrofer probe of 50 mm Dia. \times 200 mm, having a mass of 3.3 kg is used for measurement and recording the cooling intensity of any liquid quenchant (oils, water-based solutions), in workshop conditions, adequate facility is necessary. Besides the required quantity of quenchant it should enable different quenchant's temperatures, and different

agitation rates. Fig. 9a shows such facility at the Quenching Research Centre at the Faculty of Mech. Engineering and Naval Architecture, University of Zagreb, Croatia. This facility has a range of working temperatures from 20 °C to 80 °C, and a flow velocity (agitation rate) from 0 to 1.4 m/s.



Fig. 9. a) Experimental quenching tank of 300 liter capacity for evaluation of the cooling intensity of oils, water, water-based solutions and polymer-solutions b) Experimental saltbath of $1 m^3$ capacity for evaluation of the cooling intensity of quenching salts for Martempering and Austempering [10]

For isothermal quenching in salt-bath the same centre has a proprietary salt-bath of 1 m³ salt capacity for Martempering and Austempering processes, see Fig. 9b. By the violent downward flow of liquid salt, a very effective cooling intensity is achieved which is enhanced by automatic addition of small quantities of water. This enables to martemper workpieces of up to 150 mm cross-section, and austemper workpieces of up to 30 mm thickness. The working range of this facility is: temperature 180 to 450 °C; agitation rate 0 to 0.6 m/s; water addition 0 to 2 vol. %.

6. CONCLUSIONS

Development of new computer aided experimental techniques enable to characterize every liquid quenchant in concrete quenching conditions, in respect of their cooling intensity, more comprehensive and accurate than ever before. The possible consequences of this achievement are twofold:

a) Computer modeling of hardness distribution, microstructure, stress and distortion

The results of investigations during Phase 1 of the mentioned project, will serve in Phase 2 as input into new advanced 3-D software code for calculation of the heat transfer coefficients at every point of the surface, for real engineering components of complex geometry. This will enable to predict the hardness distribution, microstructure, stresses and distortion at every point of any section of the workpiece.

b) Virtual selection of optimal quenchant and quenching conditions

Once the Database will contain the mentioned comprehensive information, for sufficient number of different quenchants under specified conditions, virtual computer aided selection of optimal quenchant and quenching conditions, according to specific requirements in every concrete case, will be possible. By the virtual comparison one will gain the following important information: 1. What are the critical heat flux densities q_{cr1} and q_{cr2} of the relevant quenchant. This information is vital to know whether or not film boiling will occur, on which deformation of the quenched workpiece depends.

2. From the laboratory test: what is the cooling rate, especially in the critical temperature region of possible pearlite and ferrite formation.

3. From the test in real workshop conditions: Because the calculated heat transfer coefficient represents the heat flux during the whole quenching process, it represents best the real quenching intensity, which is directly proportional to the expected depth of hardening.

LITERATURE

[1] N.I. Kobasko, Quenching Media, Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka, Moscow, VINITI, 1989, p. 127-166.

[2] B. Liščić, H.M. Tensi, W. Luty (Eds.), Theory and Technology of Quenching, Springer Verlag, Berlin, 1992, 484 pp.

[3] A.A. Moskalenko, N.I. Kobasko, L.M. Protsenko, O.V. Rasumtseva, Acoustical System Analysis the Cooling Characteristics of Water and Water-Salt Solutions, Proc. of the 7th IASME /WSEAS Int. Conf. on Heat Transfer, Thermal Engineering and Environment, Moscow, August 20-22, 2009, pp. 117-122.

[4] M. Narazaki, M. Kogawara, A. Shirayori, S. Fuchizawa, Analysis of Quenching Processes Using Lumped-Heat-Capacity Method, Proc. of the 6th Int. Seminar of IFHTSE, Kyongju, Korea ,1997, p. 428-435.

[5] M. Narazaki, Lecture at the Workshop on Quenching at Karnataka Institute of Technology, Mangalore, India, 2008.; e-mail: <u>narazaki@cc.utsunomiya-u.ac.jp</u>

[6] B. Liščić, H.M. Tensi, L.C.F. Canale, G.E. Totten (Eds.), Quenching Theory and Technology – 2nd Ed., CRC Press, Taylor&Francis Group, 2010., 709 pp.

[7] By private communication from N.I. Kobasko; e-mail: <u>nikobasko@yahoo.com</u>

[8] N.I. Kobasko, Why Database for Cooling Capacity of various Quenchants should be developed?, Proc. of the 8th IASME/WSEAS Intl. Conf. on Heat Transfer, Thermal Engineering and Environment, Taipei, Taiwan, Aug. 20-22, 2010., pp. 304-309.

[9] N.I. Kobasko, M.A. Aronov, J.A. Powell. B.L. Ferguson, V.V. Dobryvechir, Critical Heat Flux Densities and Their Impact on Distortion of Steel Parts During Quenching, Proc. of the 8th IASME/WSEAS Intl. Conf. on Heat Transfer, Thermal Engineering and Environment, Taipei, Taiwan, Aug. 20-22, 2010., pp.338-344.

[10] Quenching Research Centre at the Faculty of Mech. Engineering and Naval Architecture, University of Zagreb, Croatia; <u>http://qrc.fsb.hr</u>

VÍCEÚČELOVÉ, JEDNOKOMOROVÉ VAKUOVÉ PECE LPC + LPN + HPGQ 25 BAR N2/HE

MULTI-PURPOSE LPC+LPN+HPGQ 25 BAR N₂/HE SINGLE CHAMBER VACUUM FURNACES

Maciej Korecki^a, Józef Olejnik^a, Piotr Kula^b, Robert Pietrasik^b, Emilia Wołowiec^b

^aSeco/Warwick S.A., Świebodzin, Poland, <u>m.korecki@secowarwick.com.pl</u>, <u>j.olejnik@secowarwick.com.pl</u>

[°]Technical University of Lodz, Poland, <u>piokula@p.lodz.pl</u>, <u>robert.pietrasik@p.lodz.pl</u>, <u>emilia.wolowiec@p.lodz.pl</u>

ABSTRACT

Článek popisuje dosažené výsledky a použití nové generace vakuových pecí HPGQ (vysokotlaké kalení inertním plynem). Provedení kalení při tlaku 25 barů umožňuje dosáhnout takových vlastností při vytvrzování, které jsou srovnatelné s hodnotami dosaženými při použití oleje, zatímco vakuová cementace a nitridace navíc vytváří velký potenciál pro spuštění odlišného tepelného zpracování a termochemických procesů a rovněž i více procesů kombinovaných do jediného pecního cyklu. Seznámíme Vás s technickými a technologickými aspekty využití pece, přičemž budeme prezentovat snížení provozních nákladů a úspory energie.

Navzdory globálním ekonomickým obtížím pokračuje vývoj vakuových technologií a vybavení pro tepelné zpracování v aplikacích, kde vakuum představuje nezbytný základ vybavení pece . Jedná se zejména o pece jednokomorové vybavené vysokotlakými plynovými kalicími systémy (HPGQ). Intenzifikace plynového kalení umožňuje tepelné zpracování nejen legovaných ocelí, ale i typů ocelí konvenčně kalených v oleji. Dochází k trvalému pokroku ve vakuové cementaci (LPC – FineCarb®, PreNitLPC®), která představuje stále větší konkurenci pro cementaci tradiční. Navíc se objevily první aplikace vakuové nitridace(LPN - FineLPN®).

Tyto pece jsou plně automatické, řízené počítačem a vybavené systémy technické podpory ve formě simulačního softwaru pro vakuovou cementaci (SimCarb®, SimHard®) a kalení (G-Quench Pro®). V současnosti jsou jednokomorové vakuové pece HPGQ schopny pracovat s celou řadou technologií tepelného zpracování, jako například: žíhání, tvrdé pájení, slinování, kalení, popouštění, cementování, nitridace atd. Tyto postupy tepelného zpracování lze provádět individuálně nebo je seskupovat do jediného cyklu, např. tvrdé pájení + cementace + kalení + popouštění [1] nebo kalení + popouštění + nitrifikace atd. Díky tomu je pec HPGQ všestranným, pružným a víceúčelovým zařízením v sestavě pro tepelné a chemicko-tepelné zpracování, které zajišťuje vysokou kvalitu, opakovatelnost a spolehlivost při minimálních nákladech, kdy současně zkracuje dobu zpracování a spotřebu energií a surovin a zároveň zachovává neutralitu vůči okolí a přirozenému životnímu prostředí.

The article describes the achievements and application of a new generation of HPGQ vacuum furnaces. Implementation of 25 bar quenching enables reaching hardening properties compared to the ones obtained with oil, while vacuum carburizing and nitriding additionally create a great potential for running different heat treatment and thermo-chemical processes as

well as multi-processes combined in a single furnace cycle. Technical and technological aspects of the furnace exploitation are presented and operational costs reduction and energy saving are considered.

Despite the global economic difficult, the development of vacuum technologies and heat treating equipment continues in applications wherein vacuum is the basis for protective and technological atmosphere. This pertains especially to the applications based on single chamber vacuum furnaces equipped with high pressure gas quench systems (HPGQ). Intensification of gas quench enables heat treatment of not only alloy steels but also steel grades conventionally quenched in oil. There is continuous advancement in vacuum carburizing (LPC – FineCarb \mathbb{R} , PreNitLPC \mathbb{R}), which is becoming more and more competitive to traditional carburizing. Furthermore, first applications of vacuum nitriding have appeared (LPN - FineLPN \mathbb{R}).

Those furnaces are fully automatic, computer controlled and equipped with technical support systems in the form of simulation software for vacuum carburizing treatments (SimCarb®, SimHard®) and quenching (G-Quench Pro®). Presently, the HPGQ single chamber vacuum furnaces are capable of handling a number of HT technologies such as: annealing, brazing, sintering, quenching, tempering, carburizing, nitriding, etc. These treatments may be run individually or grouped in a single treatment cycle, e.g. brazing + carburizing + quenching + tempering [1], or quenching + tempering + nitriding, etc. This makes the HPGQ furnace a versatile, flexible and multipurpose piece of heat and thermo-chemical treatment equipment which ensures high quality, repeatability and reliability at a minimal cost, while cutting down on process time and consumption of utilities and maintaining neutrality to the surroundings and the natural environment.

SINGLE CHAMBER VACUUM FURNACE HPGQ

The sophisticated vacuum furnace HPGQ is a unit featuring an internal quench system based on gas nozzles distributed evenly in the heating chamber around workloads or selectively depending on the shape of the workpieces and workload configuration. The outstanding effectiveness of the nozzle system comes from the fact that the nozzles aim the gas stream directly onto the workload and accelerate to the velocity of 150-250 km/h. Such an intensive gas stream at high pressure results in very efficient quench and thorough penetration even

through densely packed workloads [2, 3]. In the middle of the previous decade the single chamber HPGQ furnaces were only available in the pressure class of 10 - 12bar, which enabled quenching of alloy steels, mainly tool and high speed steels (titanium and molybdenum), for cold and hot working (1.2379, 1.2080, 1.2363, 1.2367, 1.2343, 1.2344), with a limitation imposed by the size of workpieces and workload density. Those furnaces achieved cooling efficiency expressed by heat transfer coefficient α at the level of 300-500 W/m²K. The current standard is class 15 furnaces which feature cooling efficiency of 400-700 W/m²K and thus have a wider application range which



Fig.1. Furnace HPGQ 25 bar N2/He type 25.0VPT-4035/36 manufactured by Seco/Warwick S.A.

includes alloy steels for carburizing (16MnCr5, 18CrNiMo7-6), tool steels and HSLA (high strength low alloy 42CrMo4, 40CrNiMo6) for workpieces of small cross-sections [3].

The next border was crossed in 2009 with the appearance of 25 bar single chamber furnaces for nitrogen and helium quench (Fig. 1).

These furnaces obtain impressive cooling rates in helium comparable to slow and medium oil quench, at the level of 1000-1500 W/m^2K , which enables quenching of a wide range of

typical carburizing steels and HSLA [4] grades and even bearing steels (100Cr6). As far as tool steels are concerned, the cooling efficiency parameter is met even by the standard 10 bar furnaces. Using the example of hot working tool steel H13 (1.2344) and the NADCA [5] heat requirements treatment for dies, а minimum average cooling rate was determined at 28°C/min in the temperature range of 1030 do 540°F. The tests following the requirements, done on a 400/400/400" steel block in standard

HPGQ furnaces confirmed the effectiveness of the latter in die hardening (Fig. 2).



Fig.2. Cooling rate test for dies in HPGQ furnace size 600/600/900 mm'' (Seco/Warwick)

The cooling rates obtained significantly exceeded the limit and, depending on the furnace working area, were respectively: for a 600/600/900 mm furnace approx.. 80° C/min, 900/800/1200 mm - 55° C/min, and for $1200/1200/1800 - 40^{\circ}$ C/min [4]. Therefore, class 15 bar furnaces may be expected to yield cooling rats higher by approx. 30 % and the 25 bar He ones – even twice to three times higher [2].

Cooling rate is of key importance for impact strength and thus for the resistance of tools and dies to thermal fatigue cracking. For example, in the Charpy V-notch test for H13 (1.2344) steel, the cooling rate of 55°C/min gave the impact strength of 17 J, the rate of 100°C/min produced approx. 24 J, while a significantly lower cooling rate of 8°C/min yielded a mere 8 J [6].

In the course of hardening it is equally important to achieve uniform cooling from all sides and to disallow extensive temperature differences between the surface and the core of a workpiece as these may lead to major distortions due to thermal stress and, in extreme cases, cracking or damaging of the tool.

It is for such considerations that the HPGQ furnaces are equipped with a system of controlled quench which

provides for the adjustment of cooling rate according to one of the thermocouples placed inside a workpiece. Apart from that,



Fig.3. The real trend of interrupted quench of the H13 tool

it is possible to run cooling based on the temperature difference between the workpiece surface and its core as well as interrupting the surface quench until the core reaches the temperature (interrupted quench, martempering, austempering). The controlled cooling options are provided by workload thermocouples interfaced with fan rotations, which directly influences the cooling gas flow rate. An example of die quench acc. to NADCA with surface and core temperature progress is presented in Fig. 3.

A major aspect of enhancing operational properties of the equipment is simulation

software which enables prediction of treatment results the given in circumstances. The G-Ouench Pro® software offered with HPGQ furnaces by Seco/Warwick provides for quench simulations of hot and cold working tool steels. The simulator takes into account a number of quenching parameters such as the type and size of furnace, the type and pressure of quench gas, the steel grade, the geometry of the workpieces and their loading density. Based on the above input, a cooling curve is plotted for a selected point from the surface to the core of the reference part. The outcome of the simulation is a CCT graph with cooling curve and expected hardness (Fig. 4).



Fig.4. The tool steel hardening simulator G-Quench *Pro*[®] (Seco/Warwick)

Furthermore, the software facilitates on-line simulations in real time based on temperature readouts obtained from workload thermocouples directly during the quench.

THERMO-CHEMICAL TREATMENT IN HPGQ FURNACES

Vacuum carburizing by FineCarb[®] method has been introduced in over 70 industrial applications with single chamber HPGQ furnaces. It is based on a ternary mixture of carburizing gases (acetylene, ethylene, hydrogen) and an adequate manner of treatment, which ensure high efficiency, uniformity and purity [7, 8]. Combined with gas quench it provides an attractive alternative to conventional processes of case hardening carried out in atmosphere furnaces with (Fig. oil bath [9] 5). A further sophisticated stage in the development of FineCarb[®] vacuum carburizing is the currently implemented method of carburizing preceded by nitriding - $PreNitLPC^{\mathbb{R}}$. This technology consists in



Fig.5. Sample workload after carburizing and hardening in vacuum furnace LPC+HPGQ type 15.0VPT-4022/24 (Seco/Warwick)

feeding ammonia at the initial phase of treatment i.e. at heating for carburizing. The nitrogen introduced into the surface case in this way aids carburizing by accelerating carbon diffusion and lowering the tendency to build up carbides and, most importantly, by significantly limiting the growth of austenite grain (Fig. 6).



Fig.6. The comparison of grain size after the LPC and PreNitLPC[®] treatment at 1000°C for steel 18CrNiMo7-6

These advantages facilitate a considerable shortening of treatment time through an increase of the carburizing temperature. At the same time the case obtained features a proper microstructure and mechanical properties which are equal to those obtained in conventional

treatments at a lower [11]. temperature For comparison, carburizing PreNitLPC® with the method at the temperature of 1040oC is 4-5 times shorter than the one carried out at the conventional temperature of 925°C (Table 7).

Case depth [mm]	Carburising time for 16MnCr5						
	925°C	950°C	980°C	1000°C	1020°C	1040°C	
0.5	1h23m	0h57m	0h39m	0h30m	0h24m	0h19m	
1.0	5h30m	3h50m	2h35m	2h00m	1h35m	1h15m	
2.0	22h00m	15h10m	10h20m	8h00m	6h10m	4h50m	
	100 %	69 %	47 %	36 %	28 %	22 %	

Due to their disequilibrous nature, running vacuum carburizing treatments requires a computer assistance. The SimVaC® constitutes an integral part of the FineCarb® vacuum

carburizing technology and of the expert system [12] which focuses on the development of the latter. It facilitates the design of processes of vacuum carburizing and hardening in high pressure gas as well as the analysis and optimization of treatments without the need for real tests which usually are time-consuming and costly. The SimVaC® is a sophisticated simulation software consisting of a vacuum carburizing module SimCarb® and a hardening module SimHard® (Fig. 8).

It allows a high precision prediction of the results of real processes based on a process or an outcome simulation. The process simulation presents the effects of a preset process as a carbon profile and a case hardness profile. The outcome simulation



prompts the treatment for the input case requirements. The system takes into account the steel grade, the shape and geometry of workpieces, their surface area, carbon concentration in the surface case, the case depth criterion, the carburizing temperature, the time sequence for boost and diffusion. Other factors considered include precooling for hardening, the type and pressure of cooling gas and the size of the furnace. Apart from the carbon and hardness profiles, the simulation yields the demand factor for the mixture of carburizing gases (Fig. 9).

Similarly to vacuum carburizing, the HPGQ furnaces may be used for vacuum nitriding (already functioning in the PreNitLPC® method). The treatment consists in feeding ammonia to the vacuum furnace chamber at conventional nitriding temperatures. Currently research and tests are being carried out, chiefly on tool steels [13], aimed at mastering the process and working out simulation methods. While it appears obvious that the lengthy nitriding treatments in the HPGQ furnaces will not be justified, an interesting alternative might come from the relatively short, limited to several hours, nitriding of tool steels, applied as complementary to hardening and leading to a very hard and thin case which boosts the functional parameters of the tools. This would be particularly advantageous when entire the heat treatment is done at a single furnace cycle, without opening the furnace door and



Fig.9. The outcome of SimVaC[®] simulation of vacuum carburizing (LPC) and gas hardening (HPGQ) shown as a hardness profile based on carbon profile. During the 2 h treatment at the temperature of 1040°C the case obtained was 1.40 mm for steel 20MnCr5

transferring the workload, by going through a sequence of: hardening, multiple tempering and final nitriding. Further advantages of the so conducted treatment are: excluding the chemical activation of surfaces before nitriding and obtaining a rapid and uniform increase of the nitrided case. This is due to heating in vacuum, which has strong reduction properties and cleans and activates the surfaces of the workpieces.

To confirm the above, a complete heat treatment of 1.2343 steel tools was run in a HPGQ furnace type 15.0VPT-4022/24.



