



La
Metallurgia
Italiana International Journal of the
Italian Association for Metallurgy

n. 06 giugno 2022

Organo ufficiale
dell'Associazione Italiana
di Metallurgia.

Rivista fondata nel 1909



La Metallurgia Italiana

International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Organo ufficiale dell'Associazione Italiana di Metallurgia.
House organ of AIM Italian Association for Metallurgy.
Rivista fondata nel 1909



Direttore responsabile/*Chief editor:*
Mario Cusolito

Direttore vicario/*Deputy director:*
Gianangelo Camona

Comitato scientifico/*Editorial panel:*
Christian Bernhard, Massimiliano Bestetti,
Wolfgang Bleck, Franco Bonollo, Bruno Buchmayr, Enrique Mariano
Castrodeza, Emanuela Cerri, Lorella Ceschini, Vladislav Deev,
Bernd Kleimt, Carlo Mapelli, Jean Denis Mithieux, Marco Ormellese,
Massimo Pellizzari, Barbara Previtali, Evgeny S. Prusov, Dieter Senk,
Du Sichen, Karl-Hermann Tacke

Segreteria di redazione/*Editorial secretary:*
Marta Verderi

Comitato di redazione/*Editorial committee:*
Federica Bassani, Gianangelo Camona, Mario Cusolito,
Carlo Mapelli, Federico Mazzolari, Marta Verderi

Direzione e redazione/*Editorial and executive office:*
AIM - Via F. Turati 8 - 20121 Milano
tel. 02 76 02 11 32 - fax 02 76 02 05 51
met@aimnet.it - www.aimnet.it

Immagine in copertina: Shutterstock

siderweb
LA COMMUNITY DELL'ACCIAIO

Gestione editoriale e pubblicità
Publisher and marketing office:
siderweb spa
Via Don Milani, 5 - 25020 Flero (BS)
tel. 030 25 400 06 - fax 030 25 400 41
commerciale@siderweb.com - www.siderweb.com

La riproduzione degli articoli e delle illustrazioni
è permessa solo citando la fonte e previa autorizzazione
della Direzione della rivista.

Reproduction in whole or in part of articles and images
is permitted only upon receipt of required permission
and provided that the source is cited.

Reg. Trib. Milano n. 499 del 18/9/1948.
Sped. in abb. Post. - D.L.353/2003 (conv. L. 27/02/2004 n. 46)
art. 1, comma 1, DCB UD

siderweb spa è iscritta al Roc con il num. 26116



n.06 giugno 2022
Anno 113 - ISSN 0026-0843

indice

Editoriale / Editorial

Editoriale

A cura di Danilo Petta..... pag.04

Memorie scientifiche / Scientific papers

Trattamenti Termici / Heat Treatment

Evaluation by nanoindentation of the influence of heat treatments and the consequent induced microstructure on the mechanical response of the heat-treated L-PBF AlSi10Mg alloy

G. Di Egidio..... pag.08

Characterization of 205 and 206 copper alloys for space and ground applications

A. Brotzu, F. Felli, F. Fraccaroli, A. Paolozzi, C. Paris, D. Pilone..... pag.17

Scelte ottimizzate per il trattamento termico di ruote ferroviarie nel rispetto dei criteri di sicurezza e ambiente

A. Ghidini, D. Petta, S. Cantini..... pag.26

Ottoni bifasici stampati a caldo per utilizzo con acqua potabile: ottimizzazione del ciclo produttivo e del trattamento termico per incrementare la resistenza a corrosione

P. Martelli, J.C.I. Vilches, G.M. La Vecchia, E. Aime, P. Peli pag.36

Attualità industriale / Industry news

Inductive fixture hardening and tempering: a big step forward in gear manufacturing

edited by: R. Jenne, M. Bergmeir..... pag.48

Fluidi da tempra; stato dell'arte in campo automotive

a cura di: E. Morgano, D. Petta..... pag.54

Atti e notizie / AIM news

Report 27° Convegno Nazionale Trattamenti Termici pag.60

Eventi AIM / AIM events pag.61

Comitati tecnici / Study groups pag.63

Normativa / Standards pag.66

“

"Finalmente ci siamo ritrovati, per il nostro 27° Convegno Nazionale Trattamenti Termici, nella bellissima Genova in uno degli angoli più caratteristici e storici della città, il porto antico".

"We have finally met again, for our 27th National Heat Treatment Conference, in beautiful Genoa in one of the most characteristic and historical corners of the city, "Il Porto Antico" ("The Old Port")".



Dott. Danilo Petta
Gearchem, Castello d'Argile

DA GENOVA SI RIPARTE ALLA GRANDE CON I TRATTAMENTI TERMICI

Cari amici, finalmente ci siamo ritrovati, per il nostro 27° Convegno Nazionale Trattamenti Termici, nella bellissima Genova in uno degli angoli più caratteristici e storici della città, il porto antico. Un'area ristrutturata all'epoca delle Colombiadi ma che poggia sui moli storici che furono un trampolino per gli scambi commerciali di una città in rapida crescita.

Proprio in questa città laboriosa si annunciava il primo Convegno sui Trattamenti Termici che si tenne al Teatro della Società Cornigliano nel 1960 a conferma di un dna votato all'acciaio.

Da quel momento in poi tale evento è divenuto un appuntamento fisso, a cadenza mediamente biennale, che l'associazione con il Centro di riferimento ha voluto assicurare a tutti i tecnici e imprenditori del settore. Ritrovarsi qua oggi a distanza di più di 60 anni, così numerosi, è fonte di grande soddisfazione e orgoglio.

HAPPLY RESTARTING FROM GENOVA WITH THE HEAT TREATMENT CONFERENCE

Dear friends, we have finally met again, for our 27th National Heat Treatment Conference, in beautiful Genoa in one of the most characteristic and historical corners of the city, "Il Porto Antico" ("The Old Port"). An area that was renovated at the time of the Colombiadi, but which rests on the historic piers that were a springboard for the trade exchanges of a rapidly growing city.

It was in this industrious city that the first Conference on Heat Treatments was announced and held at the Cornigliano Society Theatre in 1960, confirming a DNA devoted to steel.

From that moment on, this event has become a fixed appointment, every two years on average, that the Association, with the reference Study Centre, wanted to ensure for all technicians and entrepreneurs in the sector. To find ourselves here today, more than 60 years later, so numerous, is a source of great satisfaction and pride.

L'area del porto antico con i suoi Magazzini del cotone hanno fatto da cornice a due giorni ricchi di presentazioni e di contributi scientifici ad altissimo livello.

L'organizzazione dell'evento ha attraversato diverse vicissitudini legate principalmente alla pandemia ma la tenacia è stata premiata con un successo al di sopra delle aspettative.

Più di 30 aziende espositrici con un programma scientifico ad altissimo livello hanno coinvolto oltre 230 iscritti all'interno delle due giornate. La cena all'Acquario ha reso indimenticabile tale esperienza.

Per questo risultato, non posso che ringraziare tutti coloro che hanno contribuito e reso possibile lo svolgimento:

la Presidenza AIM che ha il timone della nostra Associazione, la nostra Segreteria Generale senza la quale non potremmo organizzare nulla, tutti i membri dei Centri di Studio ed in particolare Trattamenti Termici e Metallografia oltre a Centro Sviluppo Trattamenti Termici il cui impegno costante nell'ispirazione del programma scientifico è stato fondamentale, tutti i relatori e le aziende partecipanti all'area espositiva che hanno investito risorse per accendere la vera fiamma di questo Convegno.

In particolare voglio anche ringraziare ogni partecipante che rimane un'insostituibile fonte di ispirazione per continuare a progredire con questo tipo di eventi. Particolarmente le aziende del settore che stanno vivendo un periodo decisamente complicato ed è proprio a loro che vogliamo dedicare questo momento di unione e condivisione.

Abbiamo inoltre voluto integrare nella cerimonia di apertura diversi premi che hanno voluto riconoscere, tramite un attestato di stima, il grande contributo apportato alla nostra Associazione. Oltre al premio ricorrente, ad un giovane laureato, intitolato al Dott. Elio Gianotti ricordato da tutti quale imprenditore di successo nel settore dei Trattamenti Termici.

The "Porto Antico" area with its Cotton Warehouses was the setting for two days full of presentations and scientific contributions at the highest level.

The organisation of the event went through several vicissitudes mainly related to the pandemic, but the tenacity was rewarded with a success beyond expectations.

More than 30 exhibiting companies with a scientific program at the highest level involved more than 230 participants over the two days. The dinner at the Aquarium made the experience unforgettable.

For this achievement, I can only thank all those who contributed and made it possible:

the AIM Presidency which has the helm of our Association, our General Secretariat without which we could not organize anything, all the members of the Study Centres and in particular Heat Treatments and Metallography Centre as well as Heat Treatments Development Centre whose constant commitment in inspiring the scientific program was fundamental, all the speakers and companies participating in the exhibition area who invested resources to light the real flame of this Conference.

In particular, I would also like to thank every participant who remains an irreplaceable source of inspiration to continue to make progress with this type of event. Particularly the companies in the sector, which are going through a decidedly complicated period, and it is to them that we want to dedicate this moment of unity and sharing.

We also wanted to include several awards in the opening ceremony to recognise, by means of a certificate of appreciation, the great contribution made to our Association, in addition to the recurring award to a young graduate, named after Dr Elio Gianotti, remembered by all as a successful entrepreneur in the heat treatment sector.

Plaques of merit were presented to Prof. Donato Firrao

Sono state consegnate le targhe di merito al Prof. Donato Firrao per il grande supporto al Centro Trattamenti Termici e Metallografia e all'Ing. Gian Filippo Bocchini (ritirato a mani della Prof.ssa Mariarosa Pinasco) per l'instancabile impegno e contributo dato in particolare al Centro di Studio Metallurgia delle Polveri e Tecnologie Additive.

Il terzo riconoscimento, alla memoria, è stato riservato alla Prof.ssa Enrica Stagno che fu Ordinario di Metallurgia del Dipartimento di Chimica e Chimica Industriale dell'Università di Genova.

Non si poteva non ricordare in questa sede, ripercorrendo una carriera molto prestigiosa nel campo della metallurgia, chi tanto ha contribuito alla ricerca in campo metallurgico e siderurgico proprio nella città che in passato ha avuto un ruolo strategico nella produzione e trasformazione di acciaio.

Un personale ricordo anche delle capacità didattiche non comuni della Proff.sa Stagno che si potrebbero riassumere in un equilibrio di autorevole competenza miscelato con modi direi materni nel seguire i propri studenti. Questo e altro hanno caratterizzato una Sua scuola basata su indimenticabile passione per la metallurgia.

La cerimonia si è poi conclusa con il contributo al ricordo, apprezzatissimo e coinvolgente, della Proff. sa Mariarosa Pinasco sul ruolo e potenzialità della Metallografia a colori.

Con la speranza che il nostro Convegno e l'Associazione rimanga sempre quale momento di ispirazione di idee e discussioni su come possiamo disegnare al meglio il futuro delle nostre attività.

Un caro saluto a tutti e arrivederci a presto,

for his great support to the Centre for Heat Treatments and Metallography, and to Eng. Gian Filippo Bocchini (collected in the hands of Prof. Mariarosa Pinasco) for his tireless commitment and contribution to the Centre for the Study of Powder Metallurgy and Additive Technologies.

The third award, in memory, was reserved for Prof. Enrica Stagno, who was Professor of Metallurgy at the Department of Chemistry and Industrial Chemistry at the University of Genoa.

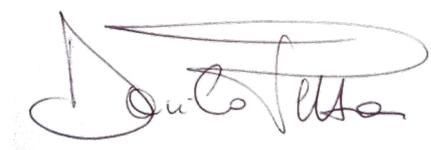
One could not fail to remember here, going back over a very prestigious career in the field of metallurgy, who contributed so much to metallurgy and steel research in the very city that in the past played a strategic role in steel production and transformation.

A personal reminder also of Prof. Stagno's uncommon teaching skills, which could be summed up in a balance of authoritative competence mixed with, I would say, motherly ways of following her students. This and more characterized her school based on an unforgettable passion for metallurgy.

The ceremony then ended with the highly appreciated and engaging remembrance contribution by Prof. Mariarosa Pinasco on the role and potential of Colour Metallography.

In the hope that our Convention and Association will always remain as a moment of inspiration for ideas and discussions on how we can best design the future of our activities.

Greetings to all and see you soon,



39^a aim convegno nazionale

Padova, 21-23 settembre 2022

www.aimnet.it/nazionaleaim

◆ AIM annuncia la **39^a edizione del proprio Convegno Nazionale**, che avrà luogo nel settembre 2022 a Padova, in concomitanza con le celebrazioni degli 800 anni dell'Università. Il Convegno Nazionale AIM è l'iniziativa di riferimento per tecnici d'azienda, ricercatori e accademici che lavorano in campo metallurgico. L'edizione 2022 del Convegno acquista un particolare significato alla luce della ripresa post-pandemica e del ruolo sempre più strategico e trasversale che le discipline metallurgiche giocano nell'ambito della transizione ecologica, della mobilità sostenibile, dell'economia circolare, delle performance sempre più elevate richieste a qualsiasi componente meccanico.

◆ Tutte le informazioni per prendere parte all'evento sono disponibili sul sito:
www.aimnet.it/nazionaleaim

Organizzato da



in collaborazione con



UNIVERSITÀ
DEGLI STUDI
DI PADOVA



dii DIPARTIMENTO
DI INGEGNERIA
INDUSTRIALE

Evento sponsorizzato da



Evaluation by nanoindentation of the influence of heat treatments and the consequent induced microstructure on the mechanical response of the heat-treated L-PBF AlSi10Mg alloy

G. Di Egidio

The hierarchical microstructure of the AlSi10Mg alloy produced by the Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) determines peculiar microstructural and mechanical characteristics. The scientific literature reports generic correlations between the main microstructural features and the mechanical behavior of the alloy, bypassing however the analysis of the effects of the sub-structure on the local mechanical behavior. The present study, therefore, used the nanoindentation technique to determine the influence of different heat treatment conditions on the sub-structure and local mechanical properties of the L-PBF AlSi10Mg alloy. In particular, the following heat treatments were considered: T5 (160 °C for 4 h), T6B (540 °C for 1 h + 160 °C for 4 h), and T6R (510 °C for 10 min + 160 °C for 6 h). The study highlighted how small variations in the morphology or size of the main microstructural characteristics affect the local mechanical behavior, consequently reflecting on the overall mechanical behavior of the material.

KEYWORDS: LASER-BASED POWDER BED FUSION (L-PBF), SELECTIVE LASER MELTING (SLM), AL ALLOY, ALSI10MG, HEAT TREATMENT, NANO-INDENTATION, MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES;

INTRODUCTION

The Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) process plays a leading role in an increasingly flexible and sustainable industrial sector, thanks to greater efficiency in the production of high-value-added components compared to conventional production processes [1-3]. Among the different Al alloys that can be used in the L-PBF applications, the AlSi10Mg alloy is preferred given its good processability, which is due to the almost eutectic chemical composition, the low susceptibility to hot cracking, and the limited solidification range ($\Delta T \approx 50$ °C). Furthermore, the high Mg content allows an increase in its mechanical properties by precipitation of the strengthening phases (Mg_2Si) both in the processing and during the heat treatments [2,4].

The specific process conditions of the L-PBF technology and the chemical-physical properties of the AlSi10Mg alloy determine the formation of a peculiar hierarchical microstructure. They lead to the formation of a Melt Pool (MP) structure within which the growth of epitaxial grains is

Gianluca Di Egidio

Department of Industrial Engineering (DIN), Alma Mater Studiorum,
University of Bologna, Viale Risorgimento 4, 40136 Bologna, Italy

promoted by the similarity in crystal structure and chemical composition between the solid substrate and the liquid metal. At the same time, the non-equilibrium solidification conditions, due to the high cooling rate, lead to the formation of an extremely fine subcellular structure consisting of submicrometric cells of supersaturated α -Al matrix surrounded by a eutectic-Si network [3]. The microstructure in the as-built (AB) condition is therefore characterized by different strengthening mechanisms, which induce higher static strength properties (yield strength (YS) and ultimate tensile strength (UTS)) than conventional Al-Si-Mg casting alloys, even if lower elongation to failure (ϵ_f) and impact toughness. Therefore, several heat treatments generally used on Al casting alloys have been applied to the L-PBF AlSi10Mg alloy to improve the mechanical properties balance [4].

The T5 heat treatment promotes the precipitation hardening by nanometric Si precipitates and precursors of the equilibrium phase Mg_2Si , also preserving the main strengthening mechanisms of the AB condition (microstructural refinement, solid solution, aggregated second phase). At the same time, it reduces the dislocation density and consequently, the residual stresses in the L-PBF-produced part, thus slightly improving the ϵ_f value while maintaining or even increasing the strength properties of the alloy [5]. Conversely, the T6 heat treatment eliminates the MP structure and modifies the substructure which is characterized by a homogeneous distribution of Si particles embedded in an α -Al phase matrix. In this case, the microstructural evolution determines a better balance between the mechanical properties given by an increase in ductility and toughness, and a limited or no decrease in the YS value due to the precipitation hardening that occurs in artificial aging [6].

In the literature [4,7], the role of the arrangement and morphology of the Melt Pool Boundaries (MPB) and the cellular structure size on the ductility and the strength properties of the AB and T5 conditions is widely known. At the same time, in previous work [6] the author showed the effects of the second dispersed phase on the mechanical behavior of the T6 heat-treated AlSi10Mg alloy. In particular, the influence of the shape, morphology, and distribution of the Si particles in the Al matrix on both the strength properties and the ductility of the T6 alloy was highlighted.

However, to the best of the author's knowledge, a detailed analysis of the effects of the substructure on local mechani-

cal behavior is lacking in the literature. For example, Moses et al. [7] and Zhuo et al. [8] performed nanoindentation tests on AB and heat-treated samples, however, without reporting neither a precise mapping of the influence of the different phases and features that characterize the microstructure of the L-PBF AlSi10Mg alloy, nor a direct correlation between local and macroscopic mechanical properties.

This lack of knowledge led to the investigation, by nanoindentation tests, of the correlations between local mechanical behavior and microstructural features of the heat-treated L-PBF AlSi10Mg alloy in different conditions, which were optimized in previous work [6]: (i) T5 (artificial aging (AA) at 160 °C for 4h), (ii) T6B (solubilization (SHT) at 540 °C for 1 h and artificial aging at 160 °C for 4 h), and (iii) T6R (solubilization at 510 °C for 10 min and artificial aging at 160 °C for 6 h). This study highlighted the influence of the morphology, dimension, and distribution of the main microstructural features on the local mechanical behavior of the L-PBF AlSi10Mg alloy in the T5 and T6 conditions. Moreover, these results were correlated with the mechanical behavior of the alloy, particularly the yield strength and the elongation to failure [6].

MATERIAL AND METHODS

AlSi10Mg alloy discs (Fig. 1) (diameter $\phi = 46$ mm and thickness $h = 5$ mm) were produced by a SLM500 printing system, using gas atomized powders supplied by Tekna. The discs underwent the heat treatments reported in Table 1 to evaluate the effect of the microstructure on the local mechanical behavior of the material. The process parameters, the chemical-physical features of the powders, and a detailed discussion concerning the choice of the heat treatment parameters are reported in a previous work by the author [6].

The nanoindentation tests were carried out using a Nano-Test Vantage from Micromaterials equipped with a Berkovich indenter (Centerline-to-face angle, $\alpha = 65,27^\circ$, Young's Module, $E_o = 1141$ GPa e Poisson coefficient, $\nu_o = 0.07$). A load speed of 1 mN/s, a maximum load of 10 mN, and a holding time of 5 s at the load peak were used. The analysis was carried out using maps with dimensions of 400 x 200 μm to afford the characterization of a large area of material through equidistant indentations at 40 μm . In total, the number of points analyzed in each map was 66.