Fig.10. The trend of complex heat treatment process of tool steel H11

Fig.11. The hardness profile and microstructure obtained after complex treatment for steel 1.2343

Austenitization was effected at the temperature of 1030oC, followed by hardening in 12 bar nitrogen, then twice tempered at 570oC/2 h and finally nitrided at the temperature of 540oC for 4 h (Fig. 10).

The treatment resulted in a uniformly nitrided diffusion case of approx. 0,14 mm, surface hardness of approx. 900 HV and core hardness of 500 HV, respectively (Fig. 11).

ENERGY EFFICIENCY

A reduction in energy requirements for the HPGQ furnace occurs at a few areas simultaneously. Among the basic areas are technical solutions which reduce thermal losses in the heating chamber and the application of electric receivers of increased energy efficiency. Very important is the optimization of the process, mainly its length. For that purpose a temperature monitoring in the workload is used as well as processes of high temperature carburizing (PreNitLPC®). As far as electrical power supply is concerned, it is essential to ensure a stable power demand not exceeding the maximum level while maintaining the highest possible power factor (P/S).

The HPGQ vacuum furnaces are equipped with a power management system which ensures:

- Power demand limitation depending on temporary requirements.
- A substantial improvement of the power factor P/S in the heating and cooling phases.
- Start-up of fan motor without exceeding the rated currents (elimination of the starting current peak in the motor).
- Increased efficiency of the blower motor.

The HPGQ vacuum furnace comprises two main systems which use up most of the electrical energy (heating and cooling), each of which is conventionally equipped with individual power control systems. For heating, there are SCR controllers or a transducer to control the power of the resistance heating elements. For cooling, there are a soft-start or an inverter to control the blower motor. Since the furnace operating sequence does not provide for simultaneous heating and cooling, only one of the control systems may be activated while the other one is switched off. This dependency led to a search for a single system capable of alternate control of heating power or cooling intensity in the furnace. After theoretical analysis and testing an appropriate device was found – an inverter which, apart from controlling the work of an induction motor, may control the power of the resistance heating elements supplied through a transformer. What is more, such application enhances the operating features of the furnace and decidedly reduces its power consumption by increasing the power factor PF=P/S.



Fig.12. The demand for active, passive and apparent electrical power during a hardening process depending on heating control mode: conventional thyristor (SCR), and inverter (INV)

Tab.13. The energy comparison for
reference treatment for thyristor
(SCR) and inverter (INV) controllers

Energy consumption	SCR	INV	Safe	
Pt [kWh]	325	325	0	0
Qt [kVArh]	366	212	154	42 %
St [kVAh]	489	388	101	21 %
PF _{av}	0.66	0.84	0.18	27 %

Fig. 12 presents a comparison of electrical power requirement for active, passive and apparent power during the hardening treatment as exists between the traditional SCR controller and an inverter. In the given case the inverter control reduced energy consumption by 42 % and improved the power factor by 27 % (Table 13).

This method of heating and cooling with the aid of an inverter is protected with a patent [14] and has been successfully used in a few dozen HPGQ furnaces all over the world.

SUMMARY

The single chamber vacuum furnaces HPGQ by Seco/Warwick provide a versatile and efficient tool for heat and thermo-chemical treatment. They are sophisticated devices which comply with the toughest quality, economic and environmental standards thanks to the following advantages:

- Multiple increase in cooling rate in the class of 15-25 bar N2/He furnaces enables heat treatment of steels conventionally hardened in oil.
- The exclusion of quench oil eliminates washing and utilization of washing means and the oil, which reduces the HT cost and makes the technology environmentally friendly.
- The single chamber furnace within which the workload is not moved enables application of workload thermocouples and complete temperature monitoring inside the workpieces, which in turn permits process optimization while simultaneously meeting the stricter requirements (the aviation industry).
- The function of isothermal and controlled cooling enables control of cooling rate and temperature distribution in the workload, thus reducing potential deformations and the risk of thermal fatigue cracking.
- The advanced high temperature carburizing acc. to the PreNitLPC® method permits a multiple shortening of treatment time, thus minimizing the costs.
- The possibility of vacuum carburizing and nitriding combined in a single cycle with hardening and tempering broadens the technological potential by including the multistage processes in one cycle.
- The simulation software for hardening and carburizing enable prediction of treatment results with high accuracy and eliminate the need for tests done on the treated workpieces.
- The electrical power management system facilitates economical and optimal use of energy.

REFERENCES

[1] KORECKI M., ADAMEK A., Flexibility and Versatility of Heat Treatment under Vacuum. Furnace International, Part 1 – March/April 2005, s. 6-8, Part 2 – May/June 2005, s. 8-12

- [2] KOWALSKI J., KORECKI M., OLEJNIK J., Next-Generation HPQ vacuum furnaces. Heat Treating Progress, September. 2008, s. 39-44
- [3] KORECKI M., SINIARSKI D., Seco/Warwick Single- and Multi-Chamber Vacuum Furnaces for Tools and Dies Heat Treatment. 1st Conference of IFHTSE for Tools and Dies, Pula, Croatia, June. 2005
- [4] KORECKI M., OLEJNIK J., SZCZERBA Z., BAZEL M., Single-Chamber HPGQ Vacuum Furnace with Quenching Efficiency Comparable to Oil. Industrial Heating, September. 2009, s. 73-77
- [5] Recommended Procedures for H-13 Tool Steel. Nord America Die Casting Association, 2006
- [6] WALLACE J., SCHWAM D., BIRCEANU S., The Effect of Cooling Rate on Thermal Fatigue Cracking and Impact Resistance of PG H13 Die Material. Die Materials and Technologies, 2009
- [7] KULA P., OLEJNIK J., HEILMAN P., Hydrocarbon gas mixture for the under-pressure carburizing of steel. U.S. Patent 7,513,958, 2009
- [8] KULA P., OLEJNIK J., HEILMAN P., Method for the under-pressure carburizing of steel work pieces. Patent No.: US 7,550,049, 2009
- [9] KORECKI M., KULA P., REUSS G, Single-Chamber Vacuum Furnace as an Alternative for Case Hardening Technology, Heat Treatment Surface Engineering Conference, Jihlava, Czech Republic, November. 2009
- [10] KULA P., KORECKI M., PIETRASIK R., STAŃCZYK-WOŁOWIEC E., FineCarb® – the Flexible System for Low Pressure Carburizing. New Options and Performance. 17th IFHTSE Congress, Kobe, Japan, October. 2008
- [11] M. KORECKI, P. KULA, R. PIETRASIK, K. DYBOWSKI, M. KRASOWSKI, Reducing Carburizing Time with PreNitLPC® Technology. 25th Heat Treating Society (ASM) Conference, Indianapolis, USA, September. 2009
- [12] STAŃCZYK-WOŁOWIEC E., DYBOWSKI K., ATRASZKIEWICZ R., SimVaC® - Advanced Software for Supporting of Low Pressure Carburizing by FineCarb®. XII Seco/Warwick Seminar, Swiebodzin, Poland, September. 2008
- [13] KULA P., PIETRASIK R., DYBOWSKI K., STAŃCZYK-WOŁOWIEC E., ATRASZKIEWICZ R., KORECKI M., OLEJNIK J., New Technological Pathways for Universal Vacuum Furnaces. 18th IFHTSE Congress, Rio de Janeiro, Brazil, July. 2010
- [14] KORECKI M., Temperature control system for controlling heat treatment of metals, that is heating, soaking and cooling by a single frequency converter. US Patent 7,193,188, 2007

Other information on <u>SECO WARWICK</u>

PreNitLPC[®] - HIGH-TECH TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

PreNitLPC[®] - HIGH-TECH HEAT TREATMENT

Petra Salabová

PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o., U Letiště 279, 54973 Martínkovice, Czech Republic, <u>p.salabova@prikner.cz</u>

1.ABSTRACT

Podtlaková cementace (LPC) jako moderní progresivní technologie představuje budoucnost cementačních procesů. Dovoluje vést procesy při vysokých nauhličovacích teplotách, čímž umožňuje získávat hlubší vrstvy za kratší čas. Podtlaková cementace má nesporně mnoho výhod, přesto existují určité limity z hlediska kvality získávané mikrostruktury oceli, které souvisí zejména s použitím vysoké teploty během nauhličení. Předcházení růstu austenitického zrna, vysoká rovnoměrnost vrstvy, kratší proces cementace, prevence vysokého podílu zbytkového austenitu jsou příklady benefitů, které technologie PreNitLPC® přináší. Ekonomické úspory jsou jen dalším dopadem aplikací PreNitLPC® . V tomto příspěvku jsou shrnuty komplexní výsledky z aplikací technologie PreNitLPC® v podmínkách zakázkové kalírny.

Low pressure carburizing (LPC) is modern progressive technology which represents future of carburizing processes. It allows using of higher carburising temperatures achieving deeper CHD in shorter time. Despite LPC has many advantages there are some limits for quality of steels microstructures after high temperatures applications. PreNitLPC® technology was developed to protect microstructure quality during high temperature carburizing processes . Preclusion of grain growth, high uniformity, shorter carburizing times, prevention of high residual austenite content are examples of PreNitLPC® benefits. Economic savings are subsequent impact of PreNitLPC® applications. The article offers experiences with real applications of PreNitLPC® technology in conditions of commercial heat treatment shop with comprehensive evaluation of PreNitLPC® effects.

2. PreNitLPC[®]

Technologie PreNitLPC[®] byla vyvinuta Ústavem materiálových věd a inženýrství na Technické Univerzitě v Lodži ve spolupráci s firmou Seco / Warwick S.A. jako další krok ve vývoji podtlakové cementace FineCarb[®]. S využitím přednitridace povrchu posunula technologie PreNitLPC[®] podtlakovou cementaci směrem k vyšším nauhličovacím teplotám a umožňuje tak významným způsobem šetřit náklady na tepelné zpracování a využití širší škály ocelí než je pro podtlakovou cementaci běžné.

Technicky je proces založen na dávkování čpavku do komory vakuové pece během nepřetržitého ohřevu na cementační teplotu v intervalu 400°-800°C. Dusík, vpravený do povrchové vrstvy oceli, podporuje proces cementace akcelerací difuze uhlíku, redukcí tendence tvorby karbidů, a co je nejdůležitější, značně limituje růst austenitického zrna. Takto vytvořená vrstva se vyznačuje výbornou mikrostrukturou a vyhovujícími mechanickými



vlastnostmi, které rozhodně nejsou horší ve srovnání s vrstvou vytvořenou při nižších teplotách.

S využitím vlastností technologie PreNitLPC[®] je možné provádět cementační procesy při teplotách vyšších jak 1000°C, což vede k významným ekonomickým úsporám v nákladech na tepelné zpracování. [1,2,3]



Obr.1 Proces PreNitLPC[®] **Fig.1** PreNitLPC[®] process

3. PŘÍPADOVÁ STUDIE

Vliv aplikace technologie PreNitLPC[®] na strukturu a vlastnosti cementované oceli bude předveden na případové studii standardního LPC procesu:

- Teplota cementace 1000°C
- Vedení procesu v 9 periodách (sycení difuze)
- Kalkulovaná povrchová koncentrace uhlíku po procesu 0,7 %
- Kalení přímo po cementaci z teploty 820°C tlakem 15 bar dusíku
- Popouštění při 200°C/ 2 hod.

Počítačová simulace v program SimVac koresponduje s užitím oceli 16MnCr5, ale do studie byly zahrnuty také CrNi oceli a ocel 14 220.

Popsaný proces byl aplikován na uvedené vzorky ocelí jako standardní podtlaková cementace (LPC) a pro srovnání za stejných podmínek při použití technologie PreNitLPC[®]. Dosažené výsledky budeme nyní porovnávat a demonstrovat na nich přínosy aplikace PreNitLPC[®].



Obr.2 Počítačová simulace procesu případové studie v programu SimVac Fig.2 Simulation of case carburizing study made in SimVac software

3.1. Dosažená hloubka cementované vrstvy (Eht, CHD)

Dosažené parametry cementované vrstvy lze porovnávat z různých hledisek v závislosti na druhu procesu a jakosti hodnocené oceli (Graf 1). Dosažení určité hloubky cementované vrstvy je závislé především na typu použité oceli. Obecně se ukazuje, že CrNi oceli reagují mnohem pozitivněji a citlivěji na způsob cementace, včetně aplikace PreNitLPC[®] . Proto jsou tyto oceli schopné dosáhnout až o ¹/₄ hlubší vrstvu při aplikaci přednitridace povrchu. Na první pohled se rozdíl nezdá velký, v cementované vrstvě CrNi ocelí je však ukrvtý ještě jeden významný efekt, který

napomáhá významné diferenciaci cementace tohoto druhu oceli od jiných.



Graf 2 Povrchová koncentrace uhlíku Graph 2 Carbon surface concentration

2.5 1.5 0.5 0 1.4 220 1.5 MINCr5 1.8 CrNIM07-6

Graf 1 Porovnání dosažené hloubky Eht Graph 1 Reached Eht comparison

V případě, že byla aplikována technologie PreNitLPC[®] na CrNi oceli, bylo zjištěno, že na povrchu povrchová koncentrace uhlíku zůstává vyšší v porovnání se standardním LPC procesem (Graf 2). Rozdíl v koncentracích činí kolem 0,07 - 0,08 % uhlíku, což je dostatečná zásoba k vytvoření hlubší cementační vrstvy (v řádu desetin) nebo zkrácení doby procesu až o 1 hodinu.

3.2. Velikost austenitického zrna

Na cementovaných vzorcích byla hodnocena velikost austenitického zrna jak v cementované vrstvě, tak v jádře vzorků, viz. Graf 3. Červená linie v grafu označuje maximální velikost austenitického zrna, která je standardně požadovaná. Velikost zrna nižší jak 5 již není akceptovatelná.

Jak vyplývá z grafu, žádná ocel cementovaná standardním LPC procesem při 1000°C hodnocení prakticky nevyhověla právě z důvodu nárůstu austenitického zrna na nepřípustnou velikost.

14 220 15MnCr5 18Crimor-6

Graf 3 Velikost austenitického zrna Graph 3 Austenitic grain size

Proti tomu stojí analýza výsledků po cementaci

technologií PreNitLPC[®]. Všechny vzorky ocelí, včetně ocelí CrNi, které jsou známé svou náchylností k hrubnutí zrna, vyhověly požadavkům. V tomto parametru cementované vrstvy spočívá jeden z největších rozdílů mezi standardním procesem podtlakové cementace a aplikací přednitridace povrchu.

Velikost zrna hodnocená v jádře se nijak výrazně neměnila a téměř všechny vzorky mají vyhovující zrno.

22 – 23 November 2011, Jihlava, Czech Republic



3.3. Mikrostruktura cementované vrstvy

Hodnocení mikrostrukturálních charakteristik cementované vrstvy nejvíce vypovídá o přínosech technologie PreNitLPC[®]. Na Obr.3 můžeme porovnávat mikrostrukturu cementované oceli 16MnCr5 po standardní LPC při 1000°C a po aplikaci PreNitLPC[®] za stejných podmínek.



Obr 3 Struktura oceli 16MnCr5 po podtlakové cementaci *Fig 3* 16MnCr5 microstructure after LPC and PreNit comparison

Rozdíly jsou ještě více viditelné v případě hodnocení CrNi ocelí (Obr. 4). Jak již bylo popsáno, tento druh ocelí je velmi citlivý k hrubnutí zrna při vyšších teplotách. To se po kalení projeví nárůstem jehlic martenzitu, které vyrostou tak velké, jak velké bylo zrno austenitu před kalením. Přičemž příliš dlouhé jehlice martenzitu vnášejí do struktury křehkost. Kromě toho, ostrůvky cementitu jsou ve srovnání s ocelí 16MnCr5 masivnější. Obsah zbytkového austenitu narostl na neúnosných 20-30%.

Ošetřením struktury přednitridací povrchu podařilo mikrostrukturu natolik stabilizovat, neobsahuje cementitické útvary, velikost zrna je

Ve struktuře oceli 16MnCr5 se vyskytují četné ostrůvky cementitu, a to nejen v exponovaných oblastech rohů, ale i v místech s rovným povrchem vzorku. Přičemž výskyt cementitických struktur je výslovně nežádoucí pro jakoukoliv cementovanou strukturu! Obsah zbytkového austenitu ve vrstvě se pohybuje v rozmezí 15-20%.

Na spodní dvojici obrázku jsou struktury po aplikaci PreNitLPC[®]. Tyto struktury jsou prosté cementitu,

bez viditelných jiných strukturních defektů, s jemným austenitickým zrnem. Také díky tomu je podíl obdrženého zbytkového austenitu o dva řády menší, v rozmezí 5-10%.



Obr 4 Struktura oceli 18CrNiMo7-6 po podtlakové cementaci *Fig 4* 18CrNiMO7-6 microstructure after LPC and PreNit comparison

přiměřená a obsah zbytkového austenitu po kalení a popuštění na 200°C se snížil na 15-20%. Tento vliv technologie PreNitLPC[®] byl ověřen i na vrstvách 2 a 3 mm, při cementačních teplotách 1050°C a vždy s pozitivním vyhovujícím výsledkem v oblasti hodnocení mikrostruktury.

se

že

4. EKONOMICKÉ HODNOCENÍ PROCESŮ PŘI APLIKACI PreNitLPC®

Jednoznačně pozitivní přínos technologie PreNitLPC[®] spočívá v používání vysokých nauhličovacích teplot při současném zachování vynikající mikrostruktury oceli a jejích mechanických vlastností, zatímco běžná podtlaková cementace je limitována již při teplotě 1000°C.

Na Grafu 5 je demonstrován vliv teploty cementace na dosažení požadované hloubky Eht. Dosáhneme-li při teplotě 950°C 100%



Graf 5 Vliv teploty Graph 5 Temperature impact

požadované hloubky Eht, pak při nauhličovací teplotě 1000°C obdržíme za stejný čas 150% Eht a při teplotě cementace 1050°C dokonce 220% Eht ! Tato závislost se zdá být lineární, z praxe však víme, že je mnohem více exponenciální.

Převedeme-li tyto technické parametry do tabulky, která hodnotí ekonomické ukazatele procesu, dostaneme porovnání reálných časů cementace. Tab.1 porovnává celkové doby cementačních procesů oceli 16MnCr5, tzn. pro cementaci v plynu čas od založení vsázky do pece 750°C, ohřev na cementační teplotu, cementaci, ochlazení na kalící teplotu, kalení do solné lázně a nezbytné praní. V případě cementace ve vakuové peci byl do hodnocení zahrnut čas od založení vsázky do vytažení šarže z pece při pokojové teplotě.

	GC	LPC		PreNit	
mm\°c	920	950	1000	1000	1050
0,5	100	80	70	90	90
1,0	100	81	54	46	38
2,0	100	78	59	50	39
3,5	100	72	62	50	42

Tab.1 Porovnání celková doby cementace oceli 16MnCr5 **Tab.1** Total carburizing time comparison for 16MnCr5 steel

Pro teplotu cementace 1000°C jsou v tabulce uvedeny dvoje údaje – jednou jako standardní LPC cementace, jednou s použitím PreNitLPC[®]. Z uvedených údajů je jasně patrné, že při stejných parametrech nauhličovacího procesu lze aplikací PreNitLPC[®] zkrátit čas potřebný k dosažení stejné hloubky vrstvy až o desítky procent, přičemž úspory se s narůstající hloubkou cementace zvyšují. U cementací kolem 5 mm mohou činit až 40%. Naopak, pro velice krátké procesy se do doby cementace promítá poněkud delší doba ohřevu, při které se provádí přednitridace povrchu a využití této technologie potom není optimální.