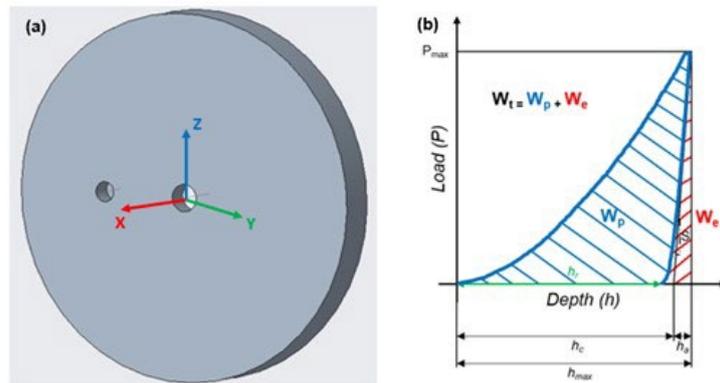


Fig.1 – (a) Representative scheme of the specimens: building axis (z) and plane parallel to the building platform (xy), (b) Load-unload curve for the instrumented indentation technique. / (a) Schema rappresentativo dei provini: asse di costruzione (z) e piano parallelo alla piattaforma di costruzione (xy), (b) Curva di carico-scarico per la tecnica di nanoindentazione strumentata.

Tab.1 – (a) Representative scheme of the specimens: building axis (z) and plane parallel to the building platform (xy), (b) Load-unload curve for the instrumented indentation technique. / (a) Schema rappresentativo dei provini: asse di costruzione (z) e piano parallelo alla piattaforma di costruzione (xy), (b) Curva di carico-scarico per la tecnica di nanoindentazione strumentata.

Condition	T5	T6R	T6B
Heat treatment parameters	Artificial aging (AA) at 160 °C for 4 h, air cooling	Solution (SHT) at 510 °C for 10 min, water quenching at room temperature, Artificial aging (AA) at 160 °C for 6 h, air cooling	Solution (SHT) at 540 °C for 1 h, water quenching at room temperature, Artificial aging (AA) at 160 °C for 4 h, air cooling

Two different parameters were analyzed to correlate micro-structure and local mechanical behavior: hardness (H) and elastic recovery parameter (ERP). The first is the ratio between

the maximum applied load (P_{max}) and the projected contact area at that load ($A(h_c)$) (Fig. 1.b) [9], which is expressed by eq. 1:

$$H = \frac{P_{max}}{A(h_c)} \quad (1)$$

The elastic recovery parameter (ERP) is a dimensionless index that is indicative of the slope (S) of the unloading curve

and consequently related to the ratio between hardness (H) and Young's modulus (E) of the material (Fig. 1.b) [10]:

$$ERP = \frac{h_{max} - h_c}{h_{max}} \quad (2)$$

In eq. 2, h_{max} defines the depth at the maximum load, while h_c is the contact depth. The ERP coefficient highlights the elastoplastic behavior of the material: as ERP increases, the

elastic work (W_e) increases, conversely, its decrease in value corresponds to an increase in the plastic work (W_p) [10]. The samples preparation and the data acquisition followed

this procedure: (i) cutting of the samples parallel to the construction axis of the specimens, (ii) embedding of the samples in conductive resin and subsequent metallographic preparation up to polishing with a diamond suspension of 1 μm , according to the ASTM E3 standard, (iii) performing nanoindentation tests, (iv) chemical etching of samples using Weck's reagent (3 g NH_4HF_2 , 4 ml HCl, 100 ml H_2O), according to ASTM E407, (v) image acquisition using optical (OM) and field emission gun scanning electron (FEG-SEM) microscopes.

The hardness and ERP data were processed by the Matlab software to create the related maps.

RESULTS

The T5 alloy had no remarkable effects on the microstructure of the AB alloy. Its microstructure is, therefore, characterized by a macrostructure of overlapping MPs (Fig. 2.1) and a substructure of submicrometric cells of supersaturated α -Al surrounded by a eutectic-Si network (Fig. 2.2).

The continuous heating and cooling cycles during L-PBF processing affected the ultrafine cellular structure. In particular, the eutectic-Si network presents different morphologies within the MP structure: (i) quite uniform in the Melt Pool Core (MPC), where the α -Al cells are fine and equiaxial; (ii) larger and more elongated in the areas adjacent to the MPB; (iii) extremely discontinuous in the Heat Affected Zones (HAZ), where it appears fragmented and constituted by small agglomerated Si particles (Fig. 2.3). The hardness and ERP coefficient maps clearly show the effects of the non-uniform microstructure on the mechanical response of the T5 alloy [10]. In particular, it is possible to observe values of H and ERP detected in large HAZ that are approximately 20 \div 30% lower than the maximum measured value ($H = 1.75$ GPa and $\text{ERP} = 0.062$). This confirms the relationship between lower local mechanical properties and a coarser and more inhomogeneous microstructure. In fact, as described by Kim et al. [11], upon loading, dislocations in the Al matrix pile up near the Si-rich interface and lead to the formation of stacking defects resulting in twinning in Si nanoparticles located at the boundaries of Si-rich cells. The morphology and size of the cellular structure influence the hindering me-

chanism at the eutectic-Si network/ α -Al cell interface and consequently the mechanical properties of the alloy. In fact, the lower Si content in the cellular boundaries of the HAZ, resulting from Si decomposing associated with the thermal history of the alloy [12], compared to the fine (MPC) and coarse (MPB) cellular zones (Fig. 2.3), entail less effect in inhibiting dislocation slip. Since dislocations can easily move in the HAZ, hardness decreases while plastic deformation increases. In the tensile test, the plastic deformation is mainly located within the HAZ zones, constrained by the high strength zone (MPC) that prevents the dislocations motion. This leads to a stress-triaxiality condition and the formation and coalescence of micro-voids [6,13,14]. The coalescence of the micro-void and the concentration of the deformation within the HAZ lead to a consequent reduction of e_f (Table 2) value and impact toughness of the material [6,15].

The T6R and T6B samples have a completely homogeneous composite-like microstructure consisting of Si particles incorporated into a matrix in the α -Al phase resulting from the SHT phase (Figs. 3.1 and 4.1). However, the different SHT parameters determined variations in the morphology, size, and distribution of the Si particles and, consequently, a different mechanical response, both on the macro- and micro-scale.

In the T6R samples, the homogeneous distribution of the small-sized Si particles and the high cohesion with the α -Al matrix led to the indenter always fully penetrating the α -Al matrix (Figs. 3.4 and 3.5), and therefore the measurements were not affected by scatter. The only off-scale peak values were due to the presence of pores (Figs. 3.2 and 3.3) with a reduction of about 25% in terms of H and ERP.

Conversely, in the T6B samples, the heterogeneous size and distribution of Si particles led to a high difference in both H and ERP values between the particle-free zones ($H = 0.8 \div 1.0$ GPa, $\text{ERP} = 0.035 \div 0.045$) (Figs. 4.2, 4.3, and 4.4) and the zones full of large Si particles and/or Si particles clusters in the material ($H = 1.4 \div 1.7$ GPa, $\text{ERP} = 0.055 \div 0.065$) (Fig. 4.5). In fact, the measurements on the T6B sample were strongly influenced by the direct interaction of the Berkovich indenter with large Si particles and showed higher hardness and lower ductility in the presence of large Si particles and/or clusters and lower hardness and higher ductility in the Si

particle-free zones. This is in line with the results of the tensile tests (Table 2) and the fracture surface analyses carried out by the author in [6]. The fractographic analyses highlighted that the presence of large Si particles induced a concentration of the plastic flow and the decohesion of the α -Al matrix along their borders as well as the nucleation of large dimples after the Si particle failure due to the local stress

field. In the particle-free zones, instead, the presence of homogeneous plastic deformation with small dimples was observed [16]. The lower hardness and therefore the tendency to undergo plastic deformation under lower stresses of the particle-free zones could explain the lower YS and ϵ_f of the T6B alloy compared to the T6R alloy [17].

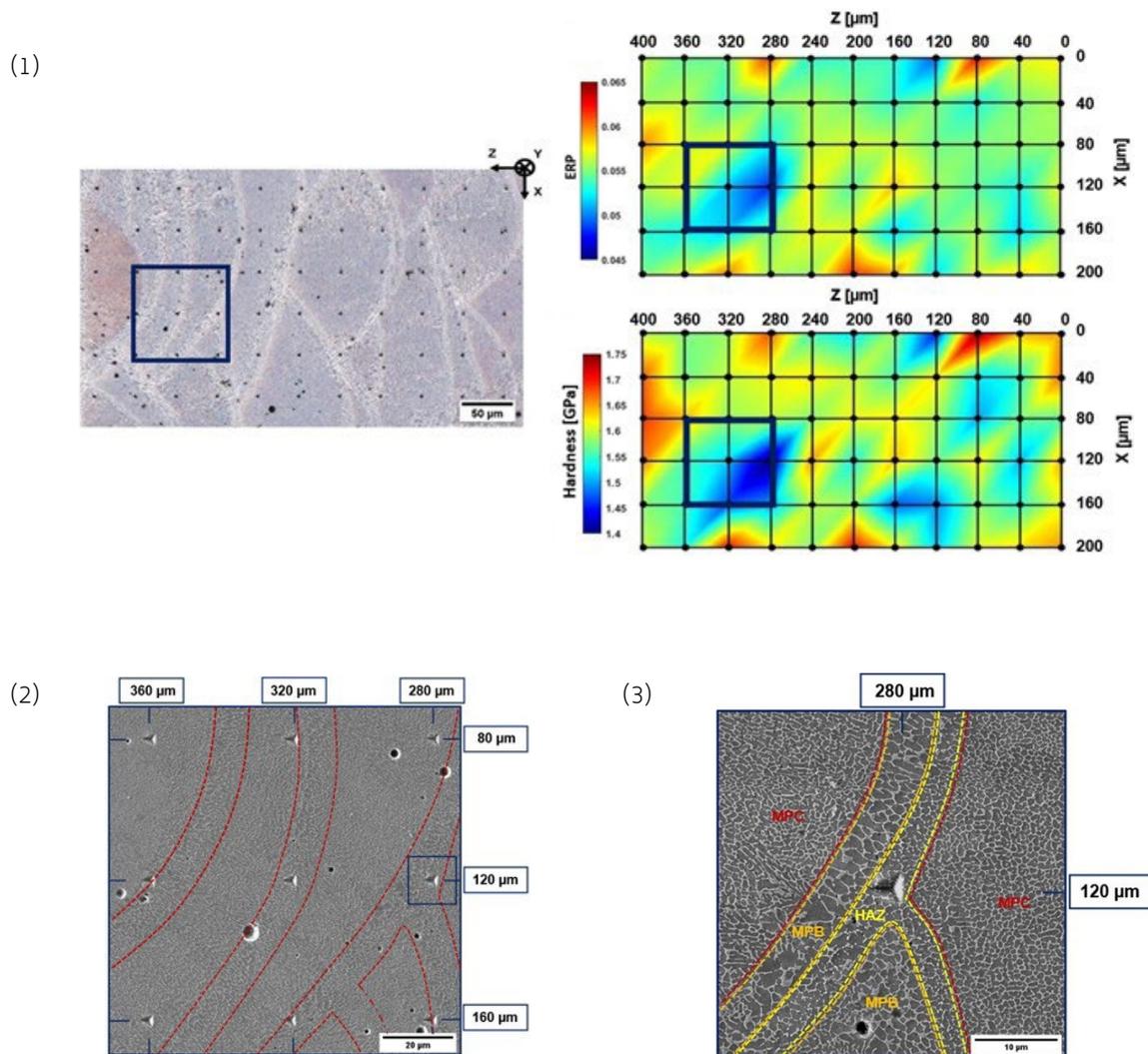


Fig.2 – (1) OM acquisition of the microstructure and nanoindentation matrix for the T5 alloy. The hardness and ERP maps were processed by Matlab software starting from the raw data of the nanoindentation tests; High-magnification microstructures acquired at FEG-SEM: (2) region characterized by a high density of MPB and low hardness and ERP values, (3) HAZ characterized by deep indenter penetration into the Al matrix promoted by the disgregation of the eutectic-Si. / (1) Acquisizione all'OM della microstruttura e della matrice di punti per la lega T5. Le mappe di durezza e ERP sono state elaborate mediante il software Matlab a partire dai dati grezzi della prova di nanoindentazione; Microstrutture ad alto ingrandimento acquisite al FEG-SEM: (2) regione caratterizzata da un'alta densità di MPB e una bassi valori di durezza e coefficiente ERP, (3) HAZ caratterizzata da una profonda penetrazione dell'indentatore nella matrice di Al favorita dalla disgregazione della rete di Si eutettico

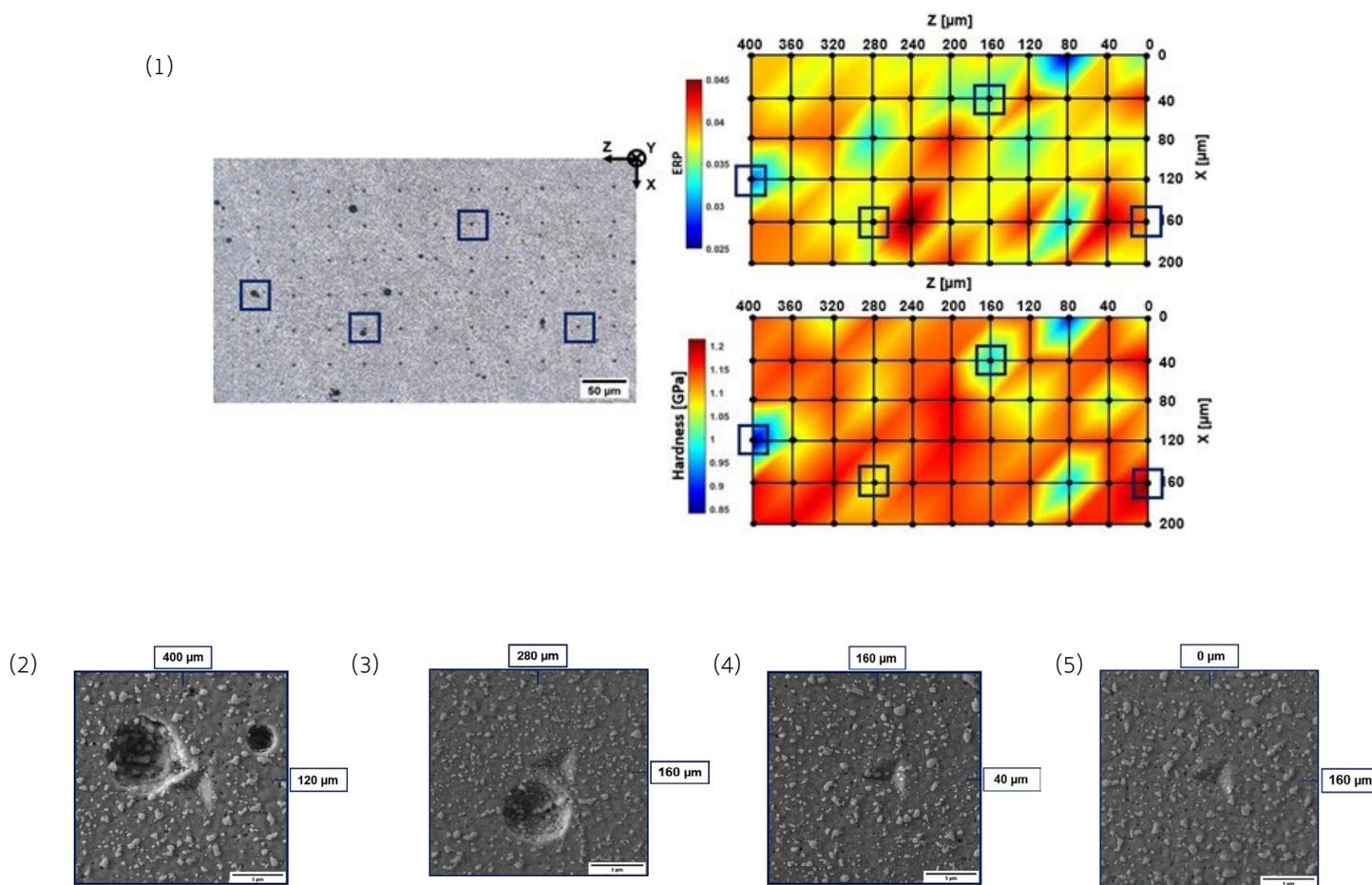


Fig.3 – (1) OM acquisition of the microstructure and nanoindentation matrix for the T6R alloy. The hardness and ERP maps were processed by Matlab software starting from the raw data of the nanoindentation tests; High-magnification microstructures acquired at FEG-SEM: (2) (3) measurements close to porosity and characterized by low hardness and ERP values, (4) (5) areas characterized by a fine dispersion of Si particles and uniform H and ERP values. / – (1) Acquisizione all'OM della microstruttura e della matrice di punti per la lega T6R. Le mappe di durezza e ERP sono state elaborate mediante il software Matlab a partire dai dati grezzi della prova di nanoindentazione; Microstrutture ad alto ingrandimento acquisita al FEG-SEM: (2) (3) rilevazioni in prossimità di porosità e caratterizzate da bassa durezza e basso ERP, (4) (5) aree caratterizzate da una fine dispersione di particelle di Si e da valori di H e ERP uniformi

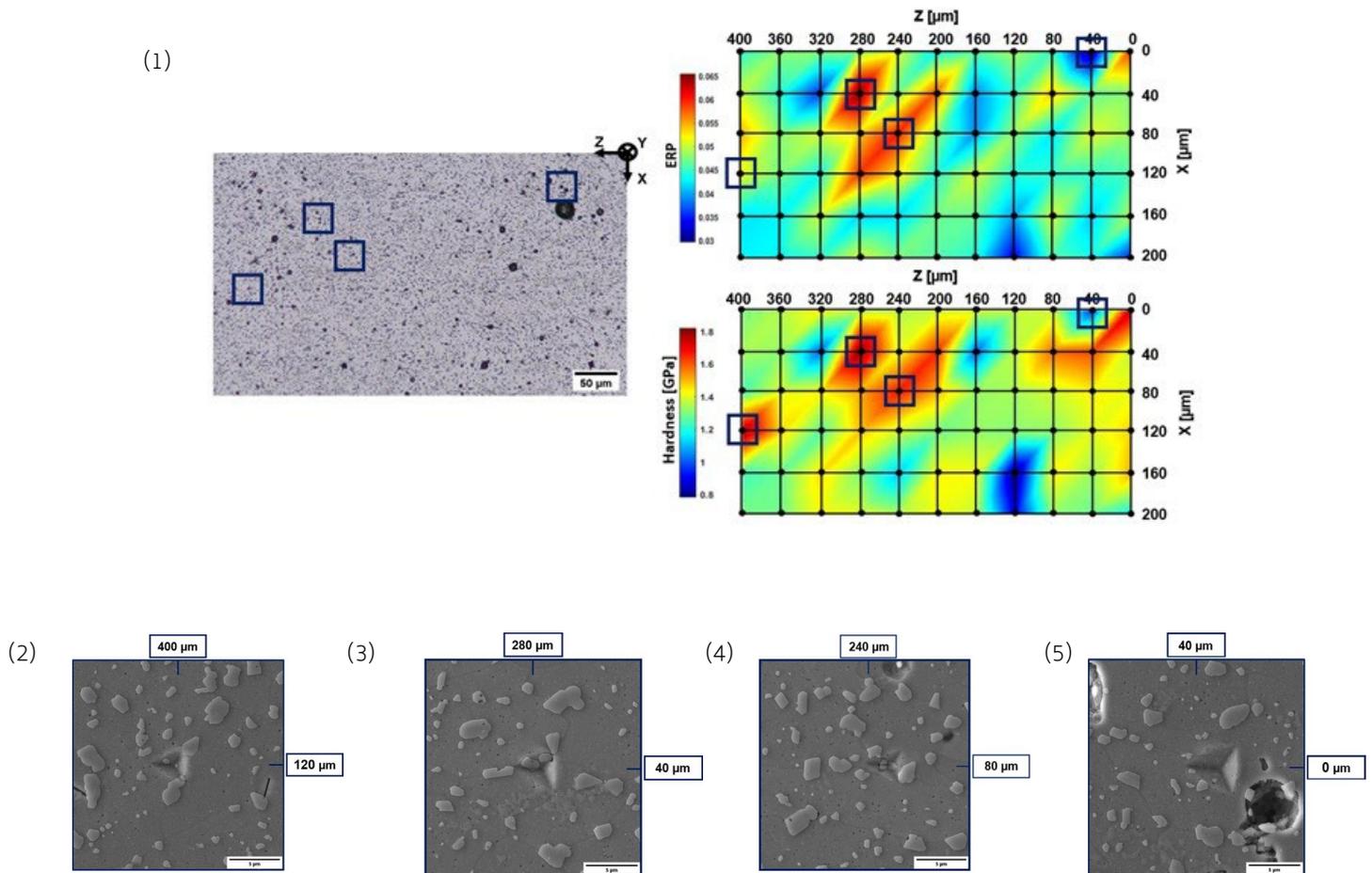


Fig.4 – (1) OM acquisition of the microstructure and nanoindentation matrix for the T6B alloy. The hardness and ERP maps were processed by Matlab software starting from the raw data of the nanoindentation tests; High-magnification microstructures acquired at FEG-SEM: (2) (3) (4) out-of-scale measurements corresponding to areas characterized by clusters of large Si particles, (5) measurement on an area free of large Si particles interacting with the indenter and therefore characterized by low hardness and ERP values / (1) Acquisizione all'OM della microstruttura e della matrice di punti per la lega T6B. Le mappe di durezza e ERP sono state elaborate mediante il software Matlab a partire dai dati grezzi della prova di nanoindentazione; Microstrutture ad alto ingrandimento acquisita al FEG-SEM: (2) (3) (4) rilevazioni fuori scala corrispondenti ad aree caratterizzate da cluster di grandi particelle di Si, (5) rilevazione su di un'area priva di grandi particelle di Si che interagiscono con l'indentatore e caratterizzata da bassi valori di durezza e ERP

Tab.2 - Proprietà meccaniche per le condizioni di trattamento termico analizzate [6] - Mechanical properties for the analyzed heat treatment conditions [6]

	T5	T6R	T6B
YS [MPa]	256 ± 3	251 ± 4	221 ± 6
UTS [MPa]	452 ± 3	319 ± 6	308 ± 7
e _t [%]	4.3 ± 0.6	12.6 ± 0.7	11.8 ± 0.2

CONCLUSIONS

Nanoindentation tests were carried out to evaluate the local mechanical behavior of the L-PBF AlSi10Mg alloy heat-treated in different conditions: T5 (160 °C for 4 h), T6B (540 °C for 1 h + 160 °C for 4 h), and T6R (510 °C for 10 min + 160 °C for 6 h). Based on the obtained results, the following conclusions can be drawn:

- The T5 alloy showed the microstructure characterized by the highest H (1.6 GPa) and ERP (0.055) values. However, a strong local microstructural anisotropy affected the local mechanical behavior of the alloy. The HAZ and the MPB were less effective to inhibit dislocation slip compared to the MPC, thus favoring the plastic deformation in this area and reducing the H and ERP values.
- The T6B and T6R alloys showed lower values of H (1.3 GPa and 1.2 GPa, respectively) and ERP (0.046 and 0.038, respectively), which indicated a softer alloy compared to

the T5 alloy. The difference between the two conditions was linked to the size and distribution of the Si particles embedded into the α -Al matrix. While the T6R samples showed a homogeneous mechanical response due to fine dispersion of Si particles, the presence of larger Si particles or clusters in the T6B samples led to a local inhomogeneous mechanical behavior which reflected on the lower YS and ϵ_f of the T6B samples compared to T6R ones.