Z pohledu srovnání podtlakové cementace vs. cementace v plynu lze uspořit pro 1 mm hloubku cementace 20-50% času v případě standardní podtlakové cementace a až 65% při aplikaci PreNitLPC[®]. Všechny časové údaje lze samozřejmě velmi jednoduše přepočítat na úsporu finančních prostředků.

5. ZÁVĚR

Záměrem článku bylo zhodnotit výsledky aplikací technologie PreNitLPC[®] v porovnání se standardní podtlakovou cementací a vyvodit její přínos pro užití v široké praxi tepelného zpracování. Za tím účelem byla provedena řada zkoušek, pro které byla stanovena přesná pravidla. Testovací šarže měly shodné parametry v teplotě a průběhu procesu, kalení a popouštění. Závěrem lze konstatovat, že technologie PreNitLPC[®] umožňuje:

- ✓ Cementaci při teplotách vyšších jak 1000°C bez negativního vlivu na kvalitu cementační vrstvy, a to zejména u CrNi ocelí
- ✓ Použití širší škály ocelí pro podtlakovou cementaci než je běžné, zejména u nízkolegovaných a nelegovaných ocelí

- ✓ Dodržení velmi vysoké kvality cementovaných vrstev, zejména omezení hrubnutí austenitického zrna, tendence vylučování karbidů, tvorba nežádoucích struktur (cementit, zbytkový austenit)
- ✓ Úspora nákladů na chemicko-tepelné zpracování zkrácením času cementace až o desítky procent

LITERATURA

[1] Korecki M., Kula P., Olejnik J. : New capabilities in HPGQ vacuum furnaces, *Industrial Heating 03/2011*

[2] Kula P., Pietrasik R., Dybowski K., Korecki M., Olejnik J. : PreNitLPC[®] - The modern technology for automotive, Sborník z konference *New challenges in heat treatment and surface engineering*, 2009, Dubrovník, Chorvatsko

[3] Kula P., Siniarski D., Korecki M., Stańczyk-Wołowiec E., Pacyniak T. : Information system support for vacuum furnaces and technology

[4] Prikner O., osobní komunikace

TECHNOLOGIE ŘÍZENÍ CHLAZENÍ PŘI KALENÍ NÁSTROJŮ

TECHNOLOGY OF COOLING CONTROL IN TOOL HARDENING

Philippe Lebigot

B.M.I. Fours Industriels, Member of MTH Group, 65, rue du Ruisseau – BP 736, 38297 Saint Quentin Fallavier, France Tel : +33(0)4.74.94.34.44, Mobile : +33(0)6.71.22.89.06, Fax: +33(0)4.74.94.10.06

ABSTRACT

Vakuové pece s kalením v plynu a v kalicím oleji jsou známy kvalitou zpracování, spolehlivostí a reprodukovatelností dosažených výsledků po tepelném zpracování. Použitím různých způsobů chlazení je možné přizpůsobit pec specifickým potřebám pro danou aplikaci. Současné metody obrábění slitin umožňují vytvářet tvarově složité díly o velkých rozměrech s velmi vysokou přesností. Požadované mechanické vlastnosti se stanovují s ohledem na činnost, pro kterou budou později používány.

Tepelné zpracování je ovšem nutné přizpůsobit pro každou součást s ohledem na její složení, geometrii a vlastnosti tak, aby bylo dosaženo požadovaných výsledků.

Vakuové zpracování nám dává možnost přizpůsobení cyklu pomocí přesného ovládání několika parametrů během ochlazovací fáze. Po krátkém uvedení principu ochlazování ve vakuové peci budou představeny 3 příklady průmyslového tepelného zpracování masivních dílů v peci s kalením v přetlakovém plynu s přizpůsobeným řešením ochlazování.

Poté co kalení v přetlakovém plynu narazilo na limity kvůli omezeným rozměrům zpracovávaných součástí a obsahu legujících prvků, stalo se vakuové kalení v oleji atraktivním řešením s dokonce ještě větší spolehlivostí a reprodukovatelností dosažených výsledků. Tato technologie je představena jako ekonomické doplňkové řešení ve vakuovém tepelném zpracování, v případě potřeby vyrobení vysoce kvalitních materiálů.

The gas and oil quenching vacuum furnaces are known for their treatment quality, reliability and reproducibility. Precisely, they are able to be adapted to any specific need for each application using different types of cooling.

The current machining methods of alloys allow realizing big sized parts, very complex, presenting great sections heterogeneity and tight tolerances. At the same time, the mechanical characteristics are defined in function of the type of effort; they will endure once finally used.

However, it is necessary to adapt the heat treatment to each part depending on its own composition, geometry and characteristics in order to obtain the targeted result.

The vacuum treatment insure a flexible adaptation to the cycle, controlling precisely several parameters during cooling phases. After a reminding of the phenomenon caused by cooling on a vacuum furnace, we will present 3 industrial examples of heat treatment of massive parts in gas quenching furnace with their well-adapted cooling solution.

Once gas quenching has raised its limit because of part size and alloy grade, vacuum oil quenching becomes an attractive solution with even better quality reliability and

reproducibility benefits. This technology is introduced as an economical complementary solution in vacuum heat treatment when the same high quality material is required.

Other information on <u>B.M.I. Fours Industriels</u>

ZVYŠOVÁNÍ ENERGETICKÉ ÚČINNOSTI VAKUOVÝCH PECÍ S GRAFITOVOU IZOLACÍ

INCREASE OF THE ENERGY EFFICIENCY OF GRAPHITE INSULATED VACUUM FURNACES

Andreas Dappa

SCHMETZ GmbH, Holzener Straße 39, 58708 Menden, Germany Tel: +49 2373 686-155, Fax: +49 2373 686-200 e-mail: <u>andreas.dappa@schmetz.de</u>, Internet: <u>www.schmetz.de</u>

ABSTRACT

Stejně jako v jiných procesech tepelného zpracování také i ve vakuových pecích s grafitovou izolací se na nutnou provozní teplotu zahřívají nejen zpracovávané díly, ale i topné prvky a celá topná komora. Během tohoto procesu je velké množství dodané energie spotřebováno na vytopení neužitečné "mrtvé hmoty" v topné komoře. Při následném kalení v přetlaku plynu teplo uložené ve vsázce stejně jako v topné komoře opět brání v předání energie.

Vakuové pece s inovativní konstrukcí topné komory jako systém *eSS* SCHMETZ spotřebují méně elektrické energie díky menším "zbytečným ztrátám", a zároveň se zkracuje doba ohřevu vsázky. Vzhledem k optimalizaci zařízení pro vedení plynu se vstřikovými tryskami je možné dosáhnout vyšší ochlazovací rychlosti.

Like in any kind of heat treatment process also in graphite insulated vacuum hardening furnaces not only the heat treated parts with the corresponding loading media but also the heating elements and the complete hot zone are heated up to the necessary process temperature. During this process a large amount of the added energy is lead into the "dead mass" of the hot zone. At the subsequent overpressure gas quenching the heat energy stored in the load as well as in the hot zone is reduced with a high amount of energy again.

Vacuum furnaces with innovative hot zone designs like the SCHMETZ system *eSS* need less current due to less "empty losses". Simultaneously shorter heating times are realised. In addition weight optimised gas guiding systems with inflow nozzles also realise a possible higher quenching speed.

1.0 IMPORTANCE OF ENERGY EFFICIENCY AT THERMOPROCESS FURNACES

Not only due to the environmental changes that have become particularly apparent within the last 50 decades the environmental protection has today become a competition decisive factor besides the product quality and a reasonable cost-performance ratio.

Nevertheless environmental protection does not necessarily mean higher costs or loss in productivity at the same time. Quite the contrary: especially beyond the background of constantly increasing energy costs you can save a lot of energy by increasing the energy

efficiency of industrial furnaces. Investments provide a double benefit: for the operating costs and for the environment.

"The most environmental friendly and safest kilowatt hour is the one that is not consumed" (German environment secretary Sigmar Gabriel). Nowadays the topic energy efficiency spotlights not only due to the check of possible saving potentials during the financial and economy crisis but also through new laws. A new "Energy using Products"-regulation (EuP regulation) currently passes the authorization procedure of the European Union. This will then have to be observed by the manufacturers of thermoprocess furnaces besides the already existing Eco-Design-Regulation 2005/32 EC in future.

1.1 Heat energy processes during the heating cycle within the vacuum furnace

At any kind of heat treatment process not only the heat treated parts with the corresponding loading media but also the heating elements and/or the complete hot zone is heated to the necessary process temperature. A high extend of energy efficiency has thus to be pushed during the heating mechanism.

Also at heating processes in graphite insulated vacuum hardening furnaces (pic. 1, pic. 2) a high extend of the fed energy is lead into the "dead masses" of the hot zone. The bigger the hot zone's volume and the load the more energy has to be fed in for the heating. The aim is of course to run as much parts as possible within one cycle. Thus the volume's reduction is restricted only to the design features of the hot zone and where applicable to the loading media.





Pic. 1 SCHMETZ one-chamber vacuum furnace Pic. 2 Hot zone with graphite insulation

Graphite material is mainly used for the insulation of hot zones of vacuum furnaces due to its high temperature and form resistance. All parts of the heating are optimised regarding their functioning and weight. The heating rods and bridges weigh as less as possible without having any risks regarding their stability and life time.

During the heating and temperature soaking cycle (pic. 3) the fed electrical heat energy has to compensate "dead losses". These "dead losses" of the hot zone are reduced through an insulation structure that is as tight as possible. Usually a 40 mm thick graphite felt plate is installed as basis. The characteristics of each graphite felt material play a decisive role. Many different insulation characteristics can be noted in the several material qualities offered at the market which laymen are not able to distinguish. Thus the exclusively use of OEM-quality is absolutely necessary.



Pic. 3 Vacuum furnace: Convection heating process

By using increased insulation better insulation values are achieved. An increase of the hot zone's insulation from the usual 40 mm (for example "SIGRATHERM") to 60 mm reduces the "dead losses" in temperature soaking cycles by approx. 15 %.

1.2 Heat energy processes during the cooling cycle within the vacuum furnace

Also at the cooling cycle the complete hot zone is cooled down besides the load (pic. 4). The necessary energy expenditure should as well be reduced as far as possible. This means the actively to be cooled "dead masses" have to be minimized.



Pic. 4 Vacuum furnace: Cooling process

For the cooling of the load not only the cooling gas pressure and speed are important but also the gas flow rate and gas distribution throughout the load space. To guarantee a uniform and distortion-less quenching the gas flow is distributed via special gas guiding devices throughout the complete load space. The gas guiding devices integrated in the hot zone – gas distribution plates made of hard graphite (pic. 5) – have to guarantee an optimum flow ratio on the one hand and on the other hand have to meet the requirements of a minor dead weight at simultaneous high life times.



Pic. 5 Standard gas guiding system made of hard graphite

At the gas guiding devices new developed insulated nozzle plates (pic. 6) can be installed instead of the so far used distribution plates. The new developed nozzle plates have the advantage of a considerably low net weight. This means for example a mass reduction of 26 kg at a standard vacuum furnace with the dimensions of useful space 600 x 900 x 600 (w x l x h) with one gas inlet and gas outlet opening each. Here the energy need of the "dead mass" is reduced at the heating as well as at the cooling process.



Pic. 6 Optimised gas guiding systems with nozzle plate

2.0 ENERGY SAVING SYSTEM *ESS*

To achieve a high degree of energy efficiency at the heating as well as the cooling the SCHMETZ system *eSS* (energy saving system) combines the plant-specific improvements of an increased hot zone insulation and the weight-optimised nozzle plates as gas guiding devices.

Besides the process temperature the current consumption in the vacuum heat treatment process generally also depends on indicators like for example heating ramps, soaking times, cooling gas pressures, revolution number of the motor, a.s.o. A heating to a high hardening temperature (for example high-speed steel) and a rough overpressure gas quenching have a relatively high current consumption. A heating process to a low tempering temperature (for



example stainless steel) or a slow cooling (for example at vacuum brazing processes) however needs considerably less electrical energy.

The degree of the current consumption reduction by means of the energy saving system *eSS* thus depends on the application. In addition it varies in the single cycles of a heat treatment process.

By means of the mentioned effects at the heating and cooling, vacuum furnaces with the innovative hot zone design SCHMETZ system *eSS* achieve savings of about 10 - 20 % of the normal current consumption. Simultaneously shorter heating times are realized.

A hardening shop of a known group of companies operates among others two vacuum hardening furnaces with the identical dimensions of useful space 900 x 1200 x 700 mm (w x l x h). The older furnace has a usual graphite insulation thickness and standard gas distribution plates, the new furnace is equipped with the energy saving system *eSS*. Identical hardening and tempering loads with 1500 kg tool steel were heat treated in both furnaces. At this very good load capacity a current saving of 362 KWh \approx 14,6 % could be detected with the new system for the complete hardening and three-times tempering. Simultaneously the process time was shortened with about 4 hours by 10,7 % (pic. 7).





Pic. 7 *Heat treatment cycle load 1.500 kg, hardening and 3x tempering in a vacuum furnace with standard design and a vacuum furnace with the energy saving system *eSS**

3.0 ADDITIONAL CAPACITY

At heat treatment processes of different kinds and in different sized furnaces a considerable process time reduction could be determined. In the above mentioned 36h-hardening and tempering process the process time is reduced by 10,7 % to about 32 hours.

The operator of these two furnaces has an average effective furnace utilization of about 5800 h per year. This means that in this standard furnace for this process with 36 h operating time approx. 161 loads per year would be possible. At a shortened process with an operating time of 32 h with the system *eSS* this can be increased to approx. 181 loads per year.

4.0 MAXIMISING OF THE COOLING SPEED AT THE PART AND OPTIMIZING THE QUENCHING HOMOGENEITY

The weight optimised gas guiding devices with inflow nozzles (nozzle plates) achieve a higher quenching speed at the part. Comparative measurements were carried out in corresponding furnaces with the dimension of useful space $600 \times 900 \times 600 \text{ mm}$ (w x l x h) and a 340 kg (gross) bolt load. Thermocouple measurements in reference bolts of different diameters prove a cooling speed increase of approx. 10 %.

In addition a higher quenching homogeneity could be proven in analysis at the Berner Fachhochschule – HFT Biel, Switzerland, also at a smaller vacuum furnace with the dimensions of useful space 400 x 600 x 400 mm (w x 1 x h) with the new nozzle plate compared to the standard gas distribution plates.

5.0 PROFITABILITY AND DEPRECIATION

The European industrial current prices vary between the local suppliers and highly depend on the ordered quantity. For example: one bigger contract heat treatment shop has a typical current price (incl. a power ratio) of $\in 0,12$ per kWh and a smaller in-house heat treatment department has to pay $\in 0,18$ per kWh.

The profitability of the *eSS* system is analysed at an example of a vacuum hardening furnace with the standard dimensions of useful space 600 x 900 x 600 mm (w x l x h). At the hardening process at this furnace size with standard features an average current consumption of about 70 kWh per hour is assumed.

For a vacuum hardening furnace of this size and a good capacity utilization of 7000 furnace operating hours per year a current consumption of 490,000 kWh can be assumed. At an expected current price of \notin 0,15 per kWh (incl. power ratio of the supplier) the current costs for the hardening operation of this standard furnace would be \notin 73,500.00 per year.

Thus an average current consumption reduction of 15 % saves \in 11,025.00 per year here. The equipment with increased hot zone insulation and nozzle plates for this furnace size additionally costs about \in 25,000.00. The depreciation time would thus be < 2,5 years.

The life time of the graphite part of the hot zone can be influenced by several factors (for example burn-off through oxygen break-in, mechanical wear and tear caused by not cleaned parts, bring-in of cuttings, damage during loading). But providing appropriate operating and thorough furnace care an average hot zone life time of eight years can be reached.

The total cost saving for the complete hot zone life time would be in this example by means of the reduced current need $8 \ge 11,025.00 = \text{\ \ensuremath{\$}\ 88,200.00$. Considering the additional investment costs this means a profit of $\text{\ensuremath{$$63,200.00$}\ (\ensuremath{\$8,200.00$\ -\ensuremath{$$€25,000.00$\)}\)}}$. With this the occurring costs for the hot zone replacement can be covered for example after eight years of operation.

To complete the efficiency consideration the already mentioned increased furnace reliability has of course to be considered. Thus a higher load volume can be treated with the invested furnace.

6.0 RETROFIT ENERGY EFFICIENCY

The SCHMETZ system *eSS* was installed and commissioned in new vacuum furnaces with different standard dimensions of useful space internationally. But the new concept with increased hot zone insulation and gas distribution with nozzle plates can also be retrofitted in

almost all older SCHMETZ one-chamber vacuum furnaces. Especially in the course of a hot zone replacement that has to be carried out anyway in OEM quality a retrofit pays of environmentally and financially very fast.

CONCLUSION

Vacuum furnaces with the innovative hot zone design SCHMETZ system *eSS* achieve less current consumptions. 10 - 20 % of the usual current consumption and thus direct operating costs can be saved.

Process time reductions of 10 % can simultaneously be achieved and thus a considerable increase of capacity can be realised.

In addition weight optimised gas guiding devices with inlet nozzles (nozzle plates) achieve a possibly faster and even more homogeneous quenching speed at the part. Comparative measurements show a cooling speed increase by approx. 10 %.

Furnace operators as well as heat treatment customers can financially participate in the energy efficient furnace technology. With regards to the environment the following is valid: "The most environmental friendly and safest kilowatt hour is the one that is not consumed".

UŽIVATELSKÉ ZADÁVÁNÍ PROGRAMŮ POMOCÍ KROKOVÉ VIZUALIZACE NA PŘÍKLADU PODTLAKOVÉ CEMENTACE

USER PROGRAMMING BY THE HELP OF STEP VISUALISATION BY LOW-PRESSURE CARBURIZING

Stefan Heineck

STANGE Elektronik GmbH, Germany, <u>sheineck@stange-elektronik.de</u>

ABSTRACT

Pro řízení podtlakových procesů např. cementace je možné použít čidlo analyzující vodík na principu tepelné vodivosti. Výstup čidla dobře koreluje s nauhličujícím účinkem podtlakové cementace. Vodíková sonda představuje doplňující informaci ke stávajícím řízení procesu. Bude představen systém uživatelského zadávání programů pomocí krokové vizualizace na příkladu podtlakové cementace.

The control of vacuum processes (e.g. case hardening) can be complemented by the use of a sensor analyzing hydrogen based on the principle of thermal conductivity. The output of the sensor higly correlates with the carburizing effect of vacuum case hardening. The hydrogen sensor represents supplementary information for the current process control. The system of user programme setting using step-by-step visualization on the example of vakuum case hardening will be presented.

Other information on **STANGE**

J NUMERICKÉ MODELOVÁNÍ CEMENTACE A NÁSLEDNÉHO TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

NUMERICAL MODELLING OF OF THE CARBURIZING PROCESS AND THE FOLLOW HEAT TREATMENT

Pavel Šuchmann^a, Michal Zemko^a, Bohumil Dostál^b

^aCOMTES FHT a.s., Průmyslová 995, 334 41 Dobřany, Czech Republic, <u>pavel.suchmann@comtesfht.cz</u> ^bWikov Gear s.r.o., Tylova 1/57, 316 00 Plzeň, Czech Republic, <u>bdostal@wikov.com</u>

ABSTRACT

Numerické modelování technologických procesů pomocí metody konečných prvků nebo jiných matematických metod patří mezi běžné nástroje pro návrh technologických postupů, které jsou často používány v různých průmyslových oborech. Účelné využití numerické simulace vede obvykle k výraznému zvýšení efektivity vývoje nových technologií. V oblasti tepelného zpracování jsou běžně prováděny simulace kvůli predikci pnutí a trhlin souvisejících s ohřevem a ochlazováním materiálu. U procesů spojených s difuzním sycením povrchu součástí a následným tepelným zpracováním (např. cementace) je však počítačová simulace využívána jen velmi zřídka. Souvisí to především s výrazně vyšším počtem technologických parametrů, které musí simulace podchytit. Oproti klasickému tepelnému zpracování je navíc třeba zohlednit chemický potenciál sytícího prostředí, difuzní součinitele a další parametry, jejichž přesné hodnoty není snadné stanovit.

V tomto článku je popsán numerický model cementace a následného tepelného zpracování ocelových ozubených kol. V modelu sestaveném ve společnosti COMTES FHT a.s. pro simulační software DEFORM HT byly zohledněny různé rychlosti difuzního sycení v závislosti na nastaveném uhlíkovém potenciálu. Simulace umožňuje s poměrně vysokou přesností předpovědět hloubkový profil koncentrace uhlíku při různém nastavení parametrů cementačního procesu. Dále model umožňuje predikovat výsledné rozložení fází, profil tvrdosti a velikost (resp. směr) deformací po kalení v různých kalicích médiích.

Numerical modelling of manufacturing processes by means of finite element method or by other mathematical techniques is one of the tools which are used routinely in many branches of industry. Purposeful utilization of numerical models typically leads to significant improvement in the effectiveness of new process design and development. In the field of heat treatment, however, computer modelling is used scarcely. It is used almost exclusively for predicting stresses arising from heating and cooling sizable tools and parts. There is very little experience in using computer simulation in thermochemical treatment of tools and machine parts still.

The present paper presents a numerical model of diffusion-based enrichment of surface of steel gear wheels with carbon during carburizing at various carbon potential levels. The model was constructed at the company COMTES FHT for DEFORM HT, a software tool based on the finite element method. Computer simulation allows the carbon concentration depth profile to be predicted with high accuracy for various parameters of the carburizing process. It can
VIIZ 2011

also describe the resulting distribution of phases, hardness profile and distortion upon quenching in various quenching media.

1 ÚVOD

U ozubeného kola z materiálu 18CrNiMo7-6 znázorněného na obr. 1 se po cementaci a následném kalení pravidelně vyskytovaly deformace zubů. Cílem provedených prací bylo vytvořit komplexní numerický model pro analýzu vlivu jednotlivých technologických parametrů (teplota cementace, uhlíkový potenciál, teplota austenitizace, kalicí médium aj.) na vznik a intenzitu těchto deformací a pomocí tohoto modelu nalézt způsob, jak deformace ozubeného kola minimalizovat.



Obr. 1: Výkres ozubeného kola určeného k cementaci

2 VSTUPNÍ DATA PRO VÝPOČET

Výpočet byl proveden na výřezu kola, který byl zvolen tak, aby obsahoval jeden zub v celé délce. Geometrie použitá pro výpočet neobsahovala díry, což bylo další nutné zjednodušení kvůli zkrácení potřebného času pro výpočet. Na řezových rovinách byla dále aplikována podmínka rovinné symetrie. Tím bylo zajištěno, že se segment při výpočtu choval stejně, jako by se nejednalo o výřez. Kvůli zpřesnění výsledků v oblasti zubů byla síť uzlů pro numerický výpočet v této části zjemněna. Použitý segment včetně sítě konečných prvků je znázorněn na obr. 2.



Obr. 2: Segment kola použitý při výpočtu



Charakter prostředí, ve kterém se kolo nachází v průběhu cementace a následného kalení, byl v numerickém modelu popsán pomocí následujících okrajových podmínek:

- průběh teploty
- koeficienty přestupu tepla
- uhlíkový potenciál

Zatímco teplotní křivky a hodnoty uhlíkového potenciálu bylo možné převzít přímo z technologického postupu dodaného zákazníkem (viz diagramy na obr. 3 a 4), hodnoty koeficientů přestupu tepla pro různé fáze procesu musely být stanoveny na základě dostupných údajů v odborné literatuře a dříve provedených měření v laboratořích společnosti COMTES FHT. Koeficient přestupu tepla pro ohřev a ochlazování v peci byl zvolen konstantní, s hodnotou 0,1 N/(s.mm.°C). Pro kalení do oleje o teplotě 60°C byl použit koeficient přestupu tepla podle grafu na obr. 5 a pro dochlazení na vzduchu (po dosažení teploty kola pod 100°C) byl použit opět konstantní koeficient s hodnotou 0,02 N/(s.mm.°C).



Obr. 3: Průběh teploty během cementace a kalení kola



Obr. 4: Průběh uhlíkového potenciálu v peci během cementace a kalení kola



Obr. 5: Průběh koeficientu přestupu tepla při kalení do oleje

Z křivky uhlíkového potenciálu znázorněné na obr. 4 bylo nutné odvodit koeficienty rychlosti reakce uhlíku použité při výpočtu. Pro první zkušební výpočet byl zvolen konstantní koeficient (resp. jeho hodnota byla pouze funkcí uhlíkového potenciálu), což se však ukázalo jako nevhodné vzhledem k tomu, že rychlost difuze silně závisí na teplotě, která se během celého procesu pohybuje ve značném rozpětí. Z tohoto důvodu byl koeficient rychlosti reakce uhlíku zadán jako funkce teploty, viz obr. 6.



Obr. 6: Průběh rychlosti reakce uhlíku v závislosti na teplotě

Na povrchovou reakci uhlíku bezprostředně navazuje proces difuze. Difuzní součinitel byl zadán jako funkce teploty, a to shodně pro ferit, bainit i martenzit (viz obr. 7). Pro austenit byl zadán konstantní součinitel difuze odpovídající hodnotě 7,4.10⁻⁵ mm²/s.



Obr. 7: Průběh difuzního součinitele v závislosti na teplotě

Aby bylo možné predikovat výsledná pnutí v ozubeném kole po tepelném zpracování, bylo dále zapotřebí definovat pro každou složku výsledné mikrostruktury (martenzit, bainit, ferit) příslušné fyzikální vlastnosti (tepelnou vodivost a roztažnost, měrnou tepelnou kapacitu, modul pružnosti a tvrdost). Tyto hodnoty byly stanoveny na základě dat z materiálové databáze společnosti COMTES FHT a v průběhu zkušebních výpočtů byly postupně zpřesňovány.

Pro umožnění popisu strukturních změn v závislosti na teplotě byl do numerického modelu vložen diagram IRA materiálu 18CrNiMo7-6. Vzhledem k tomu, že kinetika fázových přeměn silně závisí na obsahu uhlíku, bylo nutné do výpočtu implementovat alespoň dva diagramy IRA pro různé obsahy tohoto prvku. Použité diagramy jsou znázorněny na obr. 8.



Obr. 8: Použité diagramy IRA pro limitní koncentrace uhlíku

VTZ 2011

3 VÝSLEDKY VÝPOČTU

Na obr. 9 je znázorněn vypočtený průběh koncentrace uhlíku během cementace a kalení ozubeného kola.



Obr. 9: Průběh koncentrace uhlíku v čase

Během tepelného zpracování je deformace součásti způsobená nejen samotným teplotním gradientem, ale především rozdílným chováním jednotlivých fází. Tato deformace je nejlépe vyjádřena posunem jednotlivých uzlů sítě. Na následujících obrázcích je tento posun znázorněn v 10násobném zvětšení ve zvolených časech během celého procesu.



Obr. 10: Celkový posun uzlů sítě, 10krát zvětšený a) na začátku simulace - teplota celé součásti 650°C b) během sytící fáze – teplota celé součásti 920°C



Obr. 11: Celkový posun uzlů sítě, 10krát zvětšený a) celá součást 820°C před ochlazením v oleji b) po 30s kalení do oleje



Obr. 12: Celkový posun uzlů sítě, 10krát zvětšený a) po 5min kalení v oleji b) konec kalení

Pro posouzení průhybu zubů na konci kalení byly vypočteny celkové posuny v radiálním směru. Diagram na obr. 13 ukazuje, že po cementaci a kalení dochází k průhybu zubu v radiálním směru a maximální odchylka mezi nejnižším a nejvyšším místem na hlavové kružnici ozubení činí cca. 0,025 mm.



Obr. 13: Vypočtená deformace zubů ve směru osy Y

Numerický model ukazuje, že největší strukturní změny v součásti nastávají podle očekávání během kalení do oleje. V diagramu na obr. 14 je znázorněn konečný podíl jednotlivých fází v různých hloubkách pod povrchem zubu. Porovnáním jednotlivých bodů je vidět, že největší podíl martenzitické fáze je v povrchové vrstvě a směrem ke středu kola klesá. Naopak bainitická fáze směrem ke středu podstatně narůstá. V nauhličené povrchové vrstvě je velký podíl zbytkového austenitu, což je způsobeno nízkou teplotou konce martenzitické přeměny v materiálu s vysokým obsahem uhlíku.



Obr. 14: Vypočtené podíly fází v různých hloubkách pod povrchem zubu

4 POROVNÁNÍ VYPOČTENÝCH A NAMĚŘENÝCH HODNOT

Na obr. 16 – 18 jsou znázorněny snímky mikrostruktury reálného kola na povrchu zubu a v hloubkách 6 mm a 10 mm pod povrchem. Podíly mikrostrukturních složek vyhodnocené z těchto snímků se velmi dobře shodují s vypočtenými podíly znázorněnými na obr. 15.



Obr. 15: Mikrostruktura kola 0,3 mm pod povrchem (bílé oblasti odpovídají zbytkovému austenitu, podíl cca. 5 – 10 %)



Obr. 16: Mikrostruktura kola 6 mm pod povrchem (směs martenzitu a bainitu, podíl bainitu cca 15%)



Obr. 17: Mikrostruktura kola 10 mm pod povrchem (směs martenzitu a bainitu, podíl bainitu cca 30%)

V grafu na obr. 18 je dále uvedeno srovnání experimentálně zjištěných hodnot tvrdosti v povrchové vrstvě cementovaného ozubeného kola a dat dosažených simulačním výpočtem. Simulační výpočet je v grafu reprezentován dvěma křivkami, které se liší různými vstupními hodnotami tvrdosti pro martenzit. První křivka ukazuje vypočtenou tvrdost při zadání konstantní hodnoty (martenzit = 55HRC). Druhá křivka udává přepočtený výsledek pro tvrdost martenzitu v závislosti na obsahu uhlíku.



Obr. 18: Porovnání naměřené a vypočtené tvrdosti

V Tab. 1 jsou znázorněny maximální hodnoty výchylek naměřených na hlavové kružnici testovaného kola. Vzhledem k tomu, že bylo proměřováno celé kolo, nejsou tyto výsledky statisticky zcela srovnatelné se simulací, která postihuje pouze jeden zub. Maximální naměřená hodnota průhybu je zhruba 2x vyšší, než bylo vypočteno při simulaci (viz obr. 13).

Tab. 1: Naměřené hodnoty průhybů zubů

Zkušební kolo	OL 232 575 (01915)		
Stav	před kalením	po cementaci a kalení	
max. rozdíl výchylek	0.0669	0.0563	

5 ZÁVĚR

Představené výsledky ukazují, že je možné s použitím dnes dostupných simulačních technik sestavit poměrně přesný numerický model celého procesu difuzního nauhličování a následného tepelného zpracování ozubených kol. Model poskytuje poměrně přesnou informaci o rozložení fází a průběhu tvrdosti po finálním zpracování. Je možné jej použít rovněž pro predikci deformací, ovšem konkrétní velikost deformací zatím v daném případě není v numerickém modelu kalkulována s dostatečnou přesností.

NOSNÉ ROŠTY VYROBENÉ Z KOMPOZITNÍCH (CFRC) A GRAFITOVÝCH MATERIÁLŮ

CHARGING SYSTEMS MADE OUT OF CARBON FIBER REINFORCED CARBON (CFRC) AND GRAPHITE MATERIALS

Milada Zímová^a, Thomas Kampen^a, František Rybář^b

^aSGL Carbon GmbH, Werner-von-Siemens-Str. 18, D-86405 Meitingen, Germany, <u>milada.zimova@sglcarbon.de</u> ^bSGL Carbon Polska, Letkov 120, CZ-326 00 Plzen 26, Czech Republic, <u>frantisek.rybar@pl.sglcarbon.de</u>

ABSTRACT

Přednáška se věnuje nasazení CFRC materiálů pro výrobu nosných roštů v oblasti tepelného zušlechťování kovových materiálů. Krátce je zmíněna nomenklatura, pak samotná produkce CRFC materiálu. Podrobněji jsou představeny vlastnosti CFCR materiálů ve srovnání s vlastnostmi dosud pro tyto účely používané oceli.

The topic of this presetation is the application of CRFC material for charging carriers in high temperature treatment area. The nomenclature and the production of CFRC material is mentioned shortly in this presentation. The material properties of CFRC in comparision to steel are discussed.

Other information on <u>SGL Carbon GmbH</u>

MATERIÁLY PRO VÝROBU PŘÍPRAVKŮ PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

ALLOYS FOR THE PRODUCTION OF FIXTURES FOR THE HEAT TREATMENT

Stanislav Pálka, Arnošt Svoboda

AFE CRONITE CZ, Škrobárenská 484/8, 61700 Brno, Czech Republic stanislav.palka@afecronite.cz, arnost.svoboda@afecronite.cz

ABSTRACT

Pro zkoumání byla použita ocel pro práci za studena Vanadis 6. Vzorky z oceli byly mechanicky opracovány, broušeny, tepelně zpracovány podle standardních podmínek a leštěny do zrcadlového lesku. Takto zpracované vzorky byly povlakovány CrN, resp. CrN s přídavkem stříbra. Použitá povlakovací technologie bylo reaktivní magnetronové naprašování. Vzorky byly zkoušeny statickým tříbodovým ohybem. Bylo zjištěno, že pevnost ve tříbodovém ohybu nepatrně klesá pro vzorky, povlakované procesy PVD. Nicméně, jak pokles pevnosti ve tříbodovém ohybu, tak snížení plastické lomové práce bylo velmi malé. Tyto skutečnosti nás opravňují konstatovat, že v případě nízkoteplotního povlakování magnetronovým naprašováním CrN s/bez přídavku Ag tepelně zpracované oceli Vanadis 6 neexistuje z praktického hlediska riziko zkřehnutí materiálu.

The Vanadis 6 cold work tool steel has been used for the investigations. The samples were machined, ground, heat processed by standard regime and finally mirror polished. After that, they were coated with CrN with and without a silver addition, by reactive magnetron sputtering. Three point bending tests were made on processed samples. It was found that the flexural strength slightly decreased for the PVD CrN or CrAgN-coated material compared to uncoated steel. But, as the decrease of flexural strength so the lowering of work of fracture is very weak that allow to conclude that there is practically no risk of significant embrittlement of the material due to the CrN- or CrAgN-coating.

Other information on AFE CRONITE CZ

POUŽITÍ CFC V TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ

CFC USING IN THE HEAT TREATMENT

Martin Barthelmie, Matthias Noch

GTD Graphite Technologie GmbH, Raiffeisenstr. 1, D-35428 Langgöns, Germany matthias.noch@gtd-graphit.de

Other information on GTD Graphite Technologie GmbH

VZTAHY SE ZÁKAZNÍKY

CUSTOMER RELATIONS

Stanislava Rašková

raskova.s@seznam.cz, Czech Republic

ABSTRACT

Vztahy se zákazníky jsou vždy důležité pro každou organizaci a pro provozy tepelného zpracování. Je možné zajistit soulad mezi požadavky zákazníka a požadavky provozu tepelného zpracování? Jak zlepšit vzájemné vztahy? Metoda CRM je výsledkem dlouhodobého vývoje zákaznických vztahů. Aplikace analytického i operatvního způsobu CMR může vztahy zákazníků a dodavatelů výrazně zlepšit.

Customer relations are always important for any organization and operations of heat treatment. It is possible to ensure consistency between customer demands and requirements of the heat treatment? How to improve relations? The method of CRM is the result of long development of customer relationships. Application of analytical and operational method CMR can be customer and supplier relations significantly improved.

1. ZÁKAZNÍK A PROVOZ TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

Vztahy se zákazníky jsou jedním z nejdůležitějších aspektů pro úspěch organizací, které poskytují služby charakteru speciálních procesů svým zákazníkům. Je to vzájemná závislost. Pro zákazníka není snadné nebo se nevyplatí provozovat provoz tepelného zpracování. Je na službě svého obchodního partnera v této věci zcela závislý. Navíc zákazník tepelného zpracování je většinou výrobce určitých dílů a sám je dodavatelem. Proto má své závazky jak množstevní, tak termínové a vždy spojené s dodržením požadované kvality plnění specifických požadavků svých zákazníků. Udržet si dobrou pozici v tomto řetězu pro zákazníka tepelného zpracování taky není vždy snadné.

Naproti této závislosti zákazníka v řetězci dodavatelů, je závislost provozu tepelného zpracování. Bez spolehlivých zákazníků, kteří mají důvěru ve službu a výsledky plnění svých specifických požadavků je pro provoz tepelného zpracování pozitivní výsledek jen obtížně předvídatelnou otázkou. Řešení vztahů tak, aby obě strany byly převážně spokojeny je velmi obtížné a často vyvstávají otázky:

- Jak zjistit co požaduje zákazník, co může nabídnout a jaké jsou požadavky jeho zákazníka?
- Jak najít soulad mezi požadavky zákazníka a požadavky provozu tepelného zpracování?
- Jak udržet spokojenost zákazníka na co nejvyšší hladině?
- Kdo je ten nejvhodnější zákazník pro náš provoz tepelného zpracování?

2. JAKÉ JSOU POŽADAVKY ZÁKAZNÍKA?

Zákazník potřebuje od provozu tepelného zpracování velmi spolehlivé služby. Očekává, že výrobky předané k tepelnému zpracování dostane zpět:

- ➢ Ve stanoveném termínu.
- Vždy zpracované dle specifikace, kterou požadoval.
- V původním tvaru nebo v rozměrech předpokládaného tolerančního pole.
- Také očekává, že povrch výrobků bude nepoškozen, identifikace a balení budou dodrženy.

Jaké má sám možnosti ovlivnit svého dodavatele? Od svého zákazníka má požadavky na tepelné zpracování – druh, mechanické hodnoty, zkoušky. Na základě požadavků kvality a svého zákazníka má povinnost řídit procesy svých dodavatelů služeb. Ale protože sám tyto profese nemá, je toto řízení velmi obtížné. Jaké k tomu využívá možnosti?

- Komunikaci výměnu informací o specifikacích požadavků, množství výrobků, druhu tepelného zpracování, termínech
- Zákaznické audity postavené na katalogu otázek svého zákazníka nebo předpokládaných požadavcích.
- CQI-9 soubor dotazníků pro samohodnocení provozu tepelného zpracování a při zákaznickém auditu jen ověřují shodu skutečných zjištění s výsledky zjištěnými vlastní organizací tepelného zpracování.

Každý z uvedených bodů poskytuje pro vzájemné zákaznicko- dodavatelské vztahy výhody, ale ne vždy takové, které obě strany potřebují.