ACKNOWLEDGMENTS AND FUNDING INFORMATION

The present work was supported by the RIMMEL project, CUP B91F18000370009, POR FESR EMILIA ROMAGNA 2014-2020, Asse 1 - Ricerca e Innovazione.

REFERENCES

- [1] I. M. MEHRPOUYA, A. DEGHANGHADIKOLAEI, B. FOTOVVATI, A. VOSOOGHNIA, S.S. EMAMIAN, A. GISARIO, *Applied Sciences*, Vol. 9, 3865, (2019).
- [2] N. READ, W. WANG, K. ESSA, M.M. ATTALLAH, *Materials and Design*, Vol. 65, pp. 417-424, (2015).
- [3] A. MERTENS, J. DELAHAYE, O. DEDRY, B. VERTRUYEN, J. T. TCHUINDJANG, A. M. HABRAKEN, *Procedia Manufacturing*, Vol. 47, pp. 1089-1095, (2020).
- [4] W. LI, S. LI, J. LIU, A. ZHANG, Y. ZHOU, Q. WEI, C. YAN, Y. SHI, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 663, pp. 116-125, (2016).
- [5] J. FITE, S.E. PRAMEELA, J.A. SLOTWINSKI, T.P. WEIHS, *Additive Manufacturing*, Vol. 36, 101429, (2020)
- [6] G. DI EGIDIO, L. CESCHINI, A. MORRI, C. MARTINI, M. MERLIN, *Metallurgical Material Transactions B*, Vol. 53, pp. 284-303, (2022).
- [7] P.J. MOSES, Q. LIU, J.P. BEST, X. LI, J.J. KRZIC, U. RAMAMURTY, B. GLUDOVATZ, *Acta Materialia*, Vol. 211, 116869, (2021).
- [8] L. ZHUO, Z. WANG, H. ZHANG, E. YIN, Y. WANG, T. XU, C. LI, *Materials Letters*, Vol. 234, pp. 196-200, (2019).
- [9] J.L. HAY, G.M. Pharr, G.M., *ASM Handbook Vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation*, 10th Edition, ASM International, Materials Park, OH, pp. 232-243, (2000).
- [10] M. MUHAMMAD, J.W. PEGUES, N. SHAMSAEI, M. HAGHSHENAS, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 103, pp. 4161-4172, (2019).
- [11] D.K. KIM, J.H. HWANG, E.Y. KIM, Y.U. HEO, W. WOO, S.H. CHOI, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 714, pp. 687-697, (2017).
- [12] U. PATAKHAM, A. PALASAY, P. WILA, R. TONGSRI, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 821, 141602, (2021)
- [13] J. DELAHAYE, J. T. TCHUINDJANG, J. LECOMTE-BECKERS, O. RIGO, A. M. HABRAKEN, A. MERTENS, *Acta Materialia*, Vol. 175, pp. 160-170, (2019).
- [14] T.H. Park, M.S. BAEK, H. HYER, Y. SOHN, K.A. LEE, *Materials Characterization*, Vol. 176, 111113, (2021).
- [15] L. LATTANZI, M. MERLIN, A. FORTINI, A. MORRI, G.L. GARAGNANI, *Journal of Materials Engineering and Performance*, (2021).
- [16] N. TAKATA, M. LIU, H. KODAIRA, A. SUZUKI, M. KOBASHI, *Additive Manufacturing*, Vol. 33, 101152, (2020)
- [17] S. JOSEPH, S. KUMAR, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 588, pp. 111-124, (2013).

Valutazione attraverso nanoindentazione dell'influenza dei trattamenti termici e della conseguente microstruttura indotta sulla risposta meccanica della lega L-PBF AlSi10Mg trattata termicamente

La microstruttura gerarchica della lega AlSi10Mg prodotta tramite tecnologia Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) determina peculiari caratteristiche microstrutturali e meccaniche. La letteratura scientifica riporta generiche correlazioni fra i principali aspetti microstrutturali e il comportamento meccanico della lega, tralasciando tuttavia l'analisi degli effetti della sub-struttura sul comportamento meccanico locale. Il presente studio ha quindi utilizzato la tecnica della nanoindentazione per determinare l'influenza di differenti condizioni di trattamento termico sulla sub-struttura e sulle proprietà meccaniche della lega L-PBF AlSi10Mg. In particolare, sono stati considerati i seguenti trattamenti termici: T5 (160 °C per 4 h), T6B (540 °C per 1 h + 160 °C per 4 h) e T6R (510 °C per 10 min + 160 °C per 6 h). Lo studio ha evidenziato come piccole variazioni della morfologia o delle dimensioni delle principali caratteristiche microstrutturali abbiano effetto sul comportamento meccanico locale, riflettendosi di conseguenza sul comportamento meccanico complessivo del materiale.

PAROLE CHIAVE: LASER-BASED POWDER BED FUSION (L-PBF), SELECTIVE LASER MELTING (SLM), LEGHE DI AL, ALSI10MG, TRATTAMENTO TERMICO, NANO-INDENTAZIONE, MICROSTRUTTURA, PROPRIETÀ MECCANICHE;

Characterization of 205 and 206 copper alloys for space and ground applications

A. Brotzu, F. Felli, F. Fraccaroli, A. Paolozzi, C. Paris, D. Pilone

Cu-Ni-Si alloys are widely used for electrical applications because of their interesting combination of high strength and high electrical conductivity. They are utilized in several industrial sectors for producing, for example, resistance welding electrodes, plungers for die-casting, connectors, dies. They could be used for space applications, for example for the production of passive satellites where high density, good thermal conductivity and good mechanical properties are required. For common industrial applications, components made of these alloys are subjected to forging, extrusion or drawing followed by aging treatment. In this work, the mechanical behavior of alloys 205 and 206 has been investigated to evaluate the effect of solution heat treatment and aging. The results highlighted that small changes in the process parameters greatly affect the alloy mechanical response.

KEYWORDS: 205 COPPER ALLOY; 206 COPPER ALLOY; CuNiSi ALLOY; AGING;

INTRODUCTION

Copper alloys characterized by both high conductivity and high strength have several applications in many fields including aerospace. A remarkable application was provided by NARloy-Z, a copper alloy (3 wt.% silver and 0.5 wt.% zirconium) used to dissipate the tremendous heat produced by the space shuttle engines due to its high thermal conductivity [1,2]. High thermal conductivity is also desirable to reduce a tiny but not negligible perturbation, the thermal thrust, on geodetic satellites [3,4]. In particular for the LARES 2 satellite [5], specifically designed to test General Relativity, the use of a copper alloy has been considered [6]. The main problem for beryllium-free copper alloys is to reach a high surface hardness. This property for instance, is important at the interface satellite-separation system. Copper alloys 205 and 206 have shown good potential to reach high surface hardness and high strength. The critical aspect is to increase the strength of these alloys without decreasing the electrical conductivity. Cu al-

A. Brotzu, F. Felli, D. Pilone

Dip. ICMA, Sapienza Università di Roma, Via Eudossiana 18, 00184 Roma

F. Fraccaroli

Metalminotti s.r.l., Via G.Puccini 21, 20028 San Vittore Olona, MI

A. Paolozzi, C. Paris

Scuola di Ingegneria Aerospaziale, Sapienza Università di Roma, Via Salaria, 00138 Roma

loys can be strengthened by means of solid solution, precipitation, grain refinement and deformation, but all these methods will create defects that will decrease the conductivity. CuCrZr alloys have been deeply studied to improve strength and conductivity [7]. Zr forms Zr-rich precipitates that improve the alloy mechanical properties and its resistance to creep and fatigue. In recent years, many processes have been set up to improve the strength and electrical conductivity of these alloys [8-14]. For example, Sun et al [11] studied a one-step deformation process without aging in order to produce a nanostructured CuCrZr alloy having a tensile strength of 700 MPa and an electrical conductivity of 78.5% IACS. The high strain rate and cryogenic deformation allowed a mixed nanostructure to be produced with nanotwins that strengthen the CuCrZr alloy without compromising the electrical conductivity. Other researchers combined severe plastic deformation with heat treatments to optimize strength and ductility [6]. The mechanical and corrosion behavior of these alloys has been deeply studied because they could be used for fusion reactors in extreme conditions [15-19].

The most well-known high-strength medium-conductivity alloys are CuNiSi alloys. Their strengthening mechanism has been known since 1927, but in recent years a great effort has been devoted to mechanical and microstructural characterization of these alloys [20-26]. Many reports highlighted that the strengthening mechanism can be mainly attributed to the precipitation of $\delta\text{Ni}_2\text{Si}$, although many other metastable phases might co-precipitate [20]. Recent studies revealed that by increasing cold rolling reduction rates, the alloy forms parallel shear bands that determine the formation of a fibrous microstructure that produces an abnormal increase in electrical conductivity [25]. Other studies showed that alloy pre-deformation provides shear bands that offer sites for discontinuous precipitation initiation in the early stage of annealing [26]. Several alloy systems have been analyzed by evaluating the effect of small amounts of alloying elements, such as Cr, Fe, Ti, with the aim of further improving mechanical properties without an adverse effect on conductivity [21, 24].

Alloys 205 and 206 (Beryllium free RWMA Class IV) find wide applications in the fabrication of parts and tools for plastics, i.e. molds for plastic injection, sliding parts, and

cooling inserts because they allow a better productivity due to the shortened cooling time of molds and other injection equipment. This happens because of the excellent thermal conductivity that permits a rapid thermal exchange. Moreover, moulds and inserts have a longer service life because of the high wear resistance of these alloys. These alloys find wide application also in the production of permanent molds for brass low-pressure and gravity casting, thanks to the increased production rate and a longer mold service life. Even the Die Casting process (all plunger tips for magnesium and aluminium production) required 205 and 206 alloys as substitutes of copper beryllium alloys that gave safety problems. Resistance welding is also an important market for CuNiSi alloys. In this work, 205 and 206 alloys were studied in order to evaluate the effect of aging treatment on their mechanical behavior to further widen their fields of application.

MATERIALS AND METHODS

205 and 206 copper alloys were provided by Metalminotti. The as-received samples were already extruded and aged. To study the behavior of these alloys, they were subjected to a solution heat treatment. This treatment was carried out at 900 °C for 1.5 h and subsequent cooling was carried out in water for the alloy 205 (sample A1) and the alloy 206 (sample A2), while it was carried out also in air only for alloy 206 (sample B). The aging of the specimens was performed at 500 °C for 18 h. The specimens were subjected to metallographic characterization and to mechanical tests to observe the variations induced by the heat treatment. Metallographic analyses were performed after etching, carried out by using ferric chloride. SEM/EDS analyses were performed to determine the composition of different visible phases.

Tensile tests were carried out to determine ultimate tensile stress, yield stress, and elongation. Tensile test specimens were cut from the bulk material in order to determine the alloy mechanical behavior in the as-received condition, after solution heat treatment and aging at 500 °C.

To identify the phases before and after heat treatment, X-ray diffractions were performed using a Philips X'pert diffractometer with a $\text{Cu}(\text{K}\alpha)$ source. Phases were analyzed by using X'pert Highscore software and PDF2 database.

Conductivity tests have been carried out in the Metalmi-notti laboratories. Electrical conductivity has been tested with a portable instrument for determining the electrical conductivity of nonferromagnetic metals in accordance with the eddy current method. This instrument is the Foerster Sigmatest and does not follow international standards or particular procedures. This instrument needs to be calibrated using a pure sample of oxygen-free Cu. Particular attention must be paid not to exit the allowable range of

temperatures of the sample and to its surface, which must be clean and oxide-free. Considering that the test temperature range must be 18-28 °C, our tests were carried out at 22 °C +/-3 °C.

RESULTS AND DISCUSSION

The compositions of the two selected alloys, determined by means of EDS analyses, show they are age hardenable copper alloys (Table I).

Tab.1 - Measured composition of alloys 205 and 206.

	205 Alloy (wt %)	206 Alloy (wt %)
Si	0.57	0.7
Cr	0.62	0.46
Ni	2.69	5.70
Cu	Bal.	Bal.

Aging tests, carried out at 500 °C, showed that the 205 alloy (sample A1), already after 6 h of treatment, reaches a hardness of 224 HV10. This value remains almost unchanged up to 9 hours (Fig. 1) and subsequently decreases due to overaging.

As far as the 206 alloy is concerned, the sample B, which is quenched in air, has a higher hardness in comparison with sample A2 since, during the slow cooling, the precipitation of reinforcing intermetallic particles has begun. The aging tests carried out at 500 °C showed that sample A2, already after three hours of treatment, reaches a value

of 274 HV10. This value remains virtually unchanged for up to 18 h. Table II also shows that sample B, after aging, does not reach the hardness values reached by sample A2. Having found, for sample B, a hardness reduction already after a 7-hour test, no subsequent measurements were made. These results highlight that the aging behavior is influenced by the quenching rate after solution heat treatment. By observing Fig. 1 it is apparent that 205 alloy in the as-received state has a hardness higher than the one we obtained, while the hardness of 206 alloy is similar to the one we obtained with the selected thermal treatment.

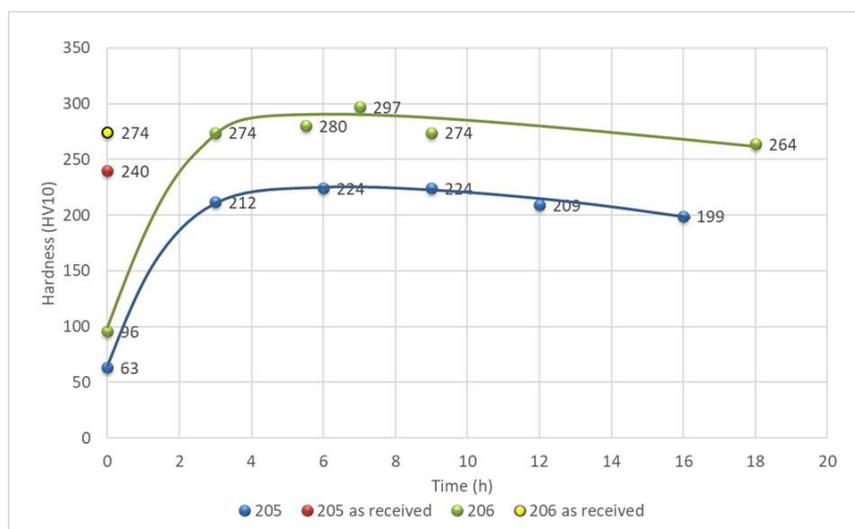


Fig.1 - Vickers hardness due to aging treatment at a 500 °C of 205 and 206 copper alloys quenched in water.

Tab.2 - Alloy 206: effect of quenching rate on aging behavior. Hardness values (HV10) of sample A2 and sample B after aging at 500 °C.

Time (h)	0	3	5.5	7	9	12	18
Sample A2	96	274	280	297	274	274	264
Sample B	181	254	--	237	--	--	--

As far as the microstructure is concerned, the alloys have been analyzed in the as received, solution heat treated and aged state. The microstructure is quite similar in the three states of the alloys for both alloys and the heat treatments do not seem to have an influence on the size of the grains, which are, however, somewhat heterogeneous.

Observing the microstructure of the alloys (Figures 2 and 3), analyzed after aging, it is possible to see the presence of a gray phase observable even in the absence of metallographic etching. SEM/EDS analyses revealed that this

phase probably consists of a Cr-Si eutectic compound (Cr-Cr₃Si). By comparing the microstructures of 205 and 206 alloys it is possible to highlight that in alloy 206 the eutectic phase is less homogeneously distributed and it forms big grains (Figure 3). Moreover, the micrographs in Figure 3 show that after aging treatment the alloy is characterized by grains of different sizes that in some areas reach maximum values of about 30 μm. This confirms that during aging there is no grain growth.

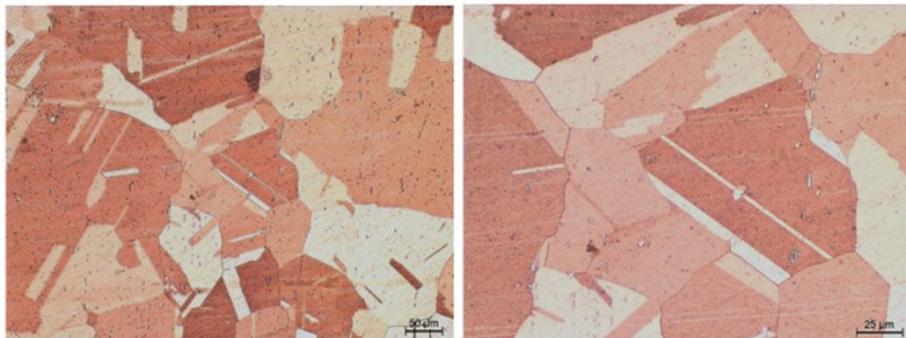


Fig.2 - Microstructure of the 205 alloy after aging and after etching with ferric chloride at two different magnifications.

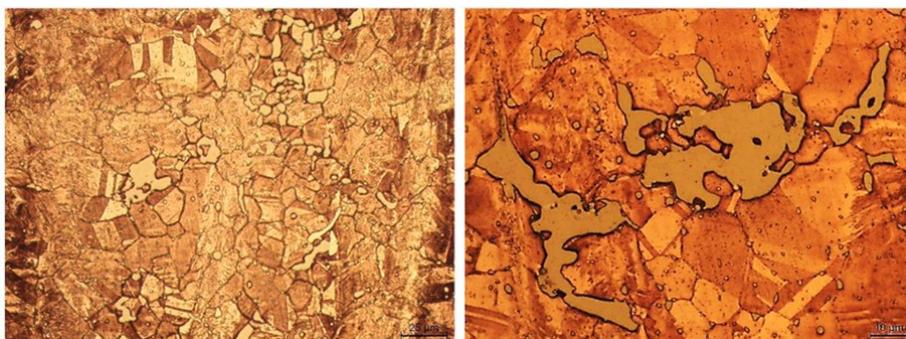


Fig.3 - Optical micrographs that show the microstructure of the 206 alloy after aging at two different magnifications.

The XRD pattern shown in Fig. 4 highlights that after aging, alloy 206 is reinforced by Ni₃₁Si₁₂ particles precipitated in the bulk copper material.

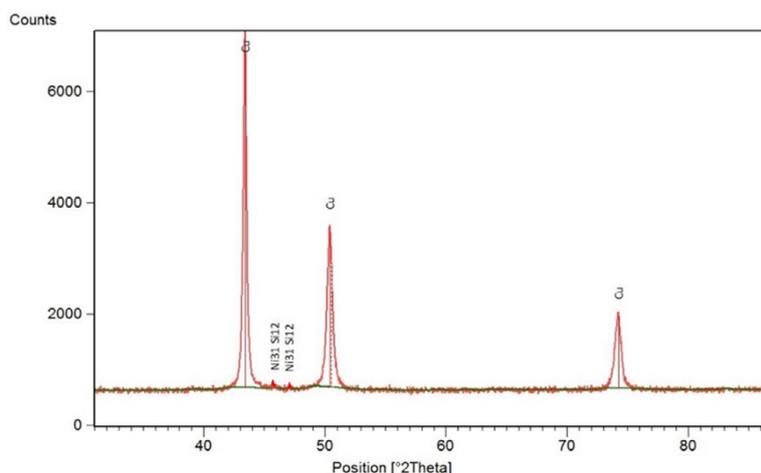


Fig.4 - Xray diffraction pattern of 206 alloy after aging treatment.

The effect of heat treatment on the mechanical properties of the 205 alloy has been evaluated. Table III shows the yield stress, tensile stress, elongation (%) and hardness values for the as-received sample (extruded and aged), for the sample after solution heat treatment at 900 °C and after aging at 500 °C for 6 h. The results show that, while

after solution heat treatment the alloy is characterized by low values of the tensile strength and high ductility, after aging both the yield strength and the tensile strength increase but do not reach the values obtained for the alloy in the as-received state.

Tab.3 - Alloy 206: effect of quenching rate on aging behavior. Hardness values (HV10) of sample A2 and sample B after aging at 500 °C.

	σ_y (MPa)	σ_R (MPa)	A%	HV10
As-received specimen	511	641	19	240
Sample treated at 900 °C for 1.5 h and water quenched	76	271	59	63
Sample treated at 900 °C for 1.5 h, water quenched, and aged at 500 °C for 6 h	485	627	14	224

To evaluate the effect of heat treatments on the mechanical properties of the 206 alloy, tensile tests have been performed. Table IV shows the yield stress, ultimate tensile stress, percentage of elongation, and hardness values for the as-received sample, for the sample after solution heat treatment at 900 °C and after aging at 500 °C for 6 h. The

results show that while in the solution heat treated state the alloy is characterized by low strength values and high ductility as expected, after heat treatment the yield stress and the percentage elongation increase in comparison with the as-received alloy.

Tab.4 - Tensile test results for alloy 206.

	σ_y (MPa)	σ_R (MPa)	A%	HV10
As-received sample	589	701	12	274
Sample treated at 900 °C for 1.5 h and quenched in water	120	345	36	94
Sample treated at 900 °C for 1.5 h, quenched in water and aged at 500 °C for 6 h	607	693	16	280

In order to evaluate the fracture behavior of the 205 alloy it is important to analyze the morphology of the fracture surfaces of the tensile specimens. Figures 5a, 5b and 5c show, respectively, the micrographs of the fracture surfaces of the as-received, solution heat treated and aged specimens, respectively. From these figures it can be observed that the specimens supplied by Metalminotti show a mixed fracture mode characterized by brittle behavior, with mainly intergranular fracture, and by ductile behavior. Figure 5b shows that after solution heat treatment

the behavior of the alloy is ductile: the surface is in fact characterized by the presence of dimples. After aging at 500 °C for 6 h, the behavior of the alloy is partially ductile and partially brittle: in fact, Figure 5c shows areas characterized by plastic deformation (dimples) and areas characterized by transgranular fracture.

From a comparison between the alloy treated by Metalminotti and the one treated at the Sapienza laboratories, it is evident that small variations in temperature and aging time can considerably influence the behavior of the alloy.

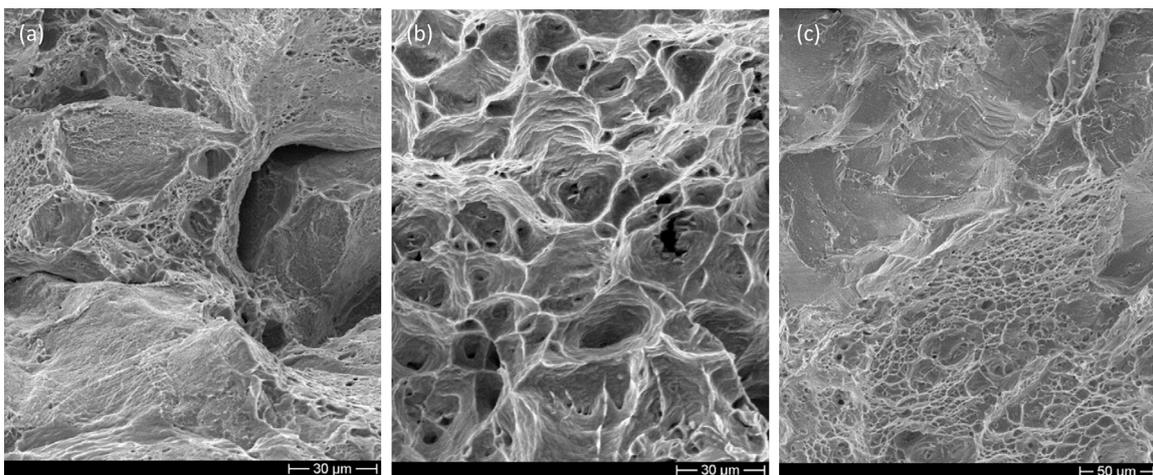


Fig.5 - SEM micrograph showing the fracture surface morphology of alloy 205 in the as-received conditions (a), after solution heat treatment (b) and after aging (c).

Figures 6a, 6b, and 6c show SEM micrographs of fracture surfaces of as-received, solution heat treated, and aged specimens of alloy 206. From these figures it can be observed that the specimens provided by Metalminotti have a mixed fracture mode characterized by a brittle behavior, with predominantly intergranular fracture, and a ductile behavior. Figure 6b instead shows that in the solution

heat treated state the behavior of the alloy is ductile: the surface is in fact characterized by the presence of dimples, similarly to alloy 205. After aging at 500 ° C for 6 h, the behavior of the alloy remains predominantly ductile (Figure 6c), although the fracture surface has areas of limited extent with brittle behavior.

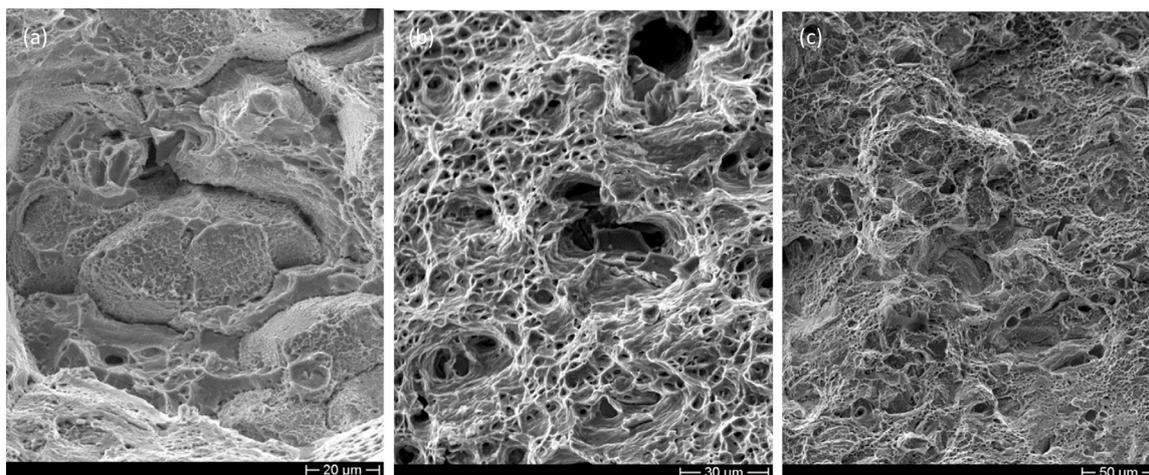


Fig.6 - SEM micrographs showing the fracture surface morphology of alloy 206 in the as-received conditions (a), after solution heat treatment (b) and after aging (c).

By doing a comparison between the alloy treated by Metalminotti and that treated at the Sapienza laboratories, it is still evident how small variations in temperature and aging time can greatly influence the behavior of the alloy. Considering that the studied alloys have interesting applications like plungers for light alloy pressure die-casting, die-spares parts for plastic materials, and especially

electrodes for resistance welding, it is important that they are characterized by high electrical conductivity. Conductivity tests carried out on the two selected alloys, in the as-received state, highlighted that both alloys are characterized by very good conductivity. Table V shows the measured values, the mean values and the standard deviation.

Tab.5 - Experimental values of electrical conductivity measured in IACS %.

											Mean	Stan dev
Alloy 205	47,9	47,3	47,6	47,5	46,8	46,9	47,2	47,5	46,9	47,2	47,28	0,35
Alloy 206	36,3	36	36,6	36,1	36,9	36,5	37,1	36,8	36,8	36,3	36,54	0,36
Meas No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		

CONCLUSIONS

The evaluation of the properties of 205 and 206 alloys for possible space applications, in particular for the construction of a passive satellite, showed that some requirements such as mechanical properties, specific weight and both thermal and electrical conductivity were met. However, the research carried out in this paper highlighted that alloys 205 and 206 are very sensitive to heat treatment conditions and thus that it is possible to tailor the heat treatment for each particular application. Alloy 206, which has a higher content of Ni and Si, allows to obtain

better mechanical properties without adverse effect on conductivity and show a very ductile behavior even for high yield stress values. This study highlighted that in this alloy hardening mechanisms are related to the formation of $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ particles, precipitated during aging treatment. Moreover, microstructural analyses highlighted that 206 alloy is characterized by the presence of fairly coarse Si-Cr eutectic phases and therefore it is possible to perform a study with the aim of improving the dispersion of this phase and the alloy mechanical properties.

REFERENCES

- [1] Ruyue Song, Anastasia H. Muliana, Anthony Palazotto, Analyzing time and temperature dependent responses of NARloy-Z, *Computational Materials Science*, 115 (2016) 26-40
- [2] D.L. Ellis, GRCop-84: a high-temperature copper alloy for high-heat-flux applications, NASA Report, 2005-213566, 2005
- [3] Pearlman, M., Arnold, D., Davis, M., Barlier, F., Biancale, R., Vasiliev, V., Ciufolini, I., Paolozzi, A., Pavlis, E.C., Sošnica, K., Bloßfeld, M., Laser geodetic satellites: a high-accuracy scientific tool, *Journal of Geodesy*, Volume 93, Issue 11, 1 November 2019, Pages 2181-2194
- [4] Ciufolini, I., Paolozzi, A., Paris, C., Sindoni, G., The LARES satellite and its minimization of the thermal forces, 2014 IEEE International Workshop on Metrology for Aerospace, MetroAeroSpace 2014 - Proceedings, 2014, pp. 299-303, 6865938
- [5] Ciufolini, I., Pavlis, E.C., Sindoni, G., Ries, J.C., Paolozzi, A., Matzner, R., Koenig, R., Paris, C., A new laser-ranged satellite for General Relativity and space geodesy: II. Monte Carlo simulations and covariance analyses of the LARES 2 experiment, *European Physical Journal Plus*, Volume 132, Issue 8, 1 August 2017, Article number 337.
- [6] Paolozzi, A., Sindoni, G., Felli, F., Pilone, D., Brotzu, A., Ciufolini, I., Pavlis, E.C., Paris, C., Studies on the materials of LARES 2 satellite, (2019) *Journal of Geodesy*, 93 (11), pp. 2437-2446.
- [7] Yang, H.Y., Ma, Z.C., Lei, C.H., Meng, L., Fang, Y.T., Liu, J.B., Wang, H.T. High strength and high conductivity Cu alloys: A review (2020) *Science China Technological Sciences*, 63 (12), pp. 2505-2517.
- [8] Batra, I.S., Dey, G.K., Kulkarni, U.D., Banerjee, S. Microstructure and properties of a Cu-Cr-Zr alloy (2001) *Journal of Nuclear Materials*, 299 (2), pp. 91-100.
- [9] Li, R., Guo, E., Chen, Z., Kang, H., Wang, W., Zou, C., Li, T., Wang, T. Optimization of the balance between high strength and high electrical conductivity in CuCrZr alloys through two-step cryorolling and aging (2019) *Journal of Alloys and Compounds*, 771, pp. 1044-1051.
- [10] Zhang, S., Li, R., Kang, H., Chen, Z., Wang, W., Zou, C., Li, T., Wang, T. A high strength and high electrical conductivity Cu-Cr-Zr alloy fabricated by cryorolling and intermediate aging treatment (2017) *Materials Science and Engineering A*, 680, pp. 108-114.
- [11] Sun, L.X., Tao, N.R., Lu, K. A high strength and high electrical conductivity bulk CuCrZr alloy with nanotwins (2015) *Scripta Materialia*, 99, pp. 73-76.
- [12] K. Valdés León, M.A. Muñoz-Morris, D.G. Morris, Optimisation of strength and ductility of Cu-Cr-Zr by combining severe plastic deformation and precipitation, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 536, 2012, Pages 181-189, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.098>.
- [13] Liang, N., Liu, J., Lin, S., Wang, Y., Wang, J.T., Zhao, Y., Zhu, Y. A multiscale architected CuCrZr alloy with high strength, electrical conductivity and thermal stability (2018) *Journal of Alloys and Compounds*, 735, pp. 1389-1394.
- [14] Shangina, D.V., Bochvar, N.R., Morozova, A.I., Belyakov, A.N., Kaibyshev, R.O., Dobatkin, S.V. Effect of chromium and zirconium content on structure, strength and electrical conductivity of Cu-Cr-Zr alloys after high pressure torsion (2017) *Materials Letters*, 199, pp. 46-49.

- [15] Zhu, H., Liu, X., Chen, J., Yang, P., Huang, B., Ma, Y. Study on corrosion model and experimental verification of CuCrZr alloy for fusion reactor (2020) *He Jishu/Nuclear Techniques*, 43 (11), art. no. 110602, .
- [16] Gusarov, A., Pohl, C., Pfalz, T., Bosch, R.-W., Van Dyck, S., Barabash, V., Eaton, R., Zacchia, F., Samuli, H. Assessment of creep in reactor-irradiated CuCrZr alloy intended for the ITER first wall panels (2018) *Fusion Engineering and Design*, 137, pp. 112-123.
- [17] C. Bellini, A. Brotzu, V. Di Cocco, F. Felli, F. Iacoviello, D. Pilone, Fatigue crack propagation mechanisms in C70250 and CuCrZr copper alloys, *Procedia Structural Integrity*, Volume 26, 2020, Pages 330-335,
- [18] A. Brotzu, F. Felli, D. Pilone, V. Di Cocco, G. Sindoni, I. Ciufolini, Study of CuCrZr alloy for the production of a passive satellite, *Procedia Structural Integrity*, Volume 18, 2019, Pages 742-748,
- [19] Brotzu, A, Felli, F, Pilone, D, et al. Study of the fracture behavior of a CuCrZr alloy. *Mat Design Process Comm.* 2020; 2:e113. <https://doi.org/10.1002/mdp2.113>
- [20] Zhao, D.M., Dong, Q.M., Liu, P., Kang, B.X., Huang, J.L., Jin, Z.H. Structure and strength of the age hardened Cu-Ni-Si alloy (2003) *Materials Chemistry and Physics*, 79 (1), pp. 81-86.
- [21] Cheng, J.Y., Tang, B.B., Yu, F.X., Shen, B. Evaluation of nanoscaled precipitates in a Cu-Ni-Si-Cr alloy during aging (2014) *Journal of Alloys and Compounds*, 614, pp. 189-195.
- [22] Monzen, R., Watanabe, C. Microstructure and mechanical properties of Cu-Ni-Si alloys (2008) *Materials Science and Engineering A*, 483-484 (1-2 C), pp. 117-119.
- [23] Li, M., Zinkle, S.J. Physical and mechanical properties of copper and copper alloys (2012) *Comprehensive Nuclear Materials*, 4, pp. 667-690.
- [24] Wang, W., Kang, H., Chen, Z., Chen, Z., Zou, C., Li, R., Yin, G., Wang, T. Effects of Cr and Zr additions on microstructure and properties of Cu-Ni-Si alloys (2016) *Materials Science and Engineering A*, 673, pp. 378-390.
- [25] Liao, W., Liu, X., Yang, Y., Wang, S., Du, M. Effect of cold rolling reduction rate on mechanical properties and electrical conductivity of Cu-Ni-Si alloy prepared by temperature controlled mold continuous casting (2019) *Materials Science and Engineering A*, 763, art. no. 138068, .
- [26] Cao, Y., Han, S.Z., Choi, E.-A., Ahn, J.H., Mi, X., Huang, G., Lee, S., Shin, H., Kim, S., Lee, J. Effect of pre-deformation before aging on discontinuous precipitation behaviour in Cu-Ni-Si alloys (2021) *Philosophical Magazine Letters*, 101 (2), pp. 51-59.

Scelte ottimizzate per il trattamento termico di ruote ferroviarie nel rispetto dei criteri di sicurezza e ambiente

A. Ghidini, D. Petta, S. Cantini

Da un punto di vista tecnologico, la fase decisiva durante il processo di fabbricazione di un componente in acciaio speciale, necessaria per raggiungere le caratteristiche d'uso richieste, è il trattamento termico: infatti, per ottenere le massime qualità richieste da un acciaio, deve essere eseguito un trattamento termico specifico, nel rispetto dei parametri principali e molto selettivi stabiliti dal progettista e dal produttore del componente stesso.

Gli aspetti relativi al miglioramento continuo del prodotto e al processo di trattamento termico devono tuttavia essere affrontati in modo sicuro, completamente integrati nei flussi delle lavorazioni e nel rispetto dell'ambiente.

Questi aspetti rappresentano una questione culturale ed etica che non deve essere considerata solo in teoria o peggio come "slogan" ma deve diventare una conoscenza intima operativa dei pericoli e delle misure da attuare sui processi e impianti per prevenirne i rischi e per renderli eco-sostenibili.

Tale relazione descrive i processi di TT per ruote ferroviarie, mostrando diverse soluzioni e confrontando i vantaggi e gli svantaggi.

Vengono descritte soluzioni di processi di tempra diverse, che utilizzano differenti mezzi e modalità di raffreddamento, come acqua e soluzioni polimeriche, avendo bandito nel modo più assoluto fluidi interi a base di olio, per ragioni ambientali e di sicurezza.

PAROLE CHIAVE: RUOTA MONOBLOCCO FERROVIARIA, TRATTAMENTI TERMICI, SICUREZZA E AMBIENTE, TEMpra DIFFERENZIALE;

INTRODUZIONE

Da un punto di vista tecnologico, la fase decisiva durante il processo di fabbricazione di un componente in acciaio speciale, necessaria per raggiungere le caratteristiche d'uso richieste, è il trattamento termico: infatti, per ottenere le massime qualità richieste da un acciaio, deve essere eseguito un trattamento termico specifico, nel rispetto dei parametri principali e molto selettivi stabiliti dal progettista e dal produttore del componente stesso.

Gli aspetti relativi al miglioramento continuo del prodotto e al processo di trattamento termico devono tuttavia essere affrontati in modo sicuro, completamente integrati nei flussi delle lavorazioni e nel rispetto dell'ambiente. Questi aspetti rappresentano una questione culturale ed etica che non deve essere considerata solo in teoria o peggio come "slogan" ma deve diventare una conoscenza intima operativa dei pericoli e delle misure da attuare sui processi e impianti per prevenirne i rischi e per ren-

Andrea Ghidini, Stefano Cantini

Lucchini RS

Danilo Petta

Gearchem

derli eco-sostenibili.

Questo lavoro vuole descrivere i processi di TT per ruote ferroviarie, mostrando diverse soluzioni innovative applicate ad un ciclo integrato di fabbricazione, che permette di gestire tutte le fasi in un unico sito produttivo.