Komunikace je velmi odvislá od povah kontaktních osob obou stran. Zda-li si vzájemně porozumí nebo nikoliv. Základní informace jsou vyměněny vždy. Ale pokud není schopnost porozumění – pracovní empatie pro pracovní požadavky protistrany, tak v okamžicích, kdy se vyskytnou překážky na jedné, nebo druhé straně vyskytne překážka, nebývá řešení nejsnadnější.

Zákaznické audity – jsou velmi dobrým a objektivním prostředkem, pro ověření skutečných vztahů. K nesouladu však dochází ze dvou důvodů. Auditor zákazníka má zkušenosti s určitým provozem tepelného zpracování, který se zabýval úplně jiným způsobem plnění požadavků a zjištěné odlišnosti považuje za odchylky, aniž má možnost objektivně posoudit, zda se skutečně o odchylku jedná. Nebo auditor zákazníka nemá vůbec zkušenosti s provozem tepelného zpracování a dotazy má postavené na základě požadavků dostupných standardů kvality. To ovšem může vést taky ke vzniku neporozumění.

CQI-9 – soubor dotazníků – je objektivním nástrojem, kterým jsou do hodnocení zappojeny jak strana provozu tepelného zpracování- provedením samohodnocení, schopnost podívat se na vlastní provoz "zvenku". Také pro zákazníka, který zrovna není v technologiích tepelného zpracování "doma" tento nástroj významně pomůže při objektivním hodnocení požadavků a schopností je splnit.

3. JAKÉ JSOU POŽADAVKY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ?

Provoz tepelného zpracování má obdobné požadavky jako zákazník. Potřebuje práci – své zakázky na tepelné zpracování a to výrobky:

- > Pro určitý druh tepelného zpracování, který je schopen poskytovat
- V dostatečném množství pro udržení rentability a spolehlivosti procesů
- S dostatečným termínovým rozsahem, aby bylo možno specifikaci požadavků splnit
- S dostatečnou informací identifikací, dokumentací,
- V odpovídajícím stavu neznečištěné, nedeformované

Mnohé z těchto položek vůbec zákazník nezná, jiné nerespektuje. Mnohý zákazníka nemá znalost o tom, jaké podmínky je vhodné splnit, aby proces tepelného zpracování byl jednak v odpovídající kvalitě a jednak v požadované rentabilitě. Co velmi často zákazník nerespektuje je termín. Většinou je považována služby tepelného zpracování za určitý časový polštář ve výrobním toku, který má dohonit to, co před tím bylo ztraceno. Tuto překážku většinou musí řešit provozy tepelného zpracování, které jsou součástí velkých organizačních celků.

4. JAK NAJÍT SOULAD MEZI POŽADAVKY ZÁKAZNÍKA A POŽADAVKY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ?

Požadavky na dobrý soulad mezi požadavky zákazníka a jeho dodavatele jsou dlouhodobou radostí i starostí obou stran a často je hledáno řešení. Jedná se o vztahy často označované **CRM** –*Customer* – *Relationships* – *Management*. Jedná se o databázovou technologií podporovaný proces shromažďování, zpracování využití informací o firmě, výrobkách. V důsledku probíhajících změn v požadavcích trhu, postavení organizací a změnách kvality odběratelsko – dodavatelských vztahů se původní přístup mění v orientaci vůči potřebám zákazníka. Pro každou organizaci je výhodné, když zákazníkem je organizace schopna přinést dostatečný objem práce, za přijatelnou cenu v přijatelných požadavcích. Vztahy dodavatelského řetězce minulého století byly orientovány na **4P** – **product** (výrobek), **place** (umístění), **price** (cena), **promotion** (propagace). Orientace na výrobek však neposkytuje vždy podněty pro pozitivní vztahy obou stran.

Současnost podporuje orientaci na požadavky zákazníka. Zákazník je ten, kdo nese práci a tím i finanční výsledek. Je snaha mít takovou skladu zákazníků, aby bylo vždy dostatek práce a byl předpoklad pozitivních výsledků. To splňuje blíže orientace ke **4C** - *customer total cost* (náklady), *customer value* (hodnota), *convenience* (komfort) a *communication* (komunikace).

Každá společnost se zabývá těmito problémy:

- 1. Udržení stávajících zákazníků
- 2. Porozumění zákazníkům
- 3. Schopnost jim naslouchat
- 4. Identifikace klíčových procesů
- 5. Zvyšování spokojenosti zákazníků při zlepšování klíčových procesů
- 6. Tvorba marketingové strategie k udržení stávajících zákazníků a získání zákazníků nových
- 7. Schopnost oslovit nové zákazníky

Řízení vztahů se zákazníky je strategie, která se orientuje na vybudování a podporu dlouhotrvajících vztahů se zákazníky. Není to tedy jen technologie, ale změna filosofie společnosti tak, aby důraz byl kladen na zákazníka. Výhodně lze využívat stále se rozvíjející

technologie IT. Většina zákazníků dnes vyžaduje stále bližší kontakt se svými dodavateli. Pan prof. Ing. Jaromír Veber, CSc. lze zavádění CRM rozdělit do následujících fází:

1."pre-pre - stádium CRM": iniciativa obchodu na straně zákazníka, dodavatel zpracuje v obchodním oddělení, respektování základních technických a záručních legislativních požadavků

2. "pre - stádium CRM": obchodní oddělení/marketingové oddělení, řada prodejců, nekoordinovaný přístup, indikátor prodeje "tržby" – tlak na cenu

3."0. stádium CRM": tradiční marketing – zaměření na produkt, marketingový mix – 4P

4. "1. stádium CRM": orientace na zákazníka – např. ve smyslu normy ISO 9001, reaktivní přístupy – hodnocení spokojenosti zákazníka

5. "2. stádium CRM": proaktivní přístupy k zákazníkovi, win-win, vztahy, hodnoty, partnerství, CRM-software

Operativní CRM - Operativní CRM je především podporou obchodních procesů zahrnující prodej, marketing a služby. Všechna komunikace se zákazníkem je sledována a uchována v databázi a v případě potřeby je efektivně poskytnuta uživatelům. Operativní CRM se využívá především v následujících obchodních procesech:

- Tvorba marketingových kampaní a jejích sledování
- Automatizace prodejního procesu a jeho sledování

Analytické CMR - Analytické CRM analyzuje zákaznická data k dosažení rozdílných cílů:

- Optimalizace efektivnosti marketingových kampaní a jejích vyhodnocování
- Hledání potenciálních prodejních kanálů, udržení zákazníka atd.
- Analýza chování zákazníků tvorba cen, vývoj nových výrobků
- Podpora pro rozhodování předpovídání a analyzování zákaznické rentability atd.



Kolaborativní CRM - Zahrnuje speciální funkcionalitu, která umožňuje komunikaci organizacea jeho zákazníků prostřednictvím různorodých kanálů za účelem dosažení vyšší kvality interakce se zákazníky. Operativní CRM nabízí užitečné informace, které vznikají při interakci se zákazníkem, jednotlivým obchodním oddělením, jako je prodej, technická podpora a marketing. Jedná se například o poskytnutí informací o specifických zákaznických požadavcích či dotazů na nové služby z technické podpory prodeje marketingu. Cílem kolaborativního CRM je sdílení těchto informací získaných ze všech oddělení pro zvýšení kvality poskytovaných služeb zákazníkům. Nový způsob v komunikaci se zákazníkům lépe porozumět a vztahy výrazně zkvalitnit.

Výzkumy ukázaly, že společnosti, které vytvářejí spokojené a loajální zákazníky mají více opakujících se obchodů, nižší náklady na akvizice nových zákazníků a silnější značku. To vše se transformuje do lepších finančních výkonů. Jestli tyto strategické nástroje využívají jiná zákaznická partnerství, proč se o nich něco nového nedozvědět a nevyužít ty kroky, které pomohou stávající vztahy se zákazníky zlepšit?

EXTRÉMNÍ PŘÍPADY ZPRACOVÁNÍ POVRCHU LASEROVÝM PAPRSKEM

EXTREME CASES OF LASER BEAM SURFACE TREATMENT

Stanislav Němeček

MATEX PM s.r.o., Teslova 1080/7, 301 00 Plzeň, Czech Republic, nemecek@matexpm.com

ABSTRACT

Příspěvek se zabývá extrémními případy vytvrzování povrchu laserem. Během kalení součástí s tenkou stěnou je třeba řešit dostatečný odvod tepla. Ale i takové součásti mohou být kalené. Kalení velkých dílů s hmotností mnoha desítek tun je opakem dříve uvedeného případu. Čelisti bucharu s hmotností 40 tun představují takový případ, kdy bylo laserové zařízení provozováno na pracovišti zákazníka. Diskuse je věnována odpovědi na otázku, proč je laserové kalení příznivější z hlediska potlačení vzniku trhlinu vysokouhlíkových ocelí a litin s tvrdostmi nad 65HRC. Především díky velmi jemné martenzitické mikrostruktuře.

Contribution deals with extreme cases of laser beam surface hardening. During hardening of parts with thin wall thickness it is necessary solve insufficient heat dissipation. But they can be processed. Heavy part hardening with many tens of tons in weight is counterpart to before mentioned case. 40 tons in weight forging hammer heads hardening will demonstrate an example of laser transport on costumer workplace. Discussion is dedicated to answer the question why laser processes are gentler to avoid cracking for high carbon steels and cast irons with hardness over 65 HRC. Presumably due to very fine martenzitic transformation products occurrence.

ÚVOD

Laserové technologie na sebe strhávají stále větší pozornost. Svedčí o tom i narůstající počet příspěvků na konferenci tepelného zpracování. Vzrůstá také počet akademických pracovišť, utrácejích grantové prostředky na stále výkonnější lasery a lepší vybavení. Výkonový laser již lze najít v Plzni, Brně Bratislavě. Přesto je v ČR dosud jediné reálně fungující komerční pracoviště vytvrzování povrchu laserovým paprskem. Vznik a počátky fungování laserového pracoviště firmy MATEX PM jste mohli sledovat při minulých ročnících Dnů tepelného zpracování.

V tomto roce se příspěvek věnuje mezním případům kalení povrchů materiálu laserem. Při kalení součástí s tenkou stěnou je třeba řešit nedostatečný odvod tepla. Protipólem je kalení součástí o hmotnostech mnoha desítek tun. Budou předvedeny ukázky kalení 40 tunových beranů, kdy byl laser převezen na pracoviště zákazníka. Diskuse je věnována také otázce proč vysokouhlíkové oceli a litiny po kalení nepraskají ani při tvrdostech kolem 65HRC? Pravděpodobně díky velmi jemnozrné martenzitické mikrostruktuře, jak bude ukázáno.

KDYŽ NEMŮŽE MOHAMED K HOŘE...

Pokračující osvojování technologie laserového kalení vede od segmentů forem a ozubených kol přes velké formy o hmotnostech do 20tun až po strojní díly rozměrů 12 metrů a hmotnosti v desítkách tun. Protože ale nedisponujeme tak těžkou manipulační technikou, musí být laser převezen na pracoviště zákazníka.

Na přání zákazníka v důvodných případech je možné provádět laserové zpracování na jeho pracovišti. Podobným způsobem se realizují kalení ve Škoda Auto na litých litinových formách pro tažení plechů karoserie automobilů. V současnosti se buduje kompletní mobilní buňka laserového kalení a svařování, která zjednodušší, usnadní a zrychlí stále se množící požadavky na výjezdy do externích pracovišť.

V rámci renovace kovacího lisu ve společnosti CPF bylo požadováno vytvrzení třecích ploch a drážky pro upínání zápustky u dvou beranů, každý o hmotnosti 42 tun. Celková kalená plocha činila 60000 centimetrů čtverečních, obr. 1.



Obr.1. Kalení beranů kovacích lisů u zákazníka

Protože výsledky byly vynikající, proběhla během letní odstávky oprava a kalení dalšího beranu. Tentokrát, aby se ušetřily další náklady, bylo kalení provedeno bez demontáže celého zařízení. Obdobně bylo zařízení namontováno do výrobní linky zákazníka pro odzkoušení podélného svařování trubek.

Opačným problémem je kalení tenkých věcí, kde může nastat potíž s nedostatečným odvodem tepla. Obecné pravidlo, že tl. stěny má být alespoň desetinásobek hloubky kalení, zhruba platí. Je tedy možné kalit i stěnu 1 nebo 2 mm, ale jen do hloubky řádově dvou desetin. Ale lze dělat i jemnější věci, vlastně mikrokalení. Příkladem jsou střižníky na papír a samolepky, kde na tenké ocelové fólii o síle asi 0,2 mm je speciálním postupem vytvořena

tenká špička příslušného tvaru, obr. 2. Běžně se provádí povlakování TiN a podobnými vrstvami, ale provází to mnoho problémů a vysoké náklady. Jen několik firem na světě je schopno takové zakázky realizovat. Kalení je obtížné zejména proto, že nesmí dojít k deformaci tenké základové podložky ani k natavení špičky.



Obr.2. Kalený hrot vysekávacího nástroje na papír

Mezi extrémní případy lze zařadit i kalení litiny vzhledem k dosahovaným tvrdostem. Podmínkou získání vysokých hodnot je stav matrice. O výsledku rozhoduje zejména struktura. Nejtvrdší povrchy se dosahují u litin šedých a tvárných s perlitickou matricí, tedy typ GGG60, GGG70, resp. GG30 a GG35. V jednotkách HRC jsou laserem dosahovány tvrdosti mezi 60 a 66 HRC. Litina lze laserem i svařit, trhliny se zatím nikdy nevyskytly.

PROČ JE LASER ŠETRNĚJŠÍ?

Jak prokázala řada případů, je laserem kalený povrch výrazně odolnější proti vzniku povrchových trhlin. Např. u rozměrných ozubených kol pro důlní rypadla z materiálu oceli 16 343 docházelo při indukčním kalení opakovaně k popraskání. Laserem kalená stejná kola (po opravě) neukázala ani kapilární zkouškou přítomnost vad. Za dobu kalení ve firmě MATEX nebyla reklamována jediná zakázka z důvodu přítomnosti trhlin. Příčiny jsou pravděpodobně dvě – vznik jemnozrnné struktury a způsob ochlazování samotné kalené vrstvy.

Rychlost ohřevu v řádech 1000°C/s omezuje hrubnutí zrna a zpevňujících precipitátů. Díky tomu je také velikost martenzitických struktur velmi nízká, výsledné vzájemné dynamické účinky desek jsou menší a případné trhliny mají více překážek, které jim znepříjemňují pohyb.

Příznivější jsou i podmínky chladnutí. Je třeba si uvědomit, že při klasickém kalení povrchu indukcí nebo plamenem je nejvyšší teplota na povrchu a do materiálu teplotní

gradient klesá. Při ochlazování ostřikem chladící kapalinou leží největší "teplotní šok" právě na povrchu. A jak známo, naprostá většina trhlin se generuje na povrchu, nikoliv uvnitř matrice. Při kalení leserem je situace opačná. Teplota je pochopitelně největší opět na povrchu, ale ochlazování bez chladící kapaliny probíhá odváděním tepla vedením do matrice. Dochází tedy ke neustálému odvodu tepla do materiálu a rovnoměrnějšímu vyrovnávání teplot mezi matricí a povrchem. Svoji roli zde může sehrát epitaxiální růst nově vznikající fáze na hranici transformační teploty Ac3. A povrch není tolik zatížen vznikajícím pnutím.



Obr.3Ozubené kolo převodovky pro důlní rypadlo

ZÁVĚR

Nové typy laserů, myšleno lasery diodové a vláknové, mají dostatek výkonu a přitom dostatečně malé rozměry. Stejně roste účinnost, což dále snižuje nároky na elektrický příkon a chlazení. A tak je možné uvažovat o mobilním laserovém pracovišti. Takové je právě budováno ve firmě MATEX PM, která již v letošním roce realizovala řadu zakázek na externích pracovištích. Pokud je nám známo, jedná se v Evropě teprve o 3 mobilní pracoviště s vysokovýkonným laserem (samozřejmě existují např. malé pulsní lasery na opravy forem apod., ty ale spadají do zcela jiné kategorie). Téměř dvouletá praxe ukazuje na rozsáhlé možnosti využití laseru pro vytvrzování povrchů. Zatím ve všech případech bylo možné nahradit kalení indukcí a plamenem. Jedinou výjimkou jsou požadavky na prokalení do větších hloubek než 2 mm. To se týká jen nejvíce zatížených strojních součástí, kde povrch kromě odolnosti proti otěru musí ještě přenášet velká měrná zatížení.

VAKUUM JAKO PROSTŘEDÍ PRO TECHNOLOGIE VYUŽÍVAJÍCÍ ELEKTRONOVÝ PAPRSEK

VACUUM AS AN ENVIRONS FOR TECHNOLOGIES USING ELECTRON BEAM

Filip Vráblík

ECOSOND s.r.o., K Vodárně 531, 257 22 Čerčany, Czech Republic, <u>vrablik@ecosond.cz</u>

Other information on Pro-beam

VLIV PULZNÍ PLAZMOVÉ NITRIDACE PulsPlasma[®] NA NÁKLADY A PROSTŘEDKY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ POVRCHOVÉ VRSTVY U PŘEVODOVEK A NÁSTROJŮ

COST- AND RESOURCE EFFECTIVE SURFACE LAYER HEAT TREATMENT IN GEAR AND TOOL INDUSTRY BY PulsPlasma[®]-NITRIDING

Reinar Grün^a, Dietmar Voigtländer^b

^aPlaTeG GmbH, Siegen, Germany, Fon: +49.271.7724110, E-Mail: gruen@plateg.de ^bPlaTeG GmbH, Siegen, Germany, Fon: +49.271.7724117, E-Mail: voigtlaender@plateg.de

ABSTRACT

Pulzní plazmová nitridace PulsPlasma® převodovek a nástrojů se čím dál tím víc používá jako alternativa ke standardním procesům tepelného zpracování pro zvýšení tvrdosti povrchové vrstvy, pro zlepšení otěruvzdornosti a odolnosti proti korozi.

Díky specifickým podmínkám procesu tím dochází ke zvýšení životnosti součástí oproti tepelnému zpracování vysokoteplotní cementací nebo standardní nitridací plynným amoniakem. Pulzní plazmová nitridace PulsPlasma® je bezodpadová technologie, která šetří energii a další prostředky. Celkové náklady na výrobek je možné významně snížit. Díky vysoce zdokonalenému zařízení pro technologii PulsPlasma® je možné jednotně zpracovávat jak mnoho malých dílů v jedné vsázce, tak větší nástroje a díly převodovek pro větrné elektrárny.

The PulsPlasma® nitriding of gears and tools is used more and more as an alternative to standard heat treatment processes for surface layer hardening for the improvement of wear and corrosion protection. By this the lifetime will be longer due to the specific process conditions against the case hardening by high temperature carburizing or by standard Ammonia nitriding (gas nitriding). The PulsPlasma® nitriding is a pollution free technology saving energy and other resources. The total manufacturing costs of workpieces can be reduced significantly. Highly developed concepts of plants and the use of PulsPlasma® technology a uniform treatment of many small parts in one workload is possible as well as the nitriding of large tools or gear parts for wind power plants.

1. INTRODUCTION

For the improvement of wear resistance of tools and gear components of steel the functional surfaces are case hardened usually. Depending on the specific application and the component of expected load the designing engineer defines both the material, as well as the process characteristics like surface hardness and case depth.