L'esperienza nella progettazione e fabbricazione dell'acciaio e il know-how nella produzione permettono di sviluppare tipologie di acciai avanzate per applicazioni ferroviarie specifiche, in grado di:

- risparmiare energia e risorse naturali di lega;
- minimizzare il costo ambientale nell'ambito dell'intero ciclo di vita della ruota ("cradle to cradle design");
- ridurre l'impatto ambientale nelle fasi di progettazione analisi chimica, fabbricazione acciaio e trattamento termico ruote.

In particolare, vengono di seguito descritte soluzioni di processi di tempra diverse, che utilizzano differenti mezzi e modalità di raffreddamento, come acqua e soluzioni polimeriche, avendo bandito nel modo più assoluto fluidi interi a base di olio, per ragioni ambientali e di sicurezza.

L'attività di sviluppo è stata condotta da LRS con il supporto di Gearchem, nella scelta opportuna dei fluidi di raffreddamento adottati.

L'applicazione delle soluzioni di tempra qui descritte è riferita alla ruota ferroviaria le cui caratteristiche di sicurezza e prestazioni in esercizio dipendono fortemente dalla calibrazione dell'analisi chimica della messa a punto del trattamento termico, al fine di ottenere la micro-struttura voluta e le necessarie proprietà meccaniche ed uno stato di tensioni residue di compressione nella parte esterna, assai utili in esercizio, in quanto inibiscono la propagazione di indesiderate cricche di fatica per contatto.

LA RUOTA FERROVIARIA

La ruota ferroviaria è un componente critico per la sicurezza del trasporto su rotaia che si è evoluto nel corso di oltre 150 anni sia nel design, passando, ad esempio, dalla ruota con cerchione (ruota cerchiata) alla più sicura ruota monoblocco con trattamento di rim chilling, sia nella soluzione metallurgica che la costituisce [1].

Una moderna ruota monoblocco ha diverse funzioni, tra cui quella di mantenere il veicolo sulla rotaia, sostenerne il peso, trasmettere alla rotaia le coppie di trazione e

frenatura, fungere essa stessa da elemento di dissipazione dell'energia cinetica in calore (nel caso delle ruote frenate a ceppi) e, non da ultimo, chiudere il circuito elettrico tra catenaria e rotaia. Il design della ruota deve tenere conto di tutte queste funzionalità e la scelta della soluzione metallurgica costituisce un fattore di successo del progetto. Quest'ultima, in particolare, determina anche la performance in esercizio, al pari della "mescola" di uno pneumatico nel trasporto su gomma.

La soluzione metallurgica, ovvero l'insieme di analisi chimica dell'acciaio e trattamento termico, viene, di volta in volta, calibrata in funzione del profilo di missione del veicolo. Vi sono, tuttavia, caratteristiche comuni per tutte le ruote: la parte che rotola sulla rotaia, detta "rotolamento", deve resistere a usura e fatica da contatto, mentre la parte che supporta il carico, detta "cartella", deve resistere a fatica meccanica data da carichi verticali e laterali. Per questo, anche il trattamento termico è molto particolare: è detto di tempra differenziale e, in pratica, prevede un raffreddamento veloce della parte che rotola sulla rotaia, per conferire durezza e resistenza all'usura, ed un raffreddamento più lento della parte centrale, per conferire maggior resilienza [2].

In questo articolo ci concentreremo sul trattamento di tempra della parte del rotolamento (rim chilling), analizzando le strutture metallurgiche che si vengono a creare durante il trattamento termico, le modalità per contenere l'entità delle strutture indesiderate.

Per far questo è necessario soffermarci un istante sui materiali per ruote ferroviarie.

MATERIALI PER RUOTE FERROVIARIE

I materiali per ruote più comunemente utilizzati per l'alta velocità e per applicazioni speciali sono ad oggi acciai al carbonio con un tenore di carbonio che spazia tra 0.45 e 0.60 wt%, allo stato "rim chilled" (tempra differenziale, Figura 1), così da ottenere una microstruttura prevalentemente perlitica in prossimità della superficie di rotolamento ed uno stato di tensioni residue di compressione nella corona che aumentano la soglia di propagazione di eventuali cricche radiali che potrebbero nascere da fenomeni di fatica termica o fatica da contatto durante l'esercizio [3].



Fig.1 - RTrattamento di tempra differenziale (Rim Chilling) presso Lucchini RS.

Esistono diverse normative e designazioni degli acciai, ma le tipologie di acciaio più utilizzate per l'alta velocità e per impieghi speciali sono quelle riassunte in Tabella 1, secondo la normativa EN13262. Tutte le tipologie di acciaio

menzionate sono adatte per ruote frenate a disco, mentre quelle evidenziate in verde sono utilizzate anche per applicazioni di frenatura a ceppi.

Tab.1 - Tipologie di acciaio per ruote ferroviarie; in verde sono indicati i materiali utilizzati anche per applicazioni con frenatura a ceppi.

Standard	Steel grade	LRS Brand	Carbon (wt%)
EN 13262	ER6	E.R6 UPLOS®	≤ 0.48
	ER7	E.R7 UPLOS®	≤ 0.52
		HYPERLOS®	
	ER8	E.R8 UPLOS®	≤ 0.56
		ARCTICLOS®	
	ERS8	SUPERLOS®	
ER9	E.R9 UPLOS®	≤ 0.60	

In Europa, due sono le tipologie di acciaio prevalentemente utilizzate sui treni:

- l'acciaio ER7 è quello dominante in particolare sui treni merci, che utilizzano tendenzialmente la frenatura a ceppi, ma anche su molte carrozze passeggeri.
- l'acciaio ER8, con un tenore di carbonio leggermente più alto rispetto all'ER7, è spesso utilizzato per le ruote dei moderni treni passeggeri con trazione distribuita tipo EMUs (Electric Multiple Units).

L'ottimizzazione del materiale per ruote per applicazioni nell'alta velocità in Lucchini RS si basa sul miglioramento degli acciai standard ER7, ER8, ERS8, ER9, secondo normativa EN13262, con l'introduzione dei brand LRS E.R7

UPLOS®, E.R8 UPLOS®, SUPERLOS®, E.R9 UPLOS®.

Lucchini RS sviluppa da decenni acciai per ruote destinate all'alta velocità e per applicazioni speciali, rendendo questi materiali nel tempo sempre più tenaci, resistenti ed in linea con le richieste crescenti del mercato ferroviario.

Il continuo miglioramento dei principali Indicatori di Qualità dell'acciaio ER7 e simili è principalmente dovuto al continuo miglioramento del materiale, combinato con l'innovazione continua nel processo produttivo e con la sua automazione.

Per raggiungere i risultati richiesti dalle sempre più stringenti specifiche, LRS ha adottato per i processi produttivi degli acciai le seguenti principali linee guida:

- processo produttivo di acciai "Super-Clean" e stretto controllo dello stato micro-inclusionale;
- appropriata calibrazione dell'analisi chimica,
- ottimizzazione del processo di trattamento termico di rim-chilling, con la finalità di ottenere la microstruttura ottimale richiesta per la ruota, migliorandone l'omogeneità e riducendo la presenza in essa di tracce di strutture intermedie, come descritto nel paragrafo successivo.

IL TRATTAMENTO TERMICO TIPICO DELLE RUOTE FERROVIARIE

Il Trattamento termico tipico a cui viene sottoposta una ruota ferroviaria dagli anni 70 in poi è il "rim chilling" o "tempra differenziale".

Esso consiste nell'austenitizzare la ruota completa e poi nel raffreddare il rotolamento con velocità di raffreddamento più elevate, rispetto a quelle della cartella e del mozzo. In pratica, l'obiettivo è di "temprare" il rotolamento, conferendogli caratteristiche di resistenza all'usura e alla fatica termica, e contemporaneamente "normalizzare" cartella e mozzo, per dare tenacità e duttilità alla parte interna della ruota.

Tale trattamento è ottenuto mediante l'utilizzo di una vasca speciale, dove la ruota austenitizzata viene alloggiata su di un piattello, che fa da guarnizione tra rotolamento e cartella, impedendo il passaggio dell'acqua nella parte interna della ruota. L'acqua viene immessa non appena la ruota è alloggiata e lambisce solo il rotolamento della stessa, raffreddandolo più rapidamente, rispetto al resto.

Alla fine del raffreddamento della ruota, che avviene in tempi diversi per il rotolamento, rispetto a cartella e mozzo, si instaura nella ruota stessa uno stato interno di pre-compressione che inibisce la propagazione di indesiderate cricche di fatica per contatto con la rotaia.

Con l'introduzione del «rim chilling» o «tempra differenziale», le ruote monoblocco sono diventate più performanti e più sicure, grazie allo stato di pre-compressione iniziale conferito dal particolare trattamento termico, che inibisce la propagazione di cricche, e al miglioramento delle caratteristiche meccaniche e di tenacità del rotolamento.

Ci si era comunque resi conto che la «ruota monoblocco rim chilled», pur risultando migliore della «ruota cerchiata» e della «ruota monoblocco normalizzata» utilizzate

in precedenza, non sempre era atta a soddisfare le sempre più gravose condizioni che l'esercizio ferroviario stava imponendo.

Per tali ragioni, l'impianto di rim chilling si è evoluto nel tempo, alla ricerca di velocità di raffreddamento più elevate, regolabili a seconda della temprabilità reale del materiale appositamente studiato per la ruota, al fine di conferire le desiderate proprietà meccaniche, nel rispetto delle regole prioritarie di sicurezza e ambiente.

La condizione di partenza per il miglioramento continuo è stata la classica vasca circolare con ruota immersa, fissa e non rotante, con movimento di rotazione dell'acqua tangenziale al rotolamento, che ha dato risultati soddisfacenti fino al 2017.

L'idea principale è stata quella di mettere anche la ruota in rotazione controrotante al flusso dell'acqua, in modo da migliorare lo scambio termico.

Una volta realizzata questa soluzione su di una vasca prototipo con rotazione della ruota, si è lavorato in 4 direzioni differenti:

- 1) ruota immersa in acqua con ugelli tangenziali a lamina;
- 2) ruota immersa in soluzione acqua e prodotto Gearchem Pol G con ugelli tangenziali;
- 3) ruota in spray cooling con ugelli diffusori tangenziali;
- 4) ruota in spray cooling con atomizzatori tangenziali.

Ruota immersa in acqua con ugelli tangenziali a lamina: immersione dinamica

Il nuovo impianto di rim chilling è sostanzialmente operativo da gennaio 2018, nella configurazione completa di 12 vasche con ruota rotante, rotazione e ugelli a lamina tangenziale.

Rappresenta sicuramente un notevole passo in avanti, sia in termini qualitativi (omogeneità ruote, durezza nella sezione migliorate), sia in termini produttivi (riduzione dei tempi ciclo su produzioni standard, che permettono un migliore allineamento con le produzioni del laminatoio). Ad oggi, la soluzione migliore è ancora l'immersione dinamica della ruota in vasca con contro-rotazione della stessa rispetto all'H₂O, in un range di rotazione ottimizzato.

I vantaggi ottenuti possono essere così riassunti:

- aumento durezza HB a 35 mm di 13-14 HB;

- miglioramento dell'uniformità di durezza del rotolamento della singola ruota.
- miglioramento dell'omogeneità di tutte le vasche e quindi del lotto di TT;
- miglioramento ripetibilità di processo.

Ruota immersa in soluzione acqua e pol G con ugelli tangenziali

L'ipotesi di miglioramento alla base di questo studio è quella di agire chimicamente sull'acqua, per migliorare lo scambio termico nel tempo.

Considerando la necessità ambientale di lavorare in circuiti chiusi, con conseguente aumento della temperatura dell'acqua durante l'esercizio continuato, per sopperire alla variazione di drasticità al crescere della temperatura, si è pensato di lavorare con additivi in acqua che potessero migliorare la bagnabilità e destabilizzare la fase di vapore. L'idea di ottimizzazione di un quenching system specifico va nella direzione di un maggiore controllo e calibrazione nella gestione della fase di calefazione iniziale a caldo.

Quanto sviluppato da Gearchem per LRS ha permesso di impartire all'acqua caratteristiche di maggiore «bagnabi-

lità» con destabilizzazione dell'adesione del vapore con l'aumentare della temperatura.

Negli spegnimenti in soluzione acquosa, l'abilità che si richiede durante il raffreddamento è quella di uniformare il più possibile l'estrazione di calore durante gli inevitabili meccanismi propri di uno spegnimento in liquido.

La disuniformità durante il raffreddamento è l'ostacolo maggiore per ottenere in maniera riproducibile le caratteristiche meccaniche ricercate.

Ricordiamo che l'inevitabile passaggio di stato liquido-gas con l'instaurarsi della fase di calefazione (Effetto Leidenfrost) e le successive fasi di ebollizione e convezione comporta un'inevitabile discontinuità nella sottrazione del calore dalla superficie investita dal fluido.

Tenendo inoltre in considerazione che l'acqua tende ad avere una importante stabilizzazione del vapore che genera isolamento al trasferimento di calore, in particolare tende a crescere all'aumentare della temperatura del liquido e ad aderire selettivamente sulla geometria del particolare investito, ci si rende conto della complessità nel gestire tale spegnimento.

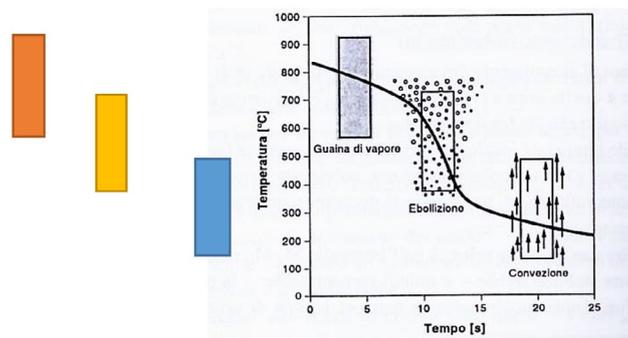


Fig.2 - Fasi di estrazione calore tipiche per tempra in liquido.

La chimica è costituita da una miscela di polimeri di derivazione naturale. La forte polarità spinge il prodotto ad interporci tra metallo fase vapore dell'acqua facendola collasare

velocemente. Concentrazioni relativamente basse. Prodotto poco pericoloso per le acque (WGK=1) e rapidamente biodegradabile

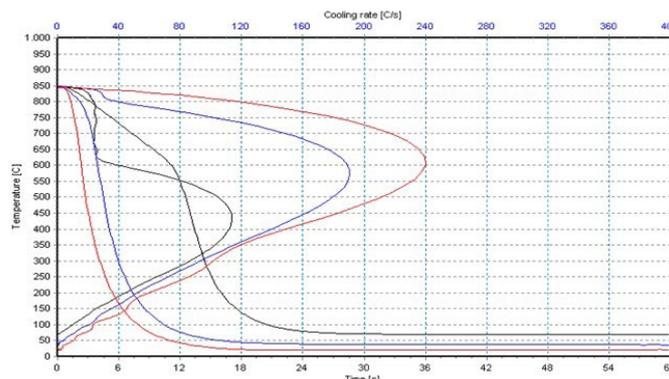


Fig.3 - Nera acqua 70°C / Blu acqua 40°C / Rossa Polyspeed G 5% a 40°C tutte a 1000 rpm.

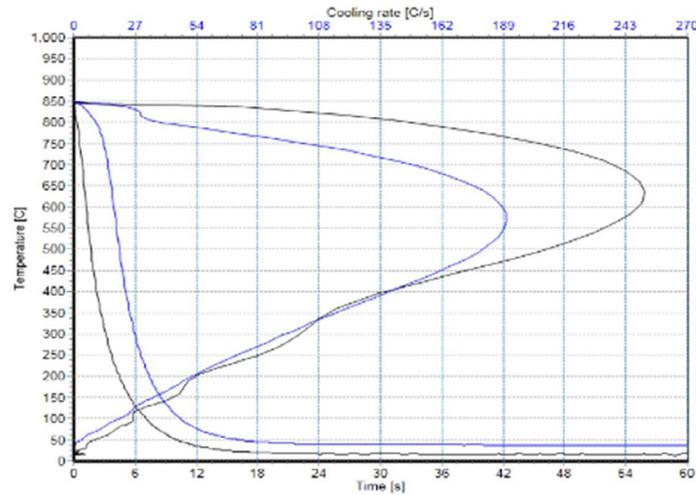


Fig.4 - Rossa acqua 15°C / Blu acqua 40 °C a 1000 rpm.

Ruota in spray cooling con ugelli diffusori tangenziali

Sono state testate varie condizioni con ruota immersa in vasca vuota e spray cooling con ugelli a lamina a sola acqua tangenti alla ruota.

I risultati sono tali da delineare miglioramenti tangibili su alcuni acciai, le cui CCT si sposano perfettamente con il raffreddamento determinato da tale tecnologia.

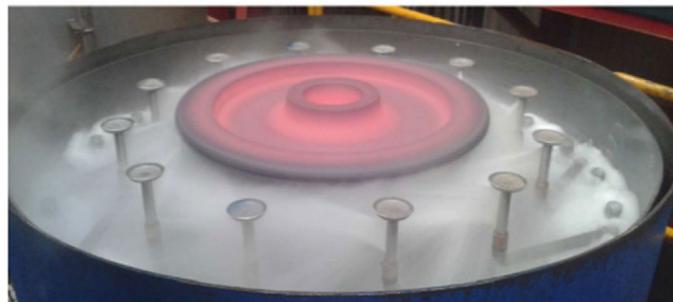


Fig.5 - Ugelli a lamina tangenti alla ruota, che ha moto controrotante rispetto al getto spray.

Ruota in spray-cooling con atomizzatori tangenziali

È stata studiata anche una soluzione "spray cooling" in grado di migliorare lo scambio termico mediante utilizzo di atomizzatori tangenziali, al fine di:

- nebulizzare alla giusta pressione;

- ottenere un «diametro di goccia» piccolo, per aumentare lo scambio termico e la bagnabilità;
- imprimere alla goccia una forza di spinta (cinetica) adeguata.

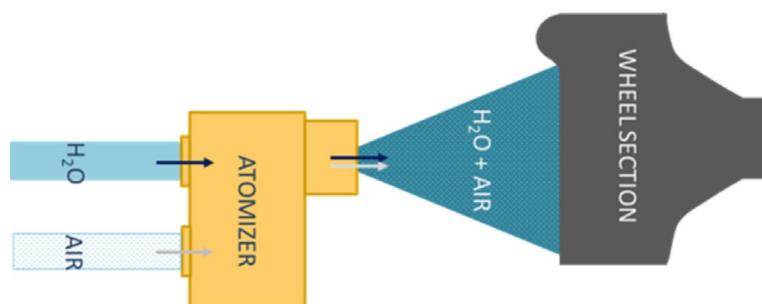


Fig.6 - Schema di funzionamento di un atomizzatore destinato allo spray-cooling.

Tale soluzione, per ora mantenuta sperimentale, potrà essere utile nei casi in cui divenga importante lo smagrimiento delle analisi chimiche dei nuovi acciai, che necessiterà di drasticità di raffreddamento più elevate di quelle attualmente desiderate. Gli aspetti di strutture intermedie in sovrapposizione a quelle desiderate ci ha fatto capire che le traiettorie di raffreddamento durante il rim chilling vanno settate in modo opportuno acciaio per acciaio, come si evince dalla lettura del prossimo paragrafo.

EFFETTO DI TRACCE DI BAINITE NELLA PERLITE E FERRITE

Un esame attento delle CCT dei materiali in oggetto mette in evidenza una regione della CCT con traiettorie di raffreddamento intermedie in cui, in parallelo alla formazione di perlite, si formano anche fini aggregati aciculari di ferrite e cementite; il termine generico usato per queste "strutture intermedie" è "Bainite" dal nome di Edgar Bain che la osservò per la prima volta un secolo fa.

In pratica, la "Bainite" si forma durante i trattamenti termici per effetto di velocità di raffreddamento troppo elevate perché si formi la perlite, ma non abbastanza elevate per indurre la trasformazione in martensite.

Tecnicamente, possiamo dire che la "Bainite" è una struttura intermedia costituita da un aggregato non-lamellare di ferrite (α -Fe) e carburi (Fe_3C).

La struttura bainitica è generalmente più resistente e più duttile di quella perlitica di pari durezza, ma ha una più bassa resistenza all'usura abrasiva.