That means, for example for wind energy gears subject to high stress, these gear wheels must be carburised at temperatures of more than 900 °C longer than 90 hours before the hardening in order to realize case depths between 1 and 2 mm. The case hardening leads to structural

changes in the treated material and therefore to measure and shape changes. The handled components must be kept on in an additional heat treatment step in order to reduce the internal stress. For the adjustment of the required surface quality and the final dimensions an extensive mechanical processing of the parts after the heat treatment is needed.

An alternative to the case hardening usable surface layer heat treatmentprocedure is the nitriding. It is a thermo chemical diffusion method for the enrichment of the workpieces surface zone with Nitrogen.

This accepts in this case chemical compounds with the base material and his alloy components. As a result of the nitriding treatmentarises in the peripheral zone a nitriding layer with an external area, the so called **white layer** or **compound layer** (CL), and in the direction to the core subsequent **diffusion zone** (DZ). Accompanied through a nitriding process is the formation of a hardening zone in the border area and the formation of internal compressive stresses through the procedure characteristic. This will allow to influence the wear behaviour, the corrosion resistance and the endurance of a workpiece without changing the material-dependent mechanical properties of the component. Indeed, a major advantage of nitriding in contrast to the case hardening is, that the necessary heating for diffusion of nitrogen can be made below the tempering temperature of heat-treated- and tool steel. Microstructure transformations and the consequent loss of dimensional stability and strength are avoided during nitriding. Nitrided parts are immediately usable and require, with a few exceptions, no post machining.

2. NITRIDING PROCEDURE OVERVIEW

Nitriding processes are often referred to the physical state of aggregation for the nitrogen donor starting compounds.

- liquid: Salt bath for nitrocarburising
- gaseous: Gas nitriding, for ammonia gas nitriding and nitrocarburising
- ionised gas: Plasma nitriding, Plasma nitrocarburising

The aforementioned nitriding procedures have their pros and cons, which before deciding in favour of a possible nitriding alternative to the case hardening in terms of the required component properties and accessible nitriding characteristics must be balanced.

Nitriding Method	Nitriding Medium	Treatment Temperature (°C)	Duration of Treatment (h)	Result
Salt Bath Nitriding	Cyanide/ Cyanate	(480)560 - 580	0,2-3	Carbonitrides
Gas	$ NH_3 NH_3 + CO_2 $	510 - 540	20 - 120	Nitrides
Nitriding		550 - 620	1,5 - 6	Carbonitrides
Plasma	$\begin{array}{c} N_2+H_2\\ N_2+H_2+CH_4 \end{array}$	300 - 590	5 - 60	Nitrides
Nitriding		500 - 590	0,2 - 6	Carbonitrides

Table 1: Comparison of various nitriding methods

2.1 Salt bath nitrocarburising

The salt bath nitrocarburising is a very flexible nitriding procedure due to the short processing times at higher temperatures. It is usefully usable on all those applications, at which in the first place it depends on the rise of the wear resistance and/or corrosion resistance of the component surface. More or less serious procedure disadvantages restrict, however, the applicability in particular for the nitriding treatment of large components:

- High washing effort after the nitriding-treatment,
- High regeneration and disposal costs for salt and washing lye,
- High energy costs for the operation of a bath, therefore restricted bath size,
- Treatment temperature strongly restricted,
- Partial nitriding is difficult,

2.2 Gas nitriding and gas nitrocarburising

Gas nitriding and gas nitrocarburising are universally applicable nitriding procedures, that have experienced an plant specific and control technical further development in the last 10 years. Both process variants are very well alternatively usable to the case hardening. In particular during the treatment of big tools and gear wheels are to be expected due to the clearly smaller treatment temperatures as well as the immediate suitability for further processing of the nitrided economic advantages components opposite to the case hardening. In spite of the achieved high technological level of these procedures are resulting from the treatment needful raw gases Ammonia and Carbon dioxide and some procedural basic conditions disadvantages of process engineering that limit the applicability of the technical, economic and environmental point of view in some cases:

- High gas consumption (m^3/h)
- Use of flammable gases, i.e. special measures are required to ensure a save kiln operation
- No possibility to remove the natural passive layers and/or. coming passive layers from the manufacture of parts during the nitriding,
- Nitriding of rust- and acid-resistant steels not possible,
- High expenditure for covering areas that are not to be nitrided and after nitriding for removing the cover paste

2.3 PulsPlasma[®]-Nitriding

First applications of the plasma nitriding go back until the thirties and forties of the last century. Later, in the sixties/seventies, the procedure was developed up to the industries requirements. First direct current cold wall installations for plasma nitriding were used in production. Another development was the thrust of the plasma nitriding mid eighties with the introduction of the so-called pulse technique.

This is done by means of plasma excitation in a pulsed DC area. The emergence of arcs is determined by the constant interruption of the voltage flux is avoided.

And last, but not least, the pulsed DC voltage allows the necessary heating up to the treating temperature and decoupling from supporting plasma power. That necessary equipment for the cooling of the vessel wall to transfer the excess heat energy (cold wall installation) can be omitted. Hot wall installations with separate heating of the vessel wall are now state of the art

in plasma nitriding.

With the classical salt-bath nitrocarburising with cyanide containing salts and the gas nitriding with ammonia the dissociation effects of the Nitrogen-giving donor media and the formation of the nitride in a thermo chemically activated process under atmosphere pressure conditions and/or in the low pressure area. The energy needed for the activation of the process and for the formation of nitrides is provided on thermal ways. For the maintaining of the nitriding a certain minimum temperature is necessary, below that temperature the nitriding process cannot work or it will be uneconomically slow. Process temperatures are mentioned in table 1. In Contrast to this the energy of a high-current glow discharge is used by the **PulsePlasma**[®]-Nitriding in order to activate the reactions necessary for the surface layer, the dissociation of the nitrogen molecule into his atoms, ions and electrons.

The parts to be nitrided (charge/workload) are loaded into a external heated vacuum chamber. (hot wall system). After the evacuating of the chamber on working pressure (50 to 400 Pa) a pulsating voltage of several hundreds of volts is applied between the charge (cathode) and the chamber wall (anode), so that the process gas in the chamber is ionized and becomes electrically conducting by this. Depending on the applied voltage between the components to be treated and the chamber wall the ignition of the glow-discharge will be done. Such a glow has a characteristic light which depends on pressure-, temperature- and gas-mixture.



Fig 1: Glow discharge around a tool during **PulsPlasma**[®]-nitriding

The reactive Nitrogen ions in the gas mixture can form a chemical compound with the iron atoms of the steel to be nitrided. In addition to this nitrogen atoms will diffuse into the surface layer of the steel. This diffusion is depending on temperature and treatment time. The diagram of an installation for **PulsPlasma**[®]-Nitriding is shown in picture 2.



Fig. 2: Diagram of a **PulsPlasma[®]**-nitriding plant

To For the **PulsPlasma**[®]-Nitriding and/or -Nitrocarburising Nitrogen /Hydrogen gas-mixtures and gases with Carbon additions, like Methane, are used. By the nitriding the formation of a compound layer Fe_x N_y (iron nitride) at the surface of the components will be done. Depending on treatment time and treatment temperature nitrogen atoms diffuse into the surface layer of component and will form the **diffusion zone**. This can be either atomic nitrogen, dissolved in the iron lattice, as well as in the form of included nitride precipitations. **PulsPlasma**[®]-nitrided layers have basically the same structure like nitriding layers, which are produced by other nitriding processes. The thickness of compound layer will depend on material quality and process parameters in the range between 1 to 20 μ m. The thickness of the diffusion zone, characterized by the nitriding case depth can reach up to 0.6 mm under standard nitriding conditions (picture 3).



Fig. 3: Surface layer of a nitrided steel component

The nitriding of components with a case depth higher than 0,6 mm, for example for gears is possible by using the right material with adapted process parameters for plasma nitriding. subject to high stress, is in the case of choice of suitable materials possible.

3. PROCESS ADVANTAGES PulsPlasma[®]-NITRIDING

3.1 Temperature distribution

The use of a chamber with an electrically heated wall has a considerable influence on the temperature distribution within a charge next to energy saving-effects due to the wall insulation. In order to avoid a significant temperature rising in the centre of a charge of a cold wall chamber, people refrain in many cases from using this room. Therefore the charge is arranged in a ring-shaped way in a cylindrical chamber. With hot wall installations a nitriding treatment can be carried out through the reduced energy supply about the pulsating plasma for a completely filled charge without the risk of the overheating at certain places. Both the nitriding of charges closely packed and also the treatment of big components is realizable due to the good temperature uniformity in **PulsPlasma**[®]-Nitriding installations (picture 4).



Ring Gear, 1.7225 (42 CrMo4) approx. 500 kg/pcs.



Chain Wheel, 1.7131 (16 MnCr5) 8000 pcs./charge

Fig. 4: Various Gear wheel loads

Bell type **PulsPlasma**[®]-Nitriding installations are used mainly due to handling advantages compared to pit type installations (picture 5).



Fig. 5: **PulsPlasma**[®]-nitriding plant Ø 2000x3000 Tandem design The charge is built up on an available base directly or with the aid of an workload fixing.

Such a work load fixing can be filled and prepared outside of the chamber and moved into it by a crane.

In the case of especially big, heavy tools or gear components it can be reasonable to use another furnace principle and to carry out the installation as a chamber furnace with a front door. Such a **PulsPlasma**[®]-Nitriding furnace for the treatment of sidewall tools with unit weights of up to 40 t is shown in picture 6.



Fig. 6: PulsPlasma[®]-nitriding plant Ø 4300x10500 Chamber design

With such a installation a truck-type charge wagon is loaded by means of crane with the tools to be nitrided and they are moved into the chamber together with this. In this way big and heavy components are easy to handle and will be very good for the nitriding process inside the chamber.

3.2 Process gas consumption

PulsPlasma[®]-Nitriding Nitrogen-Hydrogen-Methane gas mixtures are used, depending on the application and the results required. During the nitriding no harmful reaction products will be formed so that the process exhaust gases can be given to the environment. Due to the plasma activated nitriding process and the fact of working at low pressures the process gas consumption is very low. An installation with the chamber size of Ø1200x2000 mm height requires an average of 180 l/h process gas mixture. A gas nitriding installation with similar chamber size would have to be supplied with 6000 to 10000 l/h ammonia and carbon dioxide-containing process gas mixture. For classical case hardening processes the required gas volume will be as high.

Due to these facts, the ammonia-gas nitriding and case hardening are producing great amounts of waste gases inflammable and harmful which have to be disposed under expenditure of additional energy, for example by post-combustion.

3.3 Variable treatment temperatures

Due to the additional plasma activation of the nitriding process and the dosing of the plasma power by the pulsated mod it is possible to carry out **PulsPlasma**[®]-treatments in a wide temperature range between 350 °C and 600 °C. Parts with a risk of distortion can be nitrided under optimal low temperature conditions. The core hardness and themechanical strength of

the nitrided components is maintained because nitriding temperatures can be used which are below the tempering temperature of the base. After the nitriding no further heat treatment is necessary. **PulsPlasma**[®]-nitrided components can be used immediately.

Steels with higher Chromium content can be nitrided by salt bath only under loss of the corrosion resistance and by gas nitriding only with an additional depassivation procedure before nitriding. By **PulsPlasma**[®]-Nitriding such a treatment can be done directly. Before the nitriding treatment the required depassivation of the surface will be done by the ionic bombardment of the surface in a process-specific way. By choosing nitriding temperatures below 450 °C and with exact controlling of the gas mixture the nitriding requirements are adjustable and controllable. This allows to form hard, wear-resistant nitriding layers at the surface of the components without reducing the corrosion resistance of the material.

3.4 Treatment of sintered steel

Components made of sintered steel can be treated by case hardening. Salt-bath nitrocarburising and gas nitriding/-nitrocarburising are possible, but due to the porosity and the process conditions a hardening inside of the sinter material is done also. The complete component could be get brittle in result.

During the treatment in the plasma only the outside surface, surrounded by the glowdischarge, is treated. Due to the low pressure (vacuum) and the low gas flow during the plasma nitriding the risk of an over nitriding inside the material does not exist. Any calibrating oil or similar inside the porosity of components have to be removed before a nitriding-treatment will be done. A subsequent treatment and/or cleaning of the parts after the plasma nitriding is not necessary. As an example gear parts made of sintered steel are shown in picture 7 after a **PulsPlasma**[®]-Nitriding treatment.



Fig. 7: PulsPlasma[®]-nitrided sintered components

3.5 Partial treatment

No other surface layer heat treatment procedure offers so simple possibilities of the partial treatment as the **PulsPlasma**[®]-Nitriding. Areas that may not to be nitrided can be masked mechanically by steel plates, tubes or bolts. A painting with specific pastes can be used also,

but have to be removed after the treatment. The surface quality of the covered areas remains unaffected.

, in which only the threads at the ends had to be treated for the reduction of the galling. This could be achieved by a tube covering of the piston-rod area that was also the condition for the surface rawness of this face should not influenced.



Fig.: 8 PulsPlasma[®]-nitrided Filter rod threads

3.6 Process combinations

Due to related procedures and almost identical systems engineering it is possible to combine different surface treatments in a PulsPlasma[®]-unit in one process. For the further improvement of the corrosion resistance of nitrided components a **PulsPlasma[®]**-Oxidation treatment can be connected to a **PulsPlasma[®]**-Nitridingt, just by changing some process parameters and process gases. This oxidation treatment will form a 1 to 3 μ m thick Fe₃O₄-layer on the compound layer. Depending on the steel quality and the used nitriding process a corrosion resistance of up to 200 hours can be achieved in the salt spray test according to DIN or SAE. A further advantage of the subsequent oxidation treatment is to improve the sliding properties of the treated surface, so that under certain circumstances, the lubricant used for such friction pairs treatment can be reduced in such a way.

A further alternative is a so called duplex coating, the combination of **PulsPlasma**[®]-Nitriding with a Plasma CVD-hard coating or DLC deposition (Diamond like carbon), which are only few μ m thin. By the first nitriding treatment a good support of the extremely hard, wear-resistant Plasma-CVD coatings will be reached. A further result of such a treatment is the increase of durability for tools and machine parts.

An Picture 9 shows as one example an extrusion tool for plastic production after a duplex treatment of **PulsPlasma**[®]-Nitriding and **PulsPlasma**[®]-CVD-DLC-coating.



Fig. 9: Worm screw after Duplex treatment

4. CASE HARDENING vs. PulsPlasma®-NITRIDING

The foregoing should make clear that PulsPlasma[®]-nitriding represents a good alternative to the classical surface heat treatment procedures as case hardening, salt-bath nitrocarburising or ammonia-gas nitriding.

An overview about the main differences of gas nitriding to PulsPlasma-Nitriding shows picture 10.

criterion	Gas Nitriding	PulsPlasma [®] -Nitriding	
treatment temperature range	500 – 600 °C	300 − 600 °C	
time for nitriding depth \leq 0,5 mm	factor 3	factor 1	
gas consumption	NH_3 , CO_2 (factor 30)	N ₂ , H ₂ , CH ₄ (low)	
pollution by process	high	no pollution	
diffusion layer only	not possible	possible	
distorsion by treatment	medium	none / low	
covering for partial nitriding	difficult, by paint	easy, by steel masking	
treatment of steel w. high chromium	not possible	possible,	
с.		corrosion res. can achieve	
treatment of sintered steel	not possible	possible	
treatment of Titanium	not possible	possible	

Fig. 10: Comparison Gas nitriding - PulsPlasma[®]-Nitriding



An aspect wider, not to be underestimated is added: The economical one. An industrial example is shown as follows. Sometimes it is absolutely reasonable to rearrange the part production in order to be able to reduce the energy and costs-intense case hardening of gear components for the benefit of a **PulsPlasma**[®]-Nitriding.

It has to be considered, that surface layer properties as surface hardness, wear resistance, are similar or even better compared to the case hardening. After case hardening a lot of parts will have to be reworked due distortion by use of high temperature and quenching for hardening. In contrast to that the plasma nitriding can be done at lower temperatures with minimized distortion.

Strength demands, which in combination with the selected thermal treatment methods on the wear and lifetime behaviour of a gear, may require by selecting an appropriate base material also can be done by means of nitriding. In the reported example [1] should replaced the case hardening of gear wheels for printing machines made from case-hardening steel 15 CrNi 6 E by PulsPlasma[®]-nitriding. First of all a suitable material was determined for this purpose on calculative way and through practice tests. Picture 11 gives an overview of the calculated material characteristics.

		15 CrNi 6 E Case hardened	31 CrMoV 9 V PulsePlasma®-hardened
Gear Output	kW	130	130
Contact pressure pinion gear/wheel	N/mm ²	6,35/6,11	6,35/6,11
Flank fatique pinion gear/wheel	N/mm ²	38,6	38,6
Resistance to pitting (arithmetically) pinion gear/wheel		5,21/5,42	5,4/5,62
Allowable tooth root stress pinion gear/wheel	N/mm²	96,1/85,0	96,1/85,0
Tooth base endurance strength pinion gear/wheel	N/mm ²	360	450
Tooth fracture resistance (arithmetically) pinion gear/wheel		3,74/4,23	4,68/5,29

Fig. 11: Strength calculation of gear wheels from various materials

As a result of the change of different production steps savings of expenses up to 30 % could be realized next to a better service performance of the gears in the component manufacturing.



Fig. 12: Manufacturing costs for various heat treatment methods

5. SUMMARY

The PulsPlasma[®]-nitriding of components for the improvement of the wear and corrosion behaviour and to extend the life time is described and explained. Due to some further procedural advantages this process is increasingly used for surface heat treatment. In contrast to the case hardening this nitriding process makes a resource saving heat treatment possible and leads very often to the lower manufacturing and operating costs as a whole.

Technically sophisticated installation concepts and the use of **PulsPlasma**[®]-Technology allows both, a uniform treatment of large quantities of smaller components in a charge, as well as the nitriding of large tools or gear wheels.

Through process combination with a post oxidation treatment or a plasma-assisted hard coating and/or -DLC deposition in one installation, component properties keep on being able to be optimised.

6. LITERATURE

[1] Urban Spatz, strength test of hardened and plasma nitrided gears wheels for printing machines, final year project, University Augsburg 1995

VLIV PLASMOVĚ NITRIDOVANÝCH VRSTEV NA LOMOVÉ CHOVÁNÍ CR-V NÁSTROJOVÉ OCELI

EFFECT OF PLASMA NITRIDED LAYERS ON FRACTURE BEHAVIOUR OF CR-V TOOL STEEL

Peter Jurči^a, Stanislav Krum^b

^aMtF STU Trnava, Paulínská 16, 917 24 Trnava, Slovac Republic ^bČVUT v Praze, Fakulta strojní, Karlovo nám. 13, 121 35 Praha 2, Czech Republic

ABSTRACT

Vzorky pro tříbodový ohyb vyrobeny z Cr-V ledeburitické oceli Vanadis 6 byly tepelně zpracovány při dvou základních režimech, pomocí kterých byla dosažena různá konečná tvrdost. Vzorky měly různou plochu průřezu od 1 x 10 mm do 10 x 10 mm. Po tepelném zpracování byla na vzorcích provedena plasmová nitridace při různých kombinacích teploty a doby procesu. Testování houževnatosti pomocí statického tříbodového ohybu prokázalo dominantní roli přítomnosti nitridované vrstvy na povrchu, a to jak u pevnosti v ohybu tak u mechanismu šíření lomu. Vliv austenitizační teploty byl významný pouze v případě, byl- li materiál nenitridován. Charakter iniciace a šíření trhlin byl nízkoenergetický tvárný v případě, byl-li materiál nenitridován. Přítomnost vrstvy vytvořené plasmovou nitridací mění charakter iniciace a šíření lomu na transkrystalický štěpný. Výsledky ukazují, že pro praktickou aplikaci je nezbytné vždy vzít v úvahu snížení houževnatosti materiálu vlivem plasmově nitridovaných vrstev na povrchu.

Three point test samples made from the VANADIS 6 Cr-V ledeburitic steel were heat treated using two basic regimes, bringing a different hardness. The cross section of the specimens ranged between 10x10 mm and 1x10 mm. After the heat treatment, plasma nitriding was carried out at various combinations of the temperature and the processing time. The testing of fracture toughness by the method of static three point bending established the dominant role of the presence of nitrided layer on both the bending strength and the fracture mechanism. Only if the material was not plasma nitrided, the role of the austenitizing temperature became clearly shown – the higher temperature was the three point bending strength was worse. The character of the initiation and propagation of the fracture was low – energetic ductile when the material was hardened and tempered. The presence of the plasma nitrided region on the surface changes the initiation as well as the propagation mechanism to that of cleavage. Lowered material toughness due to presence of nitrided layer should anyway be taken into the consideration in practical use of nitrided tool steels.

1. INTRODUCTION

Ledeburitic steels made via the powder metallurgy (P/M) manifest many advantages in comparison with the steels of the same chemical composition, but produced by the conventional ingot fabrication techniques. They have much finer microstructure in terms of the grain size and carbide particles size. P/M ledeburitic steels do not contain any carbide
bandings, clusters or other inhomogeneities [1-3]. These facts are displayed in excellent mechanical properties, particularly in toughness and fracture toughness [4].

Plasma nitriding is a widely used surface treatment technique bringing an increased hardness, wear resistance, reduced friction coefficient and better corrosion resistance. These properties can be attributed to the presence of fine nitrides, which are formed via the interaction of nitrogen atoms with iron and alloying elements [5-11]. However, hard surface region is sensitive to the initiation and the propagation of brittle fracture since it can be expected that it's fracture toughness is very low.

Current paper deals with the evaluation of toughness of no-nitrided and nitrided Vanadis 6 ledeburitic tool steel and brigs some new remarks and recommendations to the practice, to end-users of nitrided tools.

2. EXPERIMENTAL

Specimens with various cross – section, with a 100 mm in length, made from the ledeburitic VANADIS 6 steel (2.1 %C, 7 %Cr, 6%V, Fe bal.) were heat treated (austenitized, nitrogen gas quenched and double tempered) in a vacuum furnace to a resulting hardness given in Table 1. Subsequently, the specimens were plasma nitrided in the RUBIG – Micropuls - plasma equipment. Various combinations of the temperature and dwell time were used, see Table 1. In this Table, important parameters of nitrided region are recorded, also.

Table 1 – Surface content of interstitials, nitrogen diffusion depth and carbon redistribution vs. nitriding parameters.

Nitriding	Nitrogen surface	Carbon surface	Nitrogen diffusion
	content (wt.%)	content (wt.%)	depth (µm)
470 °C/30 min	1.84+-0.39	2.06+-0.31	13
470 °C/120 min	3.61+-0.24	1.13+-0.09	25
500 °C/60 min	5.37+-0.7	1.13+-0.2	46
530 °C/120 min	7.52+-0.66	1.76+-0.13	56

For microstructural examination (including the fractography) the light microscopy, the scanning electron microscopy and the high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) were applied. Samples for light microscopy were standardly prepared, e.g. ground and polished with diamond paste, the last step with the 1 μ m diamond paste and etched with Nital-reagent and Murakami-reagent, respectively. The specimens for the scanning electron microscopy were prepared by deep Nital-reagent etching. For the HRTEM, thin foils were cut from bulk samples and prepared by Ion Slicer.

The depth profiles of carbon and nitrogen were established with the WDX - microprobe analyser CAMEBAX-MICRO. Five measurements were made on each specimen and the mean values and standard deviations were calculated.

Hardness measurements using a Vickers's method were performed using a Zwick hardness tester, applying a load of 10 kg for surface hardness and 50 g for hardness depth profiles determination. The depth profiles were measured on carefully prepared specimen cross-sections at an inclination angle with respect to the surface (bevelled specimens) of 12° , to improve the depth resolution. The distance between the adjacent indents was 20 μ m.

The toughness has been investigated using the three point bending test method. The distance between supports was 80 mm. Specimens were loaded in the central region, at a loading rate of 1 mm/min, up to the moment of the fracture. Five specimens were tested at each combination of nitriding parameters.

3. RESULTS AND THEIR DISCUSSION

Figures 1 a and 1 b show that the microstructure of the substrate material consists of the matrix with fine, uniformly distributed carbide particles of regular, spherical shape and with a size of several microns. The carbides are of two basic types. The first ones are larger, white regular particles of the M_7C_3 -phase. The second type is the MC phase, visible as smaller grey spherical formations. The matrix consists of needle – like tempered martensite, Fig. 1b. As reported previously [12], tempered martensite is of two basic types: the dislocation type with a high density of dislocations and the twinned martensite. No proeutectoid phases were identified at the grain boundaries.



Figure 1. Light (a) and SEM (b) micrographs of the material after heat treatment



Figures 2 - 5. Light micrographs showing the microstructure of nitrided regions developed at: (2) 470 oC/30 min., (3) 470 oC/120 min., (4) 500 oC/60 min., (5) 530 oC/120 min.

Light micrographs in Figs 2 - 5 show the nitrided surface regions formed at various processing conditions. They differ from the no-nitrided material mainly in the darkness of appearance, which can be referred to the presence of fine nitride precipitates. In the specimens processed at 470 oC, neither the compound layer nor the nitride network was found, Figs. 2,3.

On the other hand, these structural constituents are clearly visible in the material processed at 500 °C for 60 min. and 530 °C for 120 min., respectively, Figs. 4 and 5. On the micrographs in Figs. 2-4, there is also the nitrogen diffusion depth marked out by yellow band on the right hand side. Note that there is not the nitrided region marked in Fig. 5 since it reaches deeper than the effective scale of the micrograph.

Nitrides formed during the processing create individual formations embedded in the base material, Fig. 6. The size of the formations is of about several tens of nanometers. They have a lamellar structure with the thickness if individual lamellae ranging between 1 and 3 nm, Fig. 7. Previous investigations [10, 12] fixed that the nitrides are formed by iron and nitrogen and chromium and nitrogen, respectively.



Figures 6, 7. HRTEM micrographs showing detail microstructure of nitrides in the region developed at 500 oC for 60 min.

The saturation of the material with nitrogen increases the hardness, as shown in Fig. 8. Measurements revealed relatively high near-surface hardness even for the specimens treated at lower temperature and/or short dwell time. For the specimens processed at higher temperature and/or longer time, the near surface microhardness increases rapidly. The maximal values exceeded 1600 HV 0.05. The main difference between specimens processed by various nitriding conditions is that the hardness after processing at lower temperature drops down at a shorter distance from the surface. On the other hand, only a slight hardness decrease was observed in the specimen processed at 530 °C for 120 min. These differences in microhardness depth profiles are also reflected in the surface hardness, which is markedly lower for the specimens processed at 470 °C (882 HV 10) than for those nitrided at 530 °C (1122 HV 10).

Figure 9 demonstrates that the austenitizing temperature is a relevant factor influencing the three point bending strength, but only in the case of no nitrided material. In the case of the presence of the plasma nitrided layer it is clearly shown that this layer itself is the main factor influencing the toughness and the effect of the austenitizing temperature becomes much less significant. The toughness decreases again as the thickness of nitrided layer increases.

The differences in the three point bending strength of no - nitrided samples caused by different austenitizing temperature increase as the cross section of the specimens decreases,

Figs. 10, 11. Concerning the influence of nitrided layer, no differences between the specimens with various cross sections, austenitized at different temperatures, were found, compare Fig. 9 to Figs 10 and 11, respectively.



Figure 8. Microhardness depth profiles for the material nitrided using various parameters.



In all of the specimens with no – presence of a nitrided layer, the fracture surface exhibits clear symptoms of so - called low – energetic transcrystralline fracture with a dimple morphology of the surface, Fig. 12a. As apparently shown, the initiation of fracture is realised through decohesion at the carbide – matrix interfaces and fragmentation of carbides, also. These processes proceed mainly at the surface, in several centres and on the tensile strained side, as demonstrated in SEM micrograph in Fig. 12b. What is only one difference between the specimens austenitized at different temperatures (and having a different hardness) that from macroscopical point of view, the fracture surface of the specimen quenched from the lower temperature manifest a lot of secondary cracks, Fig. 12c. However, from microscopical point of view, these differences could only hardly be observed.

The fact why the material austenitized at a lower temperature has higher fracture toughness can be considered as natural. It is known that the austenitic grain size increases as the temperature is raised and, also the products of the decomposition of the austenite (like martensite) can be expected to have coarser structure. These phenomena are well known as the limiting ones for the toughness and can clarify the lowering of the three point bending strength with increasing austenitizing temperature.



The mechanism of fracture initiation in case of nitrided specimens differs clearly from that of no – nitrided samples. The initiation is, in a way similar to the no – nitrided material, located in a tensile strained face, but the fracture exhibits clearly the symptoms of transcrystalline cleavage, Figs. 13 a, b. As shown, the thickness of the cleavage region corresponds well with the nitrogen diffusion depth, see Table 1.

Details of cleavage facettes from various places from the nitrided region are shown in Fig. 14. SEM micrograph in Fig. 14a shows the cleavage region at the surface, micrograph in Fig. 14b in the central area, respectively. Cleavage facettes manifest small steps that are connected

probably with the structure of the surface layer. Previous experiments clarified that the layer consists of the martensitic needles containing nitrogen, and ultra-fine nitride particles. Relatively coarse carbides are broken down during the propagation of the crack and they can also serve as the nuclei of the crack re - initiation.



Figure 13. SEM micrographs showing a cleavage fracture of the nitrided layer, developed at: (a) 470 °C for 30 min., (b) 530 °C for 120 min.



Figure 14. SEM micrographs showing details from Fig. 13b (a) close the surface, (b) approx. 25 μ m below the surface

The investigations of the fracture behaviour show that the cleavage propagation of cracks is connected with only a negligible plastic deformation. All of the energy input into the material is spent only for the formation of two new surfaces. This is a difference, compared to the no – nitrided material, where a low plastic deformation of the material was found throughout the specimens and, as a consequence, the three point strength was remarkable higher. The lowering of material toughness with an increasing nitriding temperature and/or time can be explained through the fact that the portion cleavage region from the total cross section area increases as the thickness of nitrided layer increases.

Although it is clear that the presence of nitrided layer at the surface lowers the toughness of the material, i.e. it acts in an undesirable manner, nitriding will still be used in an industry. Previous experiments confirmed that the nitriding increases the fatigue life – time of tools made from P/M ledeburitic steels [13]. Other important aspect is an improvement of wear resistance, or, in many cases, also the improvement of adhesion of thin PVD – films formed on pre-nitrided surfaces [14 - 18]. But, the conditions of the nitriding should be chosen carefully, in order to minimize the lowering of the toughness of the material.

4. CONCLUSIONS

The microstructure of nitrided regions consists of the martensite, undissolved carbides and nano-sized nitrides. These nitrides form lamellar formations embedded in the matrix.

The presence of nitrides increases the hardness of nitrided regions considerable.

In the case of no - nitrided material, the austenitizing temperature plays a dominant role in the fracture behaviour. The three point bending strength drops down as the austenitizing temperature increases.

In no-nitrided material, the main mechanism of the fracture initiation is a nucleation of dimples at the matrix-carbide interfaces. The fracture was propagated in a ductile, low - energetic manner and the surface exhibits clearly dimple morphology.

Even the presence of the plasma nitrided layer at the surface makes a significant lowering of the bending strength. The thicker the nitrided layer is the lower fracture toughness, since the cleavage region, where a low energy for the crack propagation is spent, increases as the nitrided region becomes thicker.

A transcrystalline cleavage was found as a main mechanism of crack initiation and propagation in case of nitrided layers. The thickness of cleavage regions corresponds well with the thickness of nitrided regions measured by metallographical methods.

Although the plasma nitriding brings many benefits into the tool industry, it's parameters should be carefully adjusted and controlled to avoid too significant lowering in the material toughness

ACKNOWLEDGEMENTS

The paper is a result of the project implementation: SE for the development and application of diagnostics methods in the processing of metallic and non-metallic materials, ITMS:26220120048, supported by the Research and Development Operational Programme funded by the ERDF.

REFERENCES

[1]: Geller, J.A.: Instrumental'nyje stali, 5. vyd., Metallurgija, Moskva, 1983.

- [2]: Grgač, P.: Neue Hütte, 12, 1989, 459.
- [3]: Fremunt, P., Krejčík, J., Podrábský, T.: Nástrojové oceli, Dům techniky Brno, 1994.
- [4]: Jurči, P., Šuštaršič, B., Leskovšek, V.: Materials and Technology 44 (2010) 77.
- [5]: Somers, M.A.J., Mittemeijer, E.J.: Metall. Mater. Trans. A, 26 (1995) 57.
- [6]: Schacherl, R.E., Mittemeijer, E.J.: HTM 59 (2004) 312.
- [7] Vives Diaz, N.E., Schacherl, R.E., Zagonel, L.F., Mittemeijer, E.J.: Acta Mater., 56 (2008) 1196.
- [8]: Hosmani, S.S., Schacherl, R.E., Mittemeijer, E.J.: Acta Mater., 54 (2006) 2783.

[9]: Vives Diaz, N.E., Hosmani, S.S., Schacherl, R.E., Mittemeijer, E.J.: Acta Mater., 56 (2008) 4137.

[10]: Jurči, P., Hnilica, F.: Powder Metallurgy Progress, 3 (2003) 1, 10.

- [11]: Jurči, P.: Kovove Mater. 48 (2010) 1, 1.
- [12]: Jurči, P., Hnilica, F., Suchánek, J., Stolař, P.: Materials and Technology, 38 (2004) 1-2, 13.
- [13]: Jurči, P., Stolař, P., Suchánek, J.: Materials and Technology, 36 (2002) 3-4, 127
- [14]: Suchánek, J., Jurči, P., Panjan, P.: Finnish Journal of Tribology, 23, (2004) 1-2, 23.

[15]: Kamminga, J.D. et al.: In: Proc of 48th Annual Technical Conference of the Society of Vacuum Coaters 2005, 1.

[16]: Jurči, P., Panjan, P.: Metal Powder Report, 2006, Vol. 61, 6, pp. 28 - 31

[17]: Jurči, P., Hudáková, M.: Materials and Technology 42 (2008) 5, 197

[18]: Faga, M.G., Settiner, L.: Surf. Coat. Techn. 201 (2006), 3002.

OCHRANNÉ NÁTĚRY PROTI PROCESŮM PODTLAKOVÉ CEMENTACE A NITRIDACE

PROTECTIVE COATINGS AGAINST THE VACUUM CARBURIZING AND NITRIDING PROCESSES

Pavel Stolař^a, Filip Vráblík^a, Juda Čížkovský^a, Manfred Behnke^b, Petra Salabová^c

^aECOSOND s.r.o., Křížová 1018, 150 00 Praha 5, Czech Republic, <u>ecosond@ecosond.cz</u> ^bNüssle GmbH and Co. Kg Hartetechnik, Iselshauser Str.55, 722 02 Nagold, Germany ^cPRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o., U Letiště 279, 54973 Martínkovice, Czech Republic, <u>p.salabova@prikner.cz</u>

U procesů cementace a nitridace v plynu představují ochranné nátěry proti nauhličení a sycení dusíkem standardní způsob ochrany tvrdosti proti zvyšování tvrdosti. Nátěry proti cementaci a nitridaci se používají rovněž při podtlakových procesech. V referátu jsou shrnuty vlastnosti, které musí nátěry pro podtlakové procesy splňovat, aby je bylo možné průmyslově používat. Dále jsou diskutovány výsledky použití ochranných nátěrů při podtlakové cementaci za standardních a zvýšených teplot a výsledky chránění povrchů při plasmové nitridaci.

Protective coatings represent standard way of protecting against the increase in hardness for carburizing and nitriding in gas atmosphere. Coatings against carburizing and nitriding are used also in vacuum processes. The paper summarizes the properties, which have to be fulfilled, so the coatings could be used industrially. The results of applying protective coatings for vacuum carburizing under standard and elevated temperature and results of protecting surfaces during plasma nitriding are also discussed.

1. ÚVOD

Při cementaci a nitridaci vzniká často potřeba chránit části povrchů zboží proti difúzi uhlíku nebo dusíku do jádra materiálu. Ochranné nátěry vytvářejí bariéru proti přestupu a zabraňují přístupu nauhličujících látek k povrchu oceli a průběhu cementačních a nitridačních reakcí. Proti cementaci se používají nejčastěji nátěry na bázi oxidu boritého nebo kyseliny borité. Tyto nátěry chrání proti cementaci v plynu do hloubky nejméně 1,3 mm. Výhodou těchto nátěrů je, že jsou odstranitelné oplachem teplou vodou nebo se rozpustí při praní v alkalických nebo neutrálních pracích prostředcích. Pro větší hloubky se používají nátěry na bázi koloidní mědi nebo povlaky keramické. Nevýhodou těchto nátěrů je skutečnost, že se musí odstraňovat mechanicky. Proti nitridaci se používají nátěry obsahují koloidní cín.

2. POŽADAVKY NA NÁTĚRY PROTI PODTLAKOVÉ CEMENTACI

Nátěry na bázi oxidu boritého se styl základem vývoje nátěrů proti podtlakové cemetaci. Nátěry musejí splňovat následující požadavky:

• Dokonalé zabránění reakci nauhličujících složek s povrchem oceli,



• přilnavost k povrchu materiálu, malá citlivost ke stavu povrchu součásti.

• snadné praní v horké vodě nebo alkalických prostředcích nebo v případě kovových povlaků snadná mechanická odstranitelnost,

- nízký parciální tlak všech složek, aby nedocházelo k ovlivnění pecního prostředí,
- minimální reakce ostatních složek nátěru s povrchem součásti,
- jednoduché nanášení (nástřikem, ponorem, nátěrem nebo vytlačováním)
- minimální reakce ostatních složek nátěru s povrchem oceli
- vznik rovnoměrné vrstvy.

Součásti musí být u všech nátěrů před aplikací dokonale suché a odmaštěné, prostředek po aplikaci dokonale proschlý.

3. NÁTĚR PROTI PODTLAKOVÉ CEMENTACI



Obr. 1 Průběh tvrdosti zakaleného vzorku chráněného a nechráněného vzorku s oceli 20MoCrS4 při teplotě 950 °C.

Na základě nátěrů standardních nátěrů proti cementaci v plynu na bázi oxidu boritého B2O3 byl vyvinut nátěr Vacucoat 0091. Nátěr představuje velmi dobrou ochranu proti cementaci. Na obr. 1 je srovnání tvrdosti chráněné a nechráněné oblasti na materiálu 20MoCrS4 po cementaci na hloubku 0,8 mm, při teplotě 950 °C po dobu 120 minut. Na povrchu vzorku nebyla nalezeny žádná anomalie. Povrch vrstvy je bez zřetelného oduhličení . Je tvořen vysokouhlíkovým martenzitem nechráněné vrstvy u а nízkovuhlíkovým martenzitem u vrstvy chráněné.