Vi sono, quindi, buone ragioni per non desiderare una struttura contenente isole di "Bainite" in superficie di una ruota ferroviaria: il motivo più rilevante è proprio il peggioramento del comportamento ad usura che determina una

riduzione della vita utile della ruota. Per le ruote ferroviarie, infatti, le strutture perlitiche sono le migliori dal punto di vista della resistenza ad usura. Di conseguenza, l'intera circonferenza del rotolamento dovrebbe avere la medesima microstruttura perlitica, ma con una perlite di massima durezza possibile.

Una delle principali sfide nella produzione di ruote ferroviarie è, quindi, il miglioramento della tenacità e della resistenza allo snervamento della tavola di rotolamento, mantenendo la microstruttura del materiale desiderata, cioè la struttura prevalentemente perlitica.

Oggi, la produzione di ruote monoblocco, monitorata sul lungo periodo ha confermato la capacità di garantire valori elevati ed uniformi di proprietà meccaniche e tenacità. Questo importante risultato per la qualità e la sicurezza delle ruote ferroviarie è stato raggiunto anche lavorando sulla minimizzazione del contenuto di isole di struttura "Bainitica" nella struttura perlitica.

Tenacità alla frattura e resistenza allo snervamento rappresentano appropriati indici di qualità per ogni materiale e possono essere rappresentati chiaramente come mostrato nella mappa di Figura 7 per la tipologia di acciai R7/ER7 descritti nella EN13262.

Proprio per tracciare la qualità di un materiale in fase di produzione, è stato introdotto un indice di qualità composto, rappresentato su di una mappa che riporta sulle ascisse la resistenza allo snervamento e sulle ordinate la tenacità alla frattura, e a questo indice ci si può riferire nel tempo, per vedere i progressi e l'evoluzione dei materiali [4] [5].

La necessità di un valore di tenacità abbastanza alto, associato ad una adeguata resistenza meccanica, è infatti ben nota.

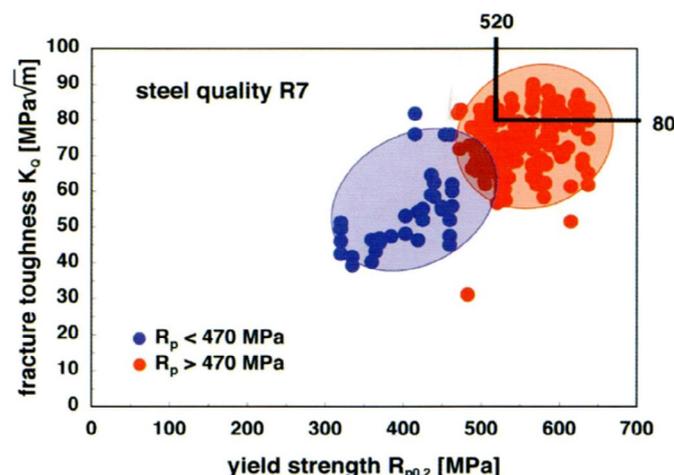


Fig.7 - Resistenza e tenacità di ruote monoblocco in acciaio R7/ER7.

L'evoluzione ed il progresso tecnico nella fabbricazione delle ruote per l'alta velocità sono un buon esempio di come gli aspetti sopra menzionati siano stati acquisiti.

In questo ambito si è sempre alla ricerca di una maggiore durata della ruota: per questa ragione le ruote per l'alta velocità sono state protagoniste di un continuo miglioramento nel tempo, che ha permesso loro di raggiungere performance impensabili fino ad una decina di anni fa.

In generale, la necessità di ridurre i costi di manutenzione dei veicoli ferroviari ha spinto, infatti, i produttori di ruote ferroviarie ad un continuo miglioramento dei loro processi produttivi ed a lavorare estesamente sull'aspetto della omogeneità della microstruttura delle ruote.

Un aspetto molto importante in fase di sviluppo di un materiale per ruote ferroviarie riguarda la riduzione quanto più possibile della presenza di strutture bainitiche (o strutture intermedie) concentrate nella zona superficiale della corona della ruota per effetto della velocità di raffreddamento imposta al rotolamento dal processo di tempra differenziale precedentemente descritto.

I principali motivi per cui è auspicabile avere la quantità più bassa possibile di strutture intermedie nella perlite e nella

ferrite dell'acciaio sono:

- mirare ad un aumento dei valori di tenacità a frattura KIC sul materiale base della ruota;
- avere un miglior controllo della decrescita di KIC, dopo esposizione ad elevate temperature dovute, per esempio, a carichi termici generati dalla frenatura;
- ridurre l'energia di innesco delle cricche (mirare a più elevati valori di ΔK_{th});
- migliorare la resistenza all'usura e a fatica da contatto ciclico (RCF);
- diminuire la formazione del danneggiamento di Out of Roundness (OOR) della ruota durante l'servizio.

Negli ultimi anni, Lucchini RS ha dedicato ingenti risorse nella riprogettazione delle soluzioni metallurgiche per ruote ferroviarie al fine di migliorare i 2 seguenti parametri:

- micro-omogeneità della struttura del materiale base, che deve essere, nel rotolamento della ruota, prevalentemente perlite e ferrite con la quantità più bassa possibile di bainite e/o strutture intermedie;
- omogeneità dei valori di durezza e proprietà meccaniche sul rotolamento della ruota.

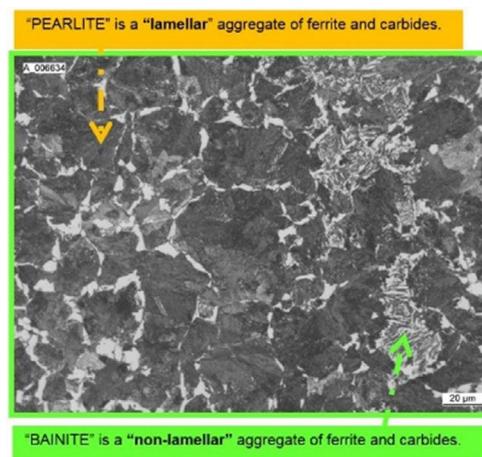


Fig.8 - La micrografia mostra macchie di struttura bainitica nella struttura omogenea di perlite lamellare; l'esame è stato eseguito in prossimità della superficie di rotolamento di una ruota in acciaio ER7.

A volte, osservando un campione metallografico, come evidenziato nella Fig. 7, nella perlite lamellare di ruote di tipo ER7/ER8/ER9, possono essere rilevate alcune zone di microstruttura bainitica, di solito principalmente localizzate vicino al diametro esterno del rotolamento della ruota. Abbiamo visto come la formazione di bainite durante il raffreddamento continuo è un processo di trasformazione complesso che produce una miscela di fasi microstrutturali di morfologia complessa.

Nel caso degli acciai con tenore di carbonio medio-alto ($C = 0.5\%$), il periodo di tempo per la trasformazione bainitica durante la fase di raffreddamento continuo è piuttosto lungo e in sovrapposizione con la trasformazione ferritico-perlitica [5].

Possiamo considerare il diagramma CCT come rappresentativo della potenzialità dell'analisi chimica di dare luogo a strutture, e quindi a proprietà, desiderate (vds. Figura 9); pertanto, la correlazione tra analisi chimica e CCT permette

di migliorare i materiali, in quanto permette di conoscere a priori quali saranno le strutture che si otterranno dopo trattamento termico con traiettorie di raffreddamento note e impostate alla vasca di rim chilling.

L'obiettivo è mirare all'ottenimento di strutture prevalentemente perlitiche dopo opportuno rim chilling.

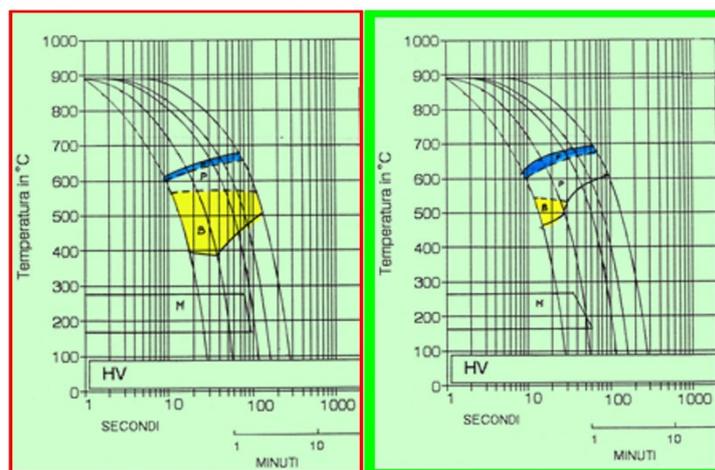
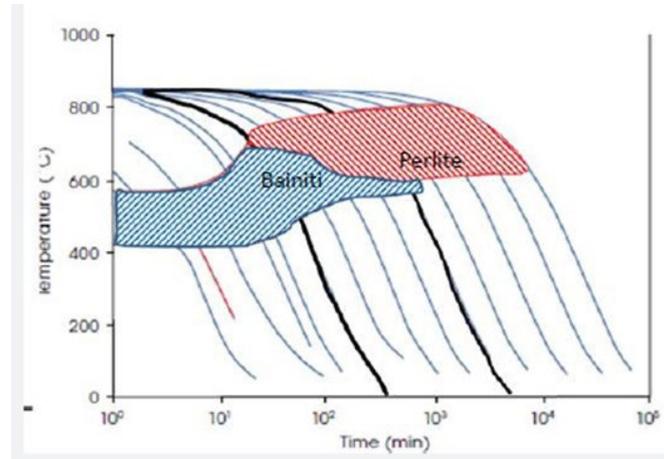


Fig.9 - I diagrammi CCT ottenuti sperimentalmente per acciaio ER7/ER8.

CONCLUSIONI

Il trattamento termico di ruote ferroviarie costituisce una interessante applicazione di diverse tecnologie che riguardano non solo gli impianti ma anche i fluidi impiegati per il raffreddamento dei pezzi.

L'evoluzione dei veicoli ferroviari, ora in grado di viaggiare in sicurezza a velocità prossime a 400 km/h o di trasportare merci con carichi per asse superiore alle 35 ton, ha definito nuovi requisiti per le moderne ruote che devono oggi garantire, in tutta sicurezza, performance d'esercizio impensabili nel secolo scorso.

Lucchini RS perseguendo il continuo miglioramento dei propri prodotti, negli ultimi anni ha adottato scelte impiantistiche che hanno permesso di aumentare il livello quali-

tativo delle proprie ruote, definendo un proprio standard che è superiore ai requisiti delle normative internazionali.

In questo percorso, GearChem ha messo a punto un prodotto ecocompatibile che permette di aumentare il potere di tempra del fluido impiegato (acqua) e di ottenere le caratteristiche desiderate senza dover intervenire in maniera significativa sul controllo della temperatura del fluido.

Lo studio ha anche permesso di ottimizzare la microstruttura limitando la formazione di bainite durante il raffreddamento.

Grazie al ciclo messo a punto, infatti, Lucchini RS può meglio gestire le proprie pratiche operative atte a limitare la quantità di bainite nel rotolamento, lavorando in particolare su:

- ottimizzazione della composizione chimica, al fine di ottenere una CCT adatta;
- regolazione della velocità di raffreddamento durante il rim chilling, in modo da sfruttare le zone della CCT più adatte alla formazione di strutture omogenee.

Gli effetti di un opportuno bilanciamento tra analisi chimiche e parametri di trattamento termico sono tangibili:

- l'aggiunta o la diminuzione di determinati elementi all'acciaio, nella giusta combinazione e quantità precisa (entro i limiti consentiti dagli standard di prodotto), produce molti effetti desiderabili, oltre ad alterare l'estensione del campo bainitico, provocando un effetto benefi-

co (vds. CCT in Figura 9);

- la possibilità di disporre di mappe di raffreddamento diversificate all'impianto di rim chilling, che si progettano sulla base della CCT del materiale.

L'esperienza acquisita ha confermato la capacità di Lucchini RS di sviluppare nuovi materiali, dotati di caratteristiche meccaniche e tenacità elevate e omogenee.

Tutto questo è anche caratterizzato da una elevata attenzione alla sostenibilità ambientale, ottenuta attraverso la produzione di acciaio, utilizzando i processi industriali più innovativi e le tecnologie più avanzate ed efficienti, il tutto nel rispetto della filosofia C2C (Cradle to Cradle).

BIBLIOGRAFIA

- [1] M. Faccoli, A. Mazzù and A. Ghidini, LRS TECHNO 13 - HYPERLOS® wheels for shoe-braking applications, 2021.
- [2] A. Ghidini, M. Diener e J. Schneider, LRS TECHNO 3 - Wheels for freight cars: development and applications for heavy haul service, 2010.
- [3] A. Ghidini, M. Diener, A. Gianni e J. Schneider, LRS TECHNO 5 - SUPERLOS Innovative steel by Lucchini RS for high speed wheel application, 2012.
- [4] M. Diener and A. Ghidini, LRS TECHNO 1 Reliability and Safety in Railway Products, 2009.
- [5] A. Ghidini, M. Diener, A. Mazzù, N. Zani, C. Petrogalli e M. Faccoli, «Considerations about microstructure of solid wheels with traces of bainite,» 2019.

Optimised choices for safe and environmentally-friendly heat treatments of railway solid wheels

From a technological point of view, the decisive step during the manufacturing process of a special steel component, which is necessary to achieve the required use characteristics, is heat treatment: in fact, in order to obtain the highest qualities required by a steel, a specific heat treatment must be performed, in compliance with the main and very selective parameters established by the designer and the manufacturer of the component itself.

However, aspects related to continuous product improvement and the heat treatment process must be addressed in a safe manner, fully integrated into the processing flows, and with respect for the environment.

These aspects represent a cultural and ethical issue that must not be considered only in theory or worse as "slogans" but must become an intimate working knowledge of the hazards and measures to be implemented on processes and plants to prevent their risks and to make them environmentally sustainable.

This report describes heat treatment processes for railway wheels, showing different solutions and comparing advantages and disadvantages.

Different quenching process solutions are described, using different cooling media and modes, such as water and polymer solutions, having banned oil-based whole fluids in the most absolute way, for environmental and safety reasons.

KEYWORDS: QUENCHING SYSTEM RIM CHILLING, RAILWAY SOLID WHEEL, HEAT TREATMENT, SAFETY AND ENVIRONMENT, SAFETY AND ENVIRONMENT;

Ottoni bifasici stampati a caldo per utilizzo con acqua potabile: ottimizzazione del ciclo produttivo e del trattamento termico per incrementare la resistenza a corrosione

P. Martelli, J. C. I. Vilches, G. M. La Vecchia, E. Aime, P. Peli

In questo lavoro ottoni tipo CW511L, CW602N e CW625N sono stati sottoposti a differenti cicli di ricottura e si sono valutati gli effetti dei parametri temperatura, tempo di permanenza e velocità di raffreddamento sulla resistenza alla corrosione. La dezincificazione è risultata particolarmente sensibile alla presenza di fase beta e, per le leghe che possono dar luogo a formazione di precipitati a bordo grano per tenori di ferro e alluminio medio alti quali la CW625N, sono risultati non trascurabili gli attacchi corrosivi di tipo intergranulare che non sono più controllati dalla presenza di fase beta ma dalla formazione di composti intermetallici. L'effetto della ricottura è stato infine valutato anche in termini di variazioni di durezza e di resistenza a trazione.

PAROLE CHIAVE: OTTONI, LEGHE Cu-Zn, RICOTTURA, DEZINCIFICAZIONE;

INTRODUZIONE

La problematica connessa alla dezincificazione degli ottoni è stata ampiamente discussa e alcuni punti fermi sono stati raggiunti grazie anche alle ricerche condotte e pubblicate sull'argomento. È noto, ad esempio, che per tenori di zinco pari o inferiori al 15% la fase alfa risulta essere praticamente esente da attacco corrosivo selettivo [1] mentre ottoni con tenori di zinco fino al 35% possono essere utilizzati purché si intervenga con alliganti quali arsenico, antimonio e fosforo appositamente aggiunti per inibire la corrosione su pezzi preventivamente sottoposti a ricottura per limitare la presenza di fase β [2-3]. È infatti risaputo che negli ottoni bifasici la microstruttura più debole in termini di resistenza alla corrosione è la fase β [4-6] e pertanto o la si elimina (quando la composizione chimica lo consente) o la si riduce a percentuali pari o inferiori al 3÷5% (intervendendo con cicli di trattamento termico) in modo tale da avere piccole porzioni di fase β non in grado di creare percorsi preferenziali per il danneggiamento procedendo dalla superficie verso l'interno del pezzo. Le modifiche di analisi chimica finalizzate al miglioramento

P. Martelli, J. C. Ines Vilches

F.lli Temponi Trattamenti Termici Srl

G. M. La Vecchia

DIMI, Università di Brescia

E. Aime, P. Peli

RBM SpA, Nave, Brescia

della resistenza alla corrosione vanno opportunamente valutate non solo considerando il tipo di alligante ma anche la sua percentuale per evitare che durante il ciclo produttivo del componente si determinino delle localizzazioni a bordo grano con precipitazione di particelle ricche di ferro o di alluminio che potrebbero a loro volta favorire inneschi corrosivi oltre che ridurre la tenacità e la duttilità della lega. A questo riguardo di particolare interesse è l'articolo di E. Claesson et al. [7] che fa una analisi della lega CB722 con 63,3% di Cu e 35,2% di Zn studiandone la resistenza alla corrosione con test in accordo alla normativa UNI EN ISO 6509-1:2014, sottoponendo a prove ottoni con diversi tenori di As, P e Sb nell'intervallo compreso tra 0,02 e 0,06%. Lo studio è stato condotto considerando leghe con la presenza sia di un solo inibitore della corrosione sia con una loro combinazione (Sb e As, Sb e P, As e P e Sb, As e P). I risultati della sperimentazione condotta evidenziano due principali problematiche che possono causare fenomeni corrosivi:

- La presenza di fase β che è la fase debole e che quindi o con la scelta della analisi chimica opportuna della lega o con un ciclo di trattamento termico finalizzato a stabilizzare la fase α deve, se non essere eliminata, almeno essere limitata tanto da non creare cammini preferenziali per i fenomeni corrosivi;
- La presenza di precipitati intermetallici a bordo grano α - α tipo FeCu_2As , FeP_2 o AlAs che risultano la causa della formazione di danneggiamenti intergranulari.

Per quanto riguarda il bilanciamento tra fase α e β è utile ricordare che se nel ciclo di fabbricazione del componente in ottone è prevista una fase di deformazione plastica a caldo con riscaldi a temperature pari o superiori ai 600°C seguita da cinetiche di raffreddamento più o meno rapide non è esclusa la trasformazione di parte della fase α iniziale

in fase β [8-9]. Riscaldamenti eseguiti in vuoto hanno dimostrato che già a temperature dell'ordine di 470°C si assiste a modifiche della microstruttura che possono indurre inneschi localizzati di corrosione [10] e quindi risultano più giustificata le raccomandazioni, prima della messa in esercizio di componenti nel cui ciclo produttivo sono presenti fasi di stampaggio a caldo, di eseguire trattamenti termici quali la ricottura in grado di riportare la microstruttura verso la fase α di equilibrio termodinamico escludendo o comunque limitando fenomeni di corrosione durante l'esercizio [11].

Partendo da questi presupposti nel presente lavoro le leghe CW511L, CW602N, CW625N sono state sottoposte a analisi microstrutturali finalizzate alla misura della percentuale di fase β presente sia dopo stampaggio sia dopo cicli di ricottura. Per le diverse leghe e per alcune condizioni di trattamento termico è stata misurata la resistenza a dezincificazione e le modalità di corrosione e la modifica della durezza e delle caratteristiche meccaniche.

MATERIALI, CICLI DI TRATTAMENTO TERMICO SPERIMENTATI E PROVE ESEGUITE

Nel presente lavoro sono stati stampati dei riduttori di pressione da 3/4" in tre diverse leghe resistenti alla dezincificazione, la cui composizione chimica è riportata in Tabella 1. Per le leghe CW602N e CW511L si è riportata l'analisi chimica della colata da cui è stata ricavata la barra rilasciata dal fornitore di materia prima mentre per la CW625N si è preferito analizzare con maggior precisione la composizione chimica per conoscere con esattezza la quantità di elementi inibitori della corrosione (As e Sb se presente) e degli elementi che tendono a formare precipitati con essi, quali l'Al e il Fe.