Povrchové vrstvy oceli chráněné nátěrem Vacucoat 0091 při teplotě 1000 °C a 1050 °C jsou uvedeny na obr. 2 až 5. Na povrchu všech vrstev cementovaných za takto vysoké teploty jsou patrné světle se leptající vrstvy.



Zvětš. 800 x

Lept. Nital

Obr. 2 Struktura povrchu oceli 16MnCr5 chráněné nátěrem Vacucoat, 1050 °C, při ohřevu Prenit .



Zvětš. 500 x

Lept. Nital

Obr. 3 Struktura povrchu oceli 16MnCr5 chráněné nátěrem Vacucoat, 1050 °C, při ohřevu Prenit.



Obr. 4 Struktura povrchu oceli 16MnCr5 chráněné nátěrem Vacucoat, 1050 °C, standardní proces



Obr. 5 Struktura povrchu oceli 16MnCr5 chráněné nátěrem Vacucoat, 1050 °C, standardní proces

V obr. 6 a 7 jsou uvedeny závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu chráněných i nechráněných vzorků.



Obr. 6 *Průběh tvrdosti na chráněné cementované oceli 16 MnCr5, teplota procesu 1050* °*C, proces PreNit (aplikace NH3 při ohřevu 400-700*°*C), dále cementace za podtlaku 1050*°*C na 1,0 mm.*



Obr. 7 Srovnání průběhu tvrdosti na chráněné a nechráněné cementované oceli 16 MnCr5, teplota procesu 1000 °C, proces standardní bez prenitu.

Pro vyjasnění charakteru povrchové vrstvy byla provedena GDS analýza bóru. Výsledky jsou uvedeny v obr.8.



Obr. 8 *Obsah bóru v povrchové vrsrtvičce oceli púodtlakově cementované oceli 16MnCr 5 pod vrstvou ochranného nátěru*

Z povrchové analýzy je patrné, že na povrchu dochází ke zvýšení koncentrace bóru v oceli. Lze předpokládat, že zvýšení koncentrace bóru je způsbené rozkladem oxidu boritého na povrchu oceli. S ohledem na skutečnost, že při standardních procesech do 950 °C obtížně leptatelná vrstva pozorována nebyla, lze pře předpokládat, že růst vrstvy nasycené bórem je teplotně závislý a význam sycení bórem se bude se zvyšující teplotou zvyšovat. Tuto závislost bude nutné ještě kvantifikovat, stejně jako fázové složení světle se leptající vrstvy.

Vypařování sloučenin bóru bude pravděpodobně doprovodným jevem použití nátěru na bazi B2O3 při teplotách cementace nad 1000 °C.

S ohledem na skutečnost, že chránění se používá většinou na plochách určených k obrábění, nebude mít tato skutečnost negativní vliv na cementovanou součást.

4. NÁTĚR PROTI PLASMOVÉ NITRIDACI A PROTI NITRIDACI ZA PODTLAKU

Proti plasmové nitridaci jsou používány osvědčené nátěry na bázi mědi. Tyto nátěry ovlivní elektrickou vodivost povrchu a zabrání přestupu dusíku do materiálu. Představitelem této skupiny ochranných prostředků je široce používaný Condursal N9. Jako alternativní prostředek je k dispozici Condursal N9W na bázi B2O3, který je možný použít všude tam, kde by byly na závadu elektricky vodivé složky Condursalu N9, případně nutnost nátěr mechanicky odstraňovat. Ochranné účinky je možné dokumentovat na obr. 9.



Obr. 9 Ochrana pomocí pasty Condursal N9W. Dokumantace pomocí GDOS analýzy povrchu po pulsní plasmové nitridaci.

5. PODMÍNKY ÚSPĚŠNÉHO POUŽITÍ NÁTĚRŮ

Proúspěšnou aplikaci nátěrů proti chemicko-tepelnému zpracování je nutné dbát na následující zásady:

- Zajistit optimální ředění nesmí dojít k přeředění
- Provést dokonalé promíchání tendence k usazovaní těžších komponent nátěru
- Zajistit rovnoměrné nanášení
- Existuje možnost několikanásobného nanášení obvykle však není nutné
- Je bezpodmínečně nutné nechat nátěr dokonale proschnout. Nedokonale proschlé nátěry snižují vakuum a případně odprýskávají
- Nátěry nesmí zasychat za příliš vysoké teploty. Nesmí dojít k varu ředidla

6. NEJČASTĚJŠÍ PŘÍČINY NESPRÁVNÉ FUNKCE OCHRANNÝCH NÁTĚRŮ

- vyschlý nátěr
- nedokonalé promíchání
- nerovnoměrné nanesení, pokapání nechráněných ploch
- rychlé zasychání
- nedokonalé proschnutí nátěru
- poškození nátěrů po nanesení

7. ZÁVĚR

• Pro ochranu proti chemicko-tepelnému zpracování za sníženého tlaku a v plasmě např. podtlakové cementaci a plasmové nitridaci jsou k dispozici ochranné nátěry s možností průmyslové aplikace.

• Ochranná schopnost nátěrů je z technického hlediska zcela dostatečná. Při použití je však nutné respektovat specifické vlastnosti a chování nátěrů v prostředí sníženého tlaku.

• Při teplotách cementace nad 1000 °C je nutné počítat s mírným průnikem bóru do povrchové vrstvy, který se projevuje vznikem světle se leptající vrstvy o tloušťce několika mikrometrů.

LASEROVÉ KALENÍ NÁSTROJŮ

LASER HARDENING OF TOOLS

^aPetr Mráz, ^bSteffen Schubert

^aAVANTEK s.r.o., Piešťanská 44, 91501 Nové Město nad Váhom, Slovac Republic ^bALOtec Dresden GmbH, Winterbergstr. 28, 01277 Dresden, Germany, . +49 35204 79440, <u>info@alotec.de</u>, <u>www.alotec.de</u>

ABSTRACT

Kalení nástrojů se využívá k dosažení vyšší pevnosti a odolnosti proti opotřebení. Laserové kalení jako povrchová technologie je průmyslově vhodná ca. 10 let. Výkonové diodové lasery (HPDL) s vazbou do optického vlákna jsou obzvláště vhodné pro tyto účely z důvodu relativně krátké vlnové délky záření. Dosahovaná účinnost systému je kolem ca. 35 %. Je možná šířka stopy až do ca. 60 mm. Teplota povrchu je přesně snímána pomocí kamery. Systém řízení výkonu laseru LomPocPro zajišťuje v procesu na povrchu nástroje teplotu s přesností ±10 K. Skenovací systém LASSY umožňuje průběžně v procesu vytvoření proměnné šířky stopy a profilu intenzity laserového paprsku. Po kalení je potřebné pouze minimální nebo žádné dokončování nástroje. Nástroj může být okamžitě připraven k použití. Společnost ALOtec úspěšně využívá svůj vlastní první skutečně mobilní laserové kalící systém na trhu..

Hardening of tools is used to increase the strength and wear resistance. Laser hardening as a surface hardening process is available for about ten years. Fiber-coupled high power diode laser (HPDL) are especially suitable because of the advantage of shorter wavelength. The system overall efficiency of about 35 % is achieved. Track widths up to 60 mm are possible.

The surface temperature is precisely measured with a camera. The deployed laser power control LomPocPro ensures the best temperature stability (± 10 K) on the tool surface.

The dynamic scanning system LASSY allows variable laser beam intensity profiles and hardening track widths.

Immediately after hardening with small or without any rework the tool is ready for production. ALOtec successfully uses his own first really mobile laser hardening system on the market.

Tvrdenie povrchu slúži k vytvoreniu povrchu odolného proti opotrebeniu.

Rozlišujú sa procesy, kde dochádza k prekaleniu celej súčiastky, ako je napr. bežné kalenie v peci, plošné procesy ako plazmová niridácia, kde se zvýšená tvrdosť dosahuje len do malej hĺbky, ale tiež parciálne pôsobiace povrchové procesy, ako je kalenie plameňom, indukčné kalenie a laserové kalenie (LK), každé s inou hĺbkou prekalenia a mierou presnosti kopírovania povrchu.

Laserové kalenie v mnohých aplikáciách vytlačilo indukčné kalenie a kalenie plameňom.

Laserové kalenie – správna voľba: Laserové kalenie sa v priemysle používa už asi 10 rokov a jeho význam neustále rastie. Možnosti použitia sú stále širšie. Ako zdroj energie sú popri CO2

laseroch a Nd:YAG laseroch k dispozícii tiež priamo vyžarujúce výkonové diódové lasery (VDL) a výkonové diodové lasery s vazbou do optického vlákna. VDL vyžařujú na pomerne krátkej vlnovej dĺžke. Proces absorpcie energie do obrobku je tak v porovnaní s inými zdrojmi žiarenia oveľa účinnější. Účinnosť VDL dosahuje cca. 35 %.



Obr. 1: Laserové kalenie na príklade vačky

Kaliteľné sú nástrojová a konštrukčná oceľ, nízkoteplotná oceľ, oceľoliatina a rôzne druhy liatiny ako sivá liatina s lupienkovým anebo guličkovým grafitom (najmenej 80% podiel perlitu). Pre priamo kaliteľné materiály sa požaduje obsah uhlíka najmenej 0,22 hmotn. %. Nauhličená oceľ môže byť taktiež kalená laserom.

Povrch obrobku sa ohreje na austenitizačnú teplotu. Rýchlosť nárastu teploty je pritom viac ako 1000 K/s. Toto prebieha riadeným spôsobom, až do blízkosti bodu tavenia, avšak bez jeho dosiahnutia. Doba zotrvania na teplote je podľa druhu materiálu

10-3 s až 10 s. K odvodu tepla dochádza do samotného obrobku. Obvykle sa pracuje pri atmosférických podmienkach. Pritom sa vytvára veľmi tenká, väčšinou nevýznamná vrstva vrstva kysličníka. Táto môže byť bez ťažkostí odstránená.

Pri krytí ochranným plynom môžno tvorbe kysličníka zabrániť.

Výsledná štruktúra je pri laserovom kalení v porovnaní s ostatnými metódami kalenia podstatne jemnozrnnejšia. Hodnoty tvrdosti ležia na hornej hranici oblasti, ktorá je dosiahnuteľná vytváaraním martenzitu.

Maimálna dosiahnuteľná hĺbka zakalenia je závislká od materiálu a je možná až do hĺbky 1,5 mm.

Pri vysokolegovaných samokaliteľných oceliach možno dosiahnuť aj väčšiu hĺbku zakalenia.



Obr. 2: Hĺbka zakalenia pri laserovom kalení

O postupe kalenia by sa malo rozhodovat na základe funkčných požiadaviek na obrobok a nie z dôvodu napr. dostupnosti kaliacej technológie alebo dokonca z dôvodu tradície.

Neodôvodnené bezpečnostné obavy konštruktéra alebo stanovovanie nepotrebne veľkej hĺbky zakalenia je už dnes tiež prekonané.

Pri vysokom tepelnom zaťažení, ako napr. pri kalení v peci dochádza k deformáciám v dôsledku uvoľnenia napätí pochádzajúcich z obrábania. Potrebné sú materiálové prídavky na elimináciu rizík. V konečnom dôsledku sa musí zakalená súčiastka nákladne dokončovať.

Cieľom je redukcia nákladov na obrábanie po kalení, resp. finálne obrábanie na obrobku v mäkkom stave. Čiastočné kalenie pomocou výkonového diódového lasera poskytuje pre to resp. pre bezdeformačné kalenie tie najlepšie podmienky. Vložené množstvo tepla tvorí obvykle len zlomok oproti iným kaliacim metódam a naviac sa vnáša veľmi cielene.

Základná tvárnosť v jadre obrobku zostáva zachovaná. Náchylnosť k tvorbe trhlín sa výrazne znižuje.

Ďalšie žíhanie nie je potrebné.



Obr. 3:Laserové kalenie 3D-ohybových hrán pre spracovanie plechu

K ďalším výhodám laserového kalenia patria vysoká energetická účinnosť, krátky čas spracovania a z toho vyplývajúca rýchla dostupnosť obrobku pre nasledújúci výrobný proces. Možná je integrácia LK do spojitého výrobného procesu (1).

Proces LK sa vyznačuje ekologickosťou a čistotou. Nie sú potrebné nákladné procesy ako napr. vákuum. Dodatočné médiá na chladenie ako voda alebo olej nie sú potrebné. Vyžaduje sa len voľný prístup laserového lúča na povrch obrobku..

Nitridovanie (plošné) a laserové kalenie je možné kombinovať. Na obrobku sa zakalia definované body alebo kontúry. Následne prebehne plošné nitridovanie obrobku. V dôsledku laserového kalenia vopred je dosiahnuté vytvorenie podstatne stabilnejšej nitridovej vrstvy.

Použitie LK otvára konštruktérovi a výrobnému technológovi nové možnosti a slobodu nápadov. Hospodárnsoť LK je už niekoľko rokov preukázaná.

Dostupné sú výkonové diódové lasery s výkonom do 10 kW. S takým výkonom lasera je možné dosiahnuť šírku kaliacej drážky až do cca. 60 mm.

Väzba viacených laserovývh systémov, napr. Pre špeciálne aplikácie, je takisto možná.

Laserový lúč je navádzaný pomocou robota. Prídavný otočno-naklápací stôl na polohovanie obrobku zaisťuje takmer bez výnimky prístup laserového lúča ku kalenej pozícii. V prípade potreby je robot rozšírený o lineárny alebo portálový systém.



Obr. 4: Zákaznícke zariadenie na laserové kalenie uložení na rotačných dieloch.

Riadenie výkonu lasera sa uskutočňuje pomocou špeciálneho systému LompocPro. Tento zaiťuje najlešiu možnú teplotnú stálosť na povrchu obrobku v rozmedzí cca. +/- 10 K. Táto skutočnosť má zásadný význam pre rovnomernú výslednú tvrdosť predovšetkým pri meniacich sa podmienkach odvodu tepla.

Teplota povrchu sa sníma pomocou kamery a spracováva sa v riadení výkonu. Toto sa uskutočňuje v kaliacej stope veľmi presne vďaka konkrétnemu priradeniu hodnoty teploty k plošnému elementu. Tým je splnená najdôležitejšia základná podmienka pre rovnomerné zakalenie pri najvyšších kvalitatívnych nárokov. Definitívne je zamedzené vytváraniu nátavov.

Ďalšie procesné parametre, ako sú rýchlosť posuvu laserového lúča a jeho uhol dopadu na materiál, väčšinou podmienené geometriou obrobku, sa určujú na základe dlhoročných skúseností.

Zrkadlové systémy umožňujú, aby laserový lúč dosiahol aj na vnútorné oblasti obrobku s optimálnym uholm dopadu.

Systémy nasadené k deleniu lúča zaisťujú napr. pri LK 3D-strižných hrán funkčne korektné hodnoty tvrdosti.



Obr. 5: Laserové kalenie 3D-strižných hrán pre spracovanie plechu.

Na vytvorenie premenného profilu intenzity resp. šírky kalenej stopy priamo v kontinuálnom procese bol vo Frauhoferovom ústave IWS v Drážďanoch vyvinutý systém na dynamické tvarovanie lúča s označením LaSSy. Tiež sa obvykle označuje ako skener. Skenovacia frekvencia je až 200 Hz. Laserový lúč može tak premenne sledovať vybrané plochy aúalebo ich aj vynechať.

Výmena pevnej optiky napr. za účelom zmeny šírky stopy odpadá. Zamedzuje sa vytváraniu prechodových oblasti oblasti v dôsledku štart-stop javu.

Pomocou modulu LASMON sú analyzované zdroje laserového žiarenia a laserová optika. Sníma sa rozdelenie hustoty výkonu v tvarovanom laserovom lúči a tot môže potom byť znovu zobrazené na 3D-modeli.

Pomocou simulačného softwaru DCAM sa je možné programovať dráhu laserového lúča v režime off-line. K tomu nie je ešte potrebná fyzická prítomnosť obrobku. Môžu byť importované CAD dáta zo všetkých bežných CAD-systémov.

Alternatívne možno vytvárať programy metódou teach-in (manuálne plohovanie do jednotlivých súradníc).



Obr. 6: Off-line simulácia

V novom sídle v Dresden-Kesselsdorf ponúka spoločnosť ALOtec laserové kalenie ako službu.

Pracuje sa so zariadením vyššie uvedenej koncepcie a popísaným know-how. K dispozícii je rôzna tzv. pevná optika pre zodpovedajúce šírky kaliacej stopy. Maximálna šírka stopy je okolo 22 mm, čo postačuje na takmer všetky zadania úloh.

Laserové kalenie sa realizuje napr. na malých dieloch, vačkách ozubených kolesách, strižných a tvárniacich nástrojoch a strojárskych súčastí rôzneho druhu.

Na želanie je vykonávané meranie tvrdosti a zhotovujú sa metalografické výbrusy. Zvarové oblasti nie sú dodatočne kalené.



Bild 7: Laserové kalenie záverných hrán (lisovací nástroj)

Firma ALOtec vyrába a dodáva laserové kaliace zariadenia do celého sveta. Zariadenia sa vždy konfigurujú podľa požadaviek užívateľa. K dispozícii sú lasery s výkonom až do 10 kW.



Obr. 8: Koncepcia zariadenia

Laserové kaliace zariadenia sú rozšíriteľné o laserové naváranie prášku a/alebo drôtu. Aj tu je nasadený kamerový systém riadenia procesu. Taktiež umožňuje riadenie teploty rýchlych procesov v tekutej fáze resp. konštantné natavenie základného materiálu a vytvorenie optimálnych vlastností návaru. Cieľom je dosiahnutie pokiaľ možno čo najpresnejšie priblíženie tvaru návaru požadovaným konečným obrysom.

Parametre procesu navárania sú vždy užívateľsky špecifické. Výber prídavných materiálov sa uskutočňuje na základe požiadaviek zákazníka, napr. požiadavky na odolnosť proti opotrebeniu, rázová odolnosť resp. odolnosť voči korózii.

Želané výkonové parametre, ako napr. objem návaru za časovú jednotku, sú zabezpečované voľbou rôznych výkonových parametrov lasera a typov trysiek.

Firma ALOtec ponúka tiež malé laserové kaliace systémy. Tieto zariadenia na laserové kalenie sú kofigurované ako zariadenia typu "zapni a pracuj" (Plug and Work). Systém je taktiež rozšíriteľný o možnosť navárania prášku a/alebo drôtu.

Investičné náklady sa pohybujú výrazne pod známou trhovou úrovňou.

Firma ALOtec kalí od roku 2010 na objednávku priamo u zákazník. K tomu má k dispozícii mobilné laserové kaliace zariadenie. Aj tu je laserový lúč vedený pomocou robota. Výkon lasera inštalovaného v systéme umožňuje dosahovanie širky stopy až do cca. 13 mm.



Obr. 9: Mobilné laserové kaliace zariadenie



Obr. 10: Mobilné laserové kaliace zariadenie pri nasadení u zákazníka

ZHRNUTIE

Kalenie sa musí realizovať rýchlo, lacno a funkčne správne.

Laser umožňuje kaliť hotový obrobok viac-mene bez deformácií. Dokončovanie je redukované na minimum resp. úplne odpadá.

Obrobok je po kalení ihneď k dispozícii pre nasadenie do výroby.

Je možné mobilné kalenie u zákazníka.

LITERATÚRA

Bonß, S.: HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 63(2008)