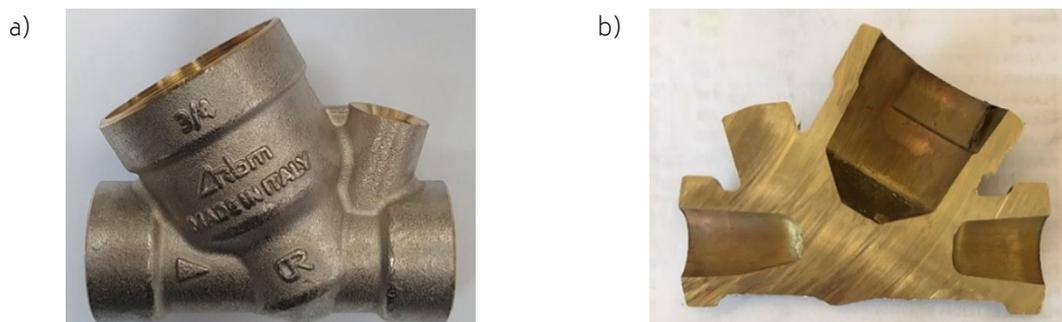


Fig.1 - Riduttore RBM RINOX PLUS 3/4": a) dopo lavorazione meccanica e b) sezionato dopo stampaggio / RBM RINOX PLUS 3/4" fitting: a) after machining process and b) sectioned after hot forging.

Il componente, mostrato in fig.1, viene formato tramite stampaggio a caldo da una billetta cilindrica con dimensioni $\varnothing 40\text{mm} \times 50\text{mm}$ a temperature di circa 780°C per le leghe CW602N e CW625N (temperatura misurate sulla pelle della billetta tramite pirometro qualche istante prima della forgiatura $680\div 690^\circ\text{C}$) e di circa 760°C per le leghe CW511L (temperatura misurate sulla pelle della billetta tramite pi-

rometro qualche istante prima della forgiatura $640\div 650^\circ\text{C}$). Sono stati stampati a caldo anche dei pezzi, ma senza le spine mobili dello stampo, in modo da forgiare la parte esterna e lasciare piene le cavità nella parte interna, in questo modo è stato possibile ricavare dei provini per le prove di trazione, le cui dimensioni sono riportate in fig.2.

Tab.1 - Composizione Chimica delle barre utilizzate per la produzione dei riduttori di pressione RINOX PLUS 3/4"; *Composizione chimica ricavata tramite analisi chimica direttamente sullo stampato / Chemical composition (wt %) of the bars used for the RINOX PLUS 3/4" fitting production; *Chemical composition measured directly on the forged part.

	Cu	Zn (Diff)	Pb	Sn	Fe	Ni	Al	Mn	As	Sb	Si	Cd	P	C x El%	Zn Equivalente
			0	2	0,9	-1,4	6	0,5			10			Coeff. Equivalenza	
CW602N	61,26	36,35	2,08	0,12	0,13	0,03	0,03	0,00	0,10					0,50	37,6
CW625N*	63,19	34,90	1,30	0,04	0,03	<0,01	0,54	<0,01	0,03	<0,01		0,001		3,35	37,7
CW511L	62,00	37,48	0,20	0,10	0,10	0,10	0,01	0,01	0,09	0,02	0,01			0,32	37,9

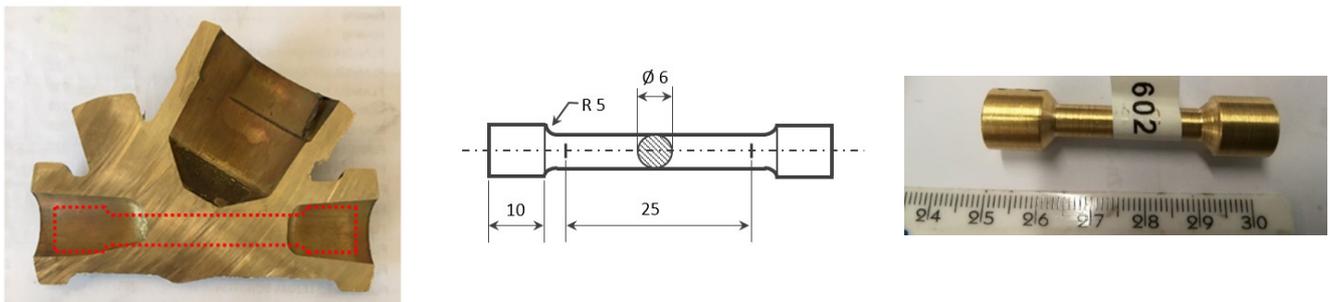


Fig.2 - Zona del raccordo dove è stato ricavato il provino di trazione e relative misure significative (provino "non normato") / Fitting area where the tensile specimen was obtained and relative significant measures ("non-standard" sample).

Per comprendere l'influenza di ogni parametro di trattamento termico sulla resistenza a dezincificazione e sulla quantità di fase β presente è stata applicata una metodologia DOE (Design of Experiment), di conseguenza a seguito dell'operazione di stampaggio sono stati prelevati un numero sufficiente di semilavorati per valutare l'effetto del tempo, della temperatura e delle modalità di raffredda-

mento.

La tabella 2 riassume tutti i cicli termici eseguiti. Per ogni ciclo termico sono stati inseriti due pezzi in modo da avere sempre a disposizione almeno un secondo campione nel caso in cui fosse stato necessario validare i risultati della prima analisi.

Tab.2 - Sintesi dei parametri di trattamento termico utilizzati nella fase sperimentale e identificativo del provino / Summary of the heat treatment parameters used in experimental phase and samples identification.

	T	t	CINETICA RAFFREDDAMENTO	IDENTIFICATIVO PROVINO		
INFLUENZA DELLA TEMPERATURA DI SOLUBILIZZAZIONE	600°C	4h	RAFFR. LENTO (≈ 40°C/h)	602.2	625.2	511.2
	480°C	4h	RAFFR. LENTO (≈ 40°C/h)	602.3	625.3	511.3
	530°C	4h	RAFFR. LENTO (≈ 40°C/h)	602.4	625.4	511.4
INFLUENZA DELLE CONDIZIONI DI RAFFREDDAMENTO	530°C	4h	RAFFR. IN ARIA (≈ 180°C/h)	602.5	625.5	511.5
	530°C	4h	RAFFR. VELOCE (ACQUA)	602.6	625.6	511.6
	530°C	8h	RAFFR. LENTO (≈ 40°C/h)	602.7	625.7	511.7
INFLUENZA DEL TEMPO DI SOLUBILIZZAZIONE	530°C	2h	RAFFR. LENTO (≈ 40°C/h)	602.8	625.8	511.8

A valle del trattamento termico sono state eseguite le analisi della fase β residua, della resistenza alla dezincificazione e delle caratteristiche meccaniche (durezza e resistenza a trazione). Oltre ai provini ricavati dopo trattamento termico sono stati analizzati anche gli spezzoni delle barre, i raccordi nella condizione "come stampato" e i provini di trazione sia nella condizione "come stampato" sia allo stato ricotto. Il ciclo applicato ai provini di trazione (530°C per 2h con raffreddamento a 40°C/h) è stato selezionato in seguito al calcolo della fase β residua in modo da applicare un trattamento termico che garantisca una quantità di fase β residua

al di sotto del 3% e al contempo garantisca di ottimizzare i tempi ciclo e i consumi energetici legati a tale stadio del processo produttivo.

Per quanto riguarda l'analisi della fase β sono stati eseguiti degli attacchi metallografici con FeCl₃ in due zone del provino (fig.3) che corrispondessero anche alle zone dove sarebbe stato in seguito eseguito il test di resistenza alla dezincificazione in modo da poter eventualmente correlare la resistenza alla corrosione con la quantità di fase β residua.



Fig.3 - I provini metallografici per l'analisi della fase β sono stati ricavati dalle zone 1 e 2 mentre i provini per i test di dezincificazione sono stati prelevati dalle zone T (Trasversale) e L (Longitudinale) / The β phase analysis were obtained from metallographic analysis of zone 1 and zone 2, while the samples for the dezincification tests were taken from the T (Transversal) and L (Longitudinal) zones.

Il calcolo della fase β residua è stato eseguito tramite analisi d'immagine, ovvero, calcolando le aree che mostrano la fase β a seguito dell'attacco chimico (trasformate in rosso per aumentarne il contrasto) rispetto all'area visualizzata con ingrandimento 200X (vedi fig.4 a titolo di esempio). Questo metodo non consente un'elevata precisione perché nell'analisi di immagine, per l'ingrandimento utilizzato, nelle aree rosse possono venire comprese anche le zone corrispondenti al Pb o zone che, in seguito all'attacco chi-

mico hanno generato dei piccoli pit di corrosione. Poiché comunque la misura acquisita risulta peggiorativa rispetto al dato della sola fase β essendo il risultato di (Pb + fase β + eventuali pit di corrosione), ponendo come soglia a questa misura il 3% (valore generalmente richiesto nelle specifiche di ricottura o nella norma EN 12420:2014 (E)), si è certi che la fase β è inferiore alla soglia considerata critica per impieghi in ambiente corrosivo.

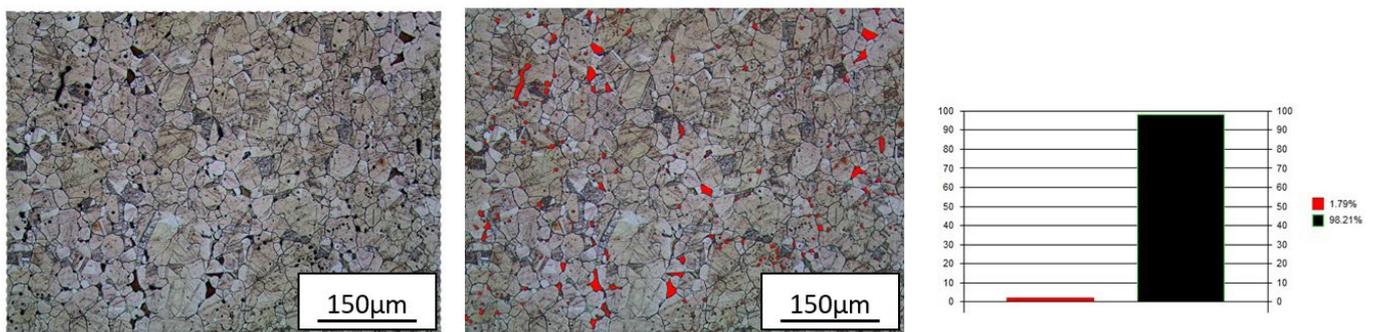


Fig.4 - Esempio di misura della % di fase β / % β phase: example of measurement.

I test di resistenza alla dezincificazione sono stati eseguiti in accordo alla norma UNI EN ISO 6509-1:2014 e sono stati condotti sui particolari ricotti a 530°C per un tempo di 2h. Per le leghe CW602N, CW625N e CW511L è stato eseguito un test anche sui pezzi allo stato "come stampato" in modo da valutare la resistenza alla corrosione dei pezzi senza trattamento termico. Per la lega CW511L è stata poi misurata la resistenza a dezincificazione allo stato ricotto a 480°C per 4h (511.3 di Tab.2) dato che il calcolo della fase β risultava essere oltre ai limiti di accettabilità (fase β + Pb = 3,5%). Per la lega CW625N, invece, oltre ai test in seguito a stampaggio e ricottura a 530°C per 2h, sono stati analizzati i casi dopo ricottura a 530°C per 4h (625.4 di Tab.2), a 530°C per 8h (625.7 di Tab.2) con raffreddamento relativamente lento ($\approx 40^\circ\text{C}/\text{h}$) e per i casi con raffreddamento in acqua (tempra - 625.6 di Tab.2) e in aria forzata (625.5 di Tab.2).

Le caratteristiche meccaniche sono state analizzate allo stato "come stampato" e in seguito a ricottura a 530°C per 2h con raffreddamento a 40°C/h in quanto, come scritto sopra, il ciclo era sì molto breve ma comunque sufficiente a diminuire drasticamente la quantità di fase β residua (<3% per le 3 leghe analizzate). La geometria del provino, riportata in figura 2, non era conforme alle norme relative alle prove di trazione ma, trattandosi di un provino ricavato di-

rettamente sul pezzo stampato, forniscono un dato significativo almeno a livello comparativo per quanto riguarda l'allungamento % a rottura.

Per tutti i casi, invece, è stata eseguita la durezza Brinell (HBW 2,5/62,5) in modo da verificare il suo andamento prima e dopo lo stampaggio a caldo ed in seguito ai diversi cicli termici.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Le quantità di fase β misurate nei diversi step produttivi per le tre leghe analizzate, dallo spezzone della barra al pezzo stampato fino ai diversi cicli di ricottura effettuati sono riassunti in figura 5. Come si può vedere dai grafici, a seguito dello stampaggio a caldo, quindi, per temperature maggiori di 640°C anche se per permanenze di pochi minuti (si stima che il pezzo rimanga a temperature maggiori dei 600°C per poco oltre i 10 minuti) la quantità di fase β supera il 15% per tutte le leghe raggiungendo valori anche superiori al 20% per la lega CW625N, valori sempre superiori rispetto alla fase β misurata nelle barre di partenza. Le micrografie delle barre in direzione longitudinale e dei campioni allo stato "come stampato" sono osservabili rispettivamente nelle figure 6 e 7.

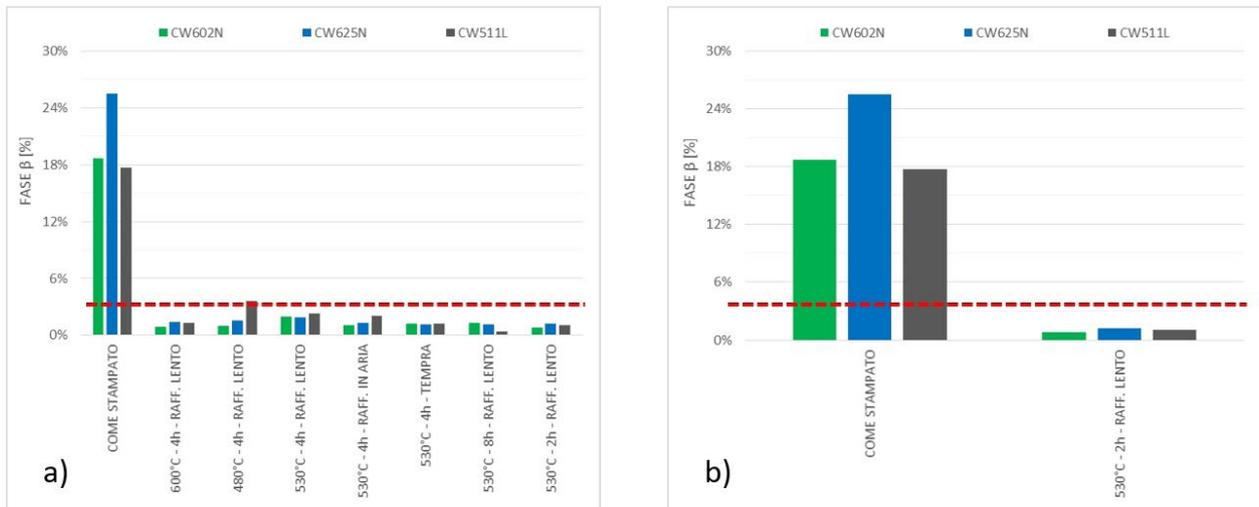


Fig.5 - a) Fase β residua media misurata per le leghe CW602N, CW625N e CW511L a seguito dello stampaggio e in seguito a i diversi cicli termici e b) dettaglio della fase β residua media a seguito del ciclo di ricottura 530°C con mantenimento 2h con raffreddamento a 40°C/h. La linea rossa tratteggiata indica la soglia del 3% secondo EN 12420:2014 / Average retained β phase measured for CW602N, CW625N and CW511L alloys after hot forging and after heat treatment cycles and b) detail of the average residual β phase after 2h annealing at 530°C with cooling at 40°C/h. The dotted red lines correspond at the EN 12420:2014 3% threshold.

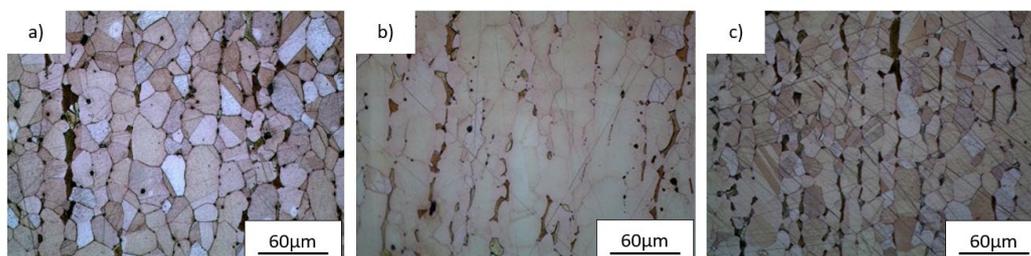


Fig.6 - Microstruttura in direzione longitudinale dello spezzone di barra: a) CW602N, fase β media circa 4%, b) CW625N, fase β media circa 14% e c) CW511L, fase β media circa 9% - (Attacco chimico $FeCl_3$) / Bar segments microstructures in longitudinal direction: a) CW602N, average β phase around 4%, b) CW625N, average β phase around 14% e c) CW511L, average β phase around 9% - (Chemical attack $FeCl_3$).

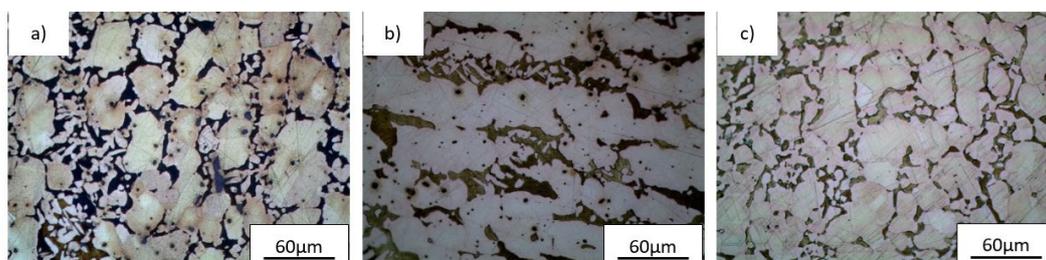


Fig.7 - Microstruttura in zona 1 ricavata dai pezzi allo stato "come stampato": a) CW602N, fase β media circa 19%, b) CW625N, fase β media circa 25% e c) CW511L, fase β media circa 18% - (Attacco chimico $FeCl_3$). / Microstructures on the hot forged parts in zone 1: a) CW602N, average β phase around 19%, b) CW625N, average β phase around 25% e c) CW511L, average β phase around 18% - (Chemical attack $FeCl_3$).

A seguito del trattamento termico la fase β diminuisce al di sotto della soglia del 3, in tutti i casi tranne per la lega CW511L ricotta a 480°C per 4h dove la somma di fase β + Pb si assestano attorno a valori pari al 3,5%, quindi leggermente oltre il limite (vedi i grafici di figura 5).

Alla luce dei risultati positivi relativi alla quantità di fase β residua dopo sole 2h di mantenimento a 530°C sono stati eseguiti i primi test di dezincificazione, in figura 9 sono illustrati i risultati. Come si può vedere per la CW602N e la CW511L i test hanno avuto esito positivo, mentre per la

CW625N il test hanno avuto esito negativo con una profondità di corrosione superiore di oltre 100 μm al limite di 150 μm imposto dalla EN 12420:2014. Inoltre è importante segnalare le diverse modalità di corrosione tra la CW602N e la CW511L rispetto alla CW625N. Infatti la CW602N e la CW511L risultano danneggiate per corrosione solo in corrispondenza dei grani β mentre la CW625N oltre all'attacco della fase β presenta anche danneggiamenti severi in corrispondenza del bordo grano che risulta, per questa lega, un cammino preferenziale all'attacco corrosivo.

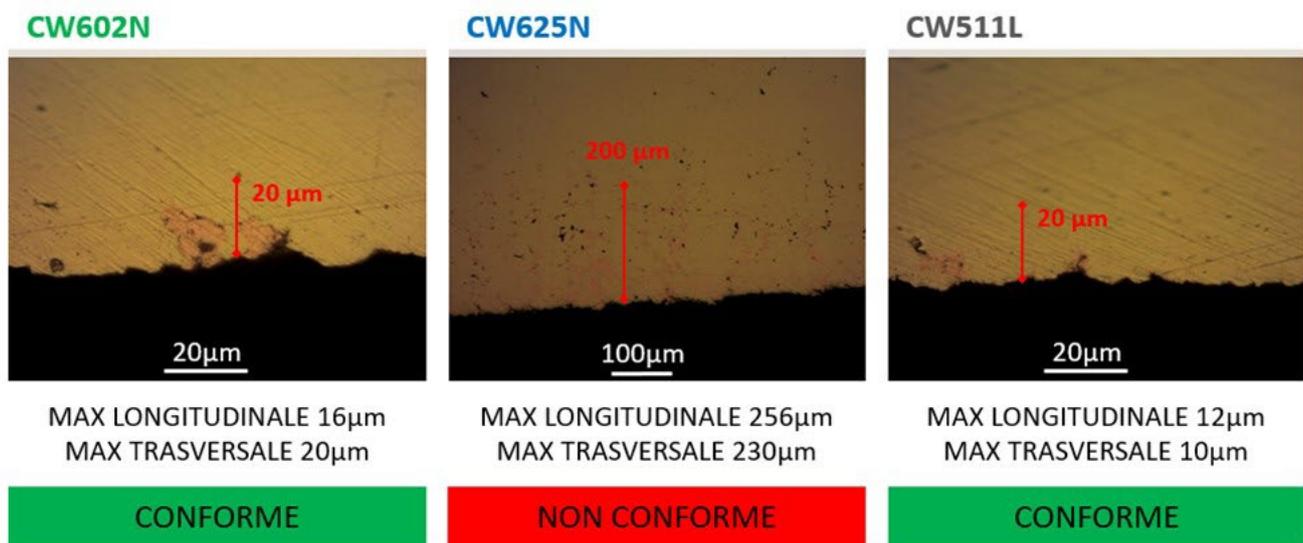


Fig.8 - Risultati dei test di dezincificazione per i pezzi ricotti a 530°C per 2h con raffreddamento pari a 40°C/h /
Dezincification test results for the parts annealed at 530°C for 2h and cooled at 40°C/h (samples alloy.8).

In seguito al risultato non conforme di resistenza a dezincificazione della CW625N si è deciso di sottoporre questa lega ad ulteriori cicli termici per valutare se il tempo di mantenimento (fig. 10) o la cinetica di raffreddamento (fig.11) influenzassero il comportamento a corrosione. Si è inoltre analizzata con maggiore precisione la composizione chimica della CW625N al fine di verificare le quantità di elementi inibitori (As, Sb o P) e di elementi affini in grado di formare intermetallici con essi (Fe e/o Al) con l'obiettivo di indagare la causa dell'attacco intergranulare.

Si è infine deciso di verificare il comportamento a corrosione per i campioni con fase β residua ai limiti della tolleranza come per il caso della CW511L ricotta a 480°C per 4h con raffreddamento 40°C/h, i risultati di tali prove sono illustrati

in fig. 11.

Come si può vedere dalla figura 9, al crescere del tempo di mantenimento si osserva un incremento della resistenza alla corrosione anche se tale incremento è limitato (dopo 8h di mantenimento a 530°C il test viene superato ma per soli 12 μm in direzione longitudinale e 4 μm in direzione trasversale). Per i tre campioni è evidente che la corrosione agisce anche a bordo dei grani oltre che in corrispondenza della fase β . Questo risultato supporta l'ipotesi di un impoverimento degli elementi inibitori nei bordi grano α che risultano così sensibili all'attacco corrosivo.

Di grande impatto è, invece, l'effetto della velocità di raffreddamento. Come si può vedere dalla figura 10, infatti, aumentando la velocità di raffreddamento da un raffredda-

mento relativamente lento a 40°C/h ad un raffreddamento in acqua la resistenza alla dezincificazione aumenta notevolmente, inoltre, per il caso di spegnimento in acqua sembra sia stato eliminato il fenomeno di corrosione al bordo dei grani α che permane ancora per il raffreddamento in aria forzata seppur in modo molto limitato (indicativamente la

velocità di raffreddamento media misurata è stata pari a circa 180°C/h). Il fenomeno osservato può essere interpretato con la cinetica di trasformazione dei precipitati a bordo grano che non hanno il tempo di formarsi se lo spegnimento dei campioni viene fatto in acqua.

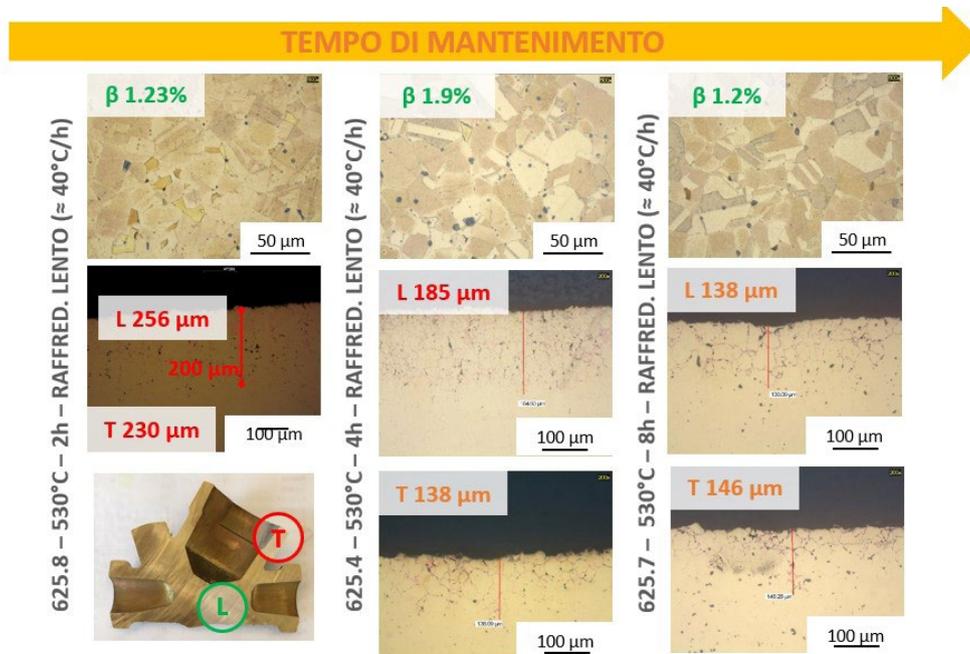


Fig.9 - Effetto del tempo di mantenimento sulla resistenza a dezincificazione per la lega CW625N (T= 530°C e Raffr. 40°C/h) / Annealing soaking time effect on dezincification resistance for the CW625N alloy (T=530°C and Cooling rate 40°C/h).

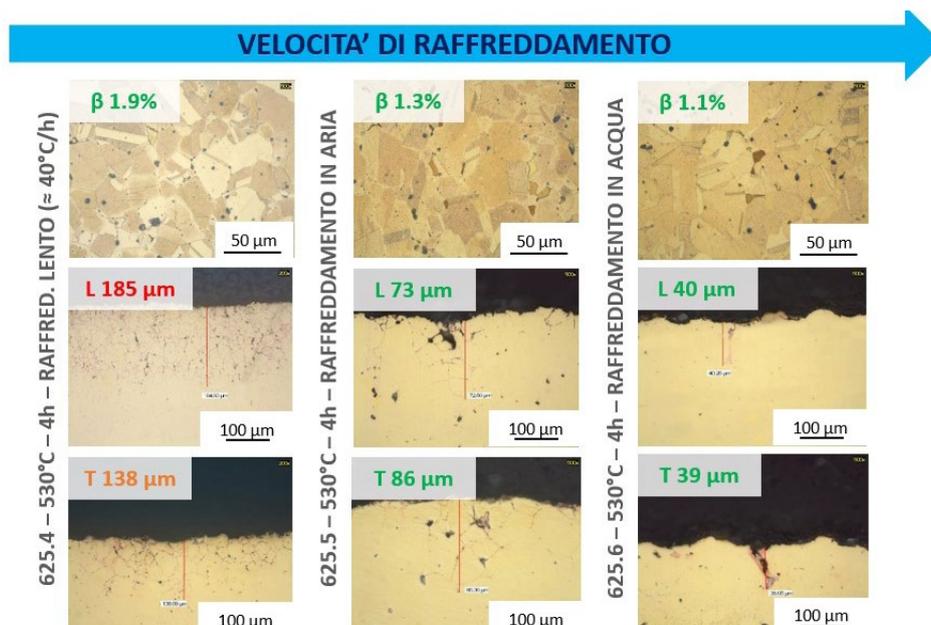


Fig.10 - Effetto della velocità di raffreddamento sulla resistenza a dezincificazione per la lega CW625N (T= 530°C e t= 4h) / Cooling rate effect on dezincification resistance for the CW625N alloy (T=530°C and Soaking time = 4h).

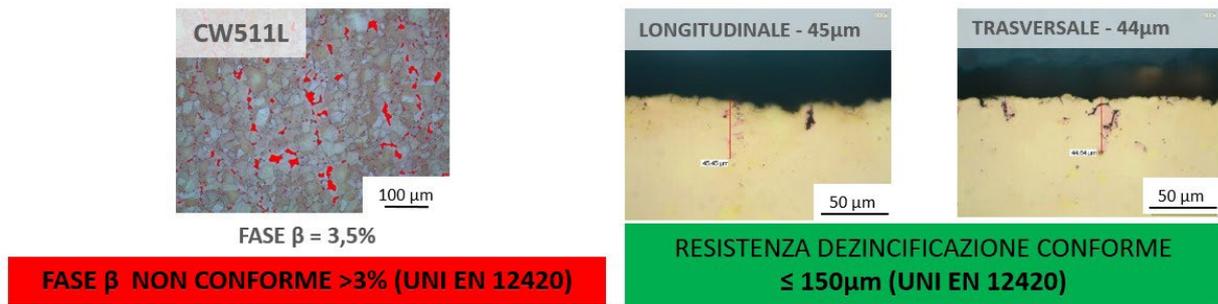


Fig.11 -Fase beta residua e resistenza alla dezincificazione del campione 511.3 (480°C per 4h e raffreddamento 40°C/h) / Retained β phase and dezincification resistance for the sample 551.3 (annealed at 480°C with cooling rate 40°C/h).

A conferma che la quantità di fase β residua <3% sia condizione necessaria ma non sufficiente ai fini della resistenza alla dezincificazione vi è il risultato della lega CW511L con ricottura eseguita a 480°C dove il residuo di fase β era maggiore rispetto a tale soglia ma comunque il risultato di corrosione è risultato essere positivo (profondità di corrosione < 1/3 rispetto ai 150 μm imposti dalla EN12420:2014).

Il risultato ottenuto per la lega CW625N seppur molto positivo non si avvicina ancora ai risultati ottenuti per le leghe CW602N e CW511L (<20 μm) per cui si crede che una modifica della composizione chimica, in particolare in merito agli elementi inibitori (As e Sb) sia comunque necessaria per garantire con ancora maggiore sicurezza la resistenza alla corrosione dei particolari durante la produzione. Una ottimizzazione degli elementi inibitori [7] finalizzata al controllo dei precipitati a bordo grano non può infatti che migliorare la resistenza alla dezincificazione già in parte controllata dalla riduzione della fase β. Un opportuno bilanciamento tra As e Sb potrebbe pertanto essere una soluzione anche nel caso in cui non si riesca a garantire un'omogenea velocità di raffreddamento, in particolare per i casi di raffreddamento in aria calma (caso dei 40°C/h) o in aria forzata (caso dei 180°C/h), durante la produzione di serie dove i pezzi spesso risultano essere ammassati e le cinetiche di raffreddamento dipendono in modo rilevante dalla posizione del pezzo nella carica.

A completamento del lavoro sono state misurate alcune

caratteristiche meccaniche quali la durezza e le caratteristiche tensili di provini allo stato "come stampato" e allo stato ricotto (in particolare per il caso a 530°C per 2h). Per quanto riguarda i dati di trazione si precisa che la geometria dei provini non è risultata a norma in quanto dovendoli ricavare dal componente stampato è stato necessario ridurre le dimensioni non rispettando più i rapporti diametro/lunghezza del tratto utile e pertanto i dati di allungamento ricavati possono essere utili solo per un confronto di massima.

I dati di durezza sono osservabili in tabella 3. La durezza non sembra essere particolarmente influenzata dai parametri di ricottura (temperatura, tempo e metodo di raffreddamento) in quanto le uniche variazioni significative si osservano tra lo spezzone e il pezzo stampato. La diminuzione di durezza è probabilmente associata agli effetti della lavorazione a caldo che ha eliminato l'incrudimento della billetta di partenza, mentre la diminuzione di durezza osservata tra pezzi e stampati e ricotti è stata ricondotta ad una diminuzione della quantità di fase β, costituente più duro rispetto ad α.

Tab.3 - Durezza HBW 2,5/62,5 misurata sulla billetta e sui pezzi nelle diverse condizioni di trattamento termico / HBW 2,5/62,5 hardness measured on the bars and on the hot forged parts after heat treatment.

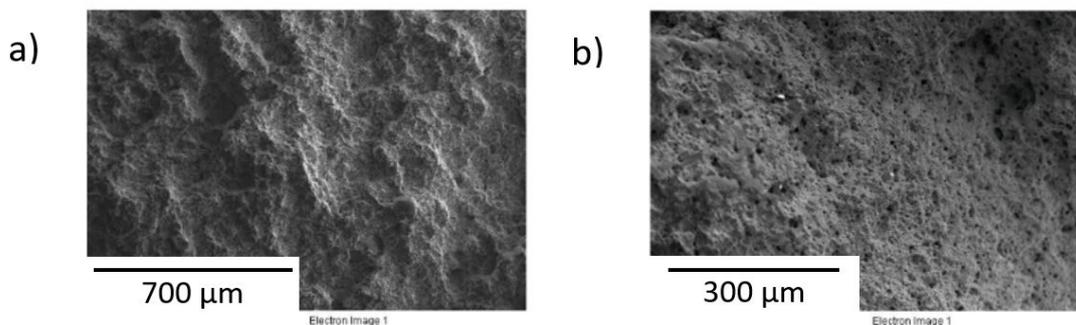
	CW602N	CW625N	CW511L
	DUREZZA BRINELL		
	[HBW 2,5/62,5]		
BILLETTA	97,0	100,0	95,0
COME STAMPATO	92,6	91,3	90,8
600°C - 4h - RAFF. 40°C/h	75,5	73,3	68,6
480°C - 4h - RAFF. 40°C/h	86,8	83,7	82,1
530°C - 4h - RAFF. 40°C/h	84,0	75,8	78,0
530°C - 4h - RAFF. IN ARIA	84,0	71,8	67,4
530°C - 4h - TEMPRA	82,2	74,4	69,5
530°C - 8h - RAFF. 40°C/h	84,1	77,2	79,6
530°C - 2h - RAFF. 40°C/h	80,5	82,3	78,8

In tabella 4 sono illustrati i risultati delle prove di trazione. Dai risultati si nota l'elevata duttilità di queste leghe che mostrano un buon allungamento sia allo stato "come stampato" che allo stato ricotto. La ricottura pur causando un decremento del carico di snervamento e in quello di

rottura fa aumentare sensibilmente la duttilità per tutte le leghe testate. Le figure 12, 13 e 14 mostrano la superficie di frattura al SEM prima e dopo ricottura e per tutti i casi è possibile osservare che la rottura è di tipo duttile.

Tab.4 - Durezza HBW 2,5/62,5 misurata sulla billetta e sui pezzi nelle diverse condizioni di trattamento termico / HBW 2,5/62,5 hardness measured on the bars and on the hot forged parts after heat treatment.

		VALORI MISURATI PRIMA E DOPO RICOTTURA				
		Rp 0,2	Rp 0,2	Rm	Rm	A
		STAMPATO	RICOTTO	STAMPATO	RICOTTO	RICOTTO
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]
CuZn36Pb2As	CW602N	144	137	327	336	37
CuZn35Pb1.5AlAs	CW625N	196	132	387	339	35
CuZn38As	CW511L	173	145	402	348	33

**Fig.12** -Superficie di frattura del provino in CW602N a cuore a) prima e b) dopo ricottura a 530°C per 2h (Raff. 40°C/h) / Fracture surface of the CW602N specimen in the core a) before and b) after annealing at 530°C for 2h (Cooling Rate 40°C/h).

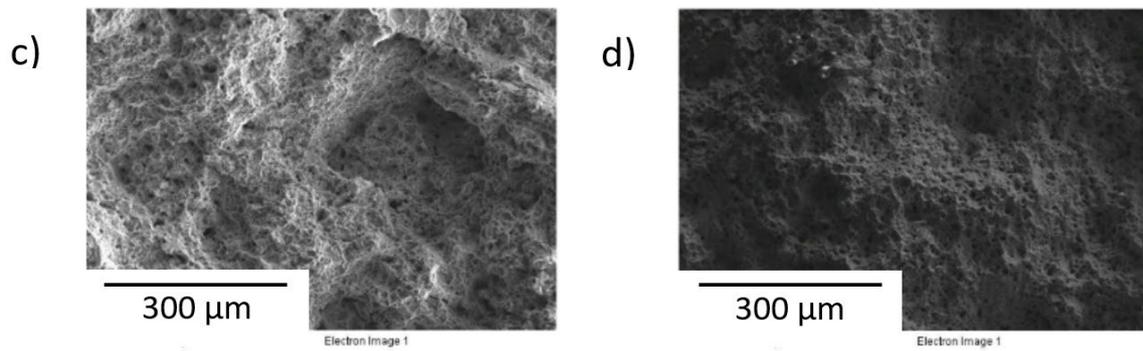


Fig.13 -Superficie di frattura del provino in CW625N a cuore c) prima e d) dopo ricottura a 530°C per 2h (Raff. 40°C/h) / Fracture surface of the CW625N specimen in the core c) before and d) after annealing at 530°C for 2h (Cooling Rate 40°C/h).

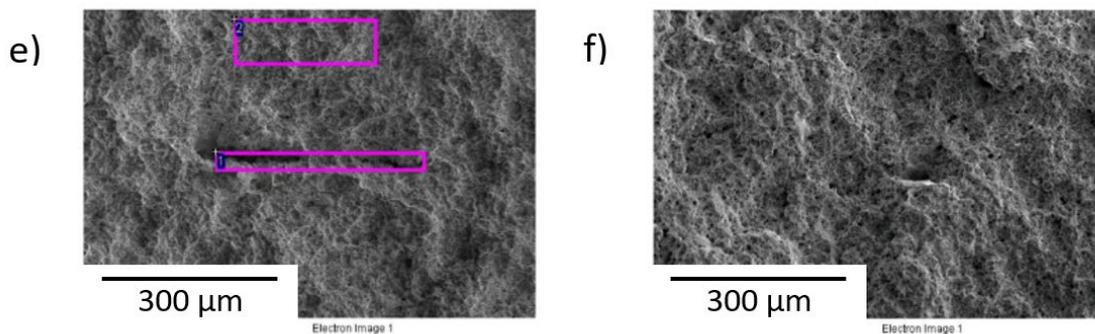


Fig.14 -Superficie di frattura del provino in CW511L a cuore e) prima e f) dopo ricottura a 530°C per 2h (Raff. 40°C/h) / Fracture surface of the CW511L specimen in the core e) before and f) after annealing at 530°C for 2h (Cooling Rate 40°C/h).

CONCLUSIONI

La produzione di componenti in ottone stampati a caldo per parti destinate ad impieghi a contatto con acqua potabile richiede uno stretto controllo della quantità di fase β residua per limitare le problematiche di dezincificazione. Poiché le operazioni di stampaggio a caldo effettuate industrialmente causano un incremento della fase β risulta necessario sottoporre i pezzi prima del loro utilizzo a trattamenti di ricottura. Nel presente lavoro si è dimostrato come diversi riscaldamenti nell'intervallo di temperatura 480÷600°C, diversi tempi di permanenza in temperatura (dalle 2 alle 8h) possono essere scelti per le leghe CW602N e CW511L dove si assiste ad una drastica riduzione della fase β per tutti i cicli termici utilizzati e l'assenza di problematiche riconducibili al fenomeno

della dezincificazione.

Per la lega CW625N, invece, anche per quantità di fase β inferiori al 3% si assiste ad una corrosione profonda che agisce sul bordo grano della fase α . In questo caso il vincolo del 3% massimo di fase β ottenuto con la ricottura non risulta sufficiente per escludere la dezincificazione. La causa di questo fenomeno è da associare alla formazione di intermetallici base Al e Fe la cui formazione non è inibita dalla presenza di As.

Una soluzione che potrebbe evitare la formazione di precipitati a bordo grano è quella di garantire una cinetica di raffreddamento sufficientemente elevata (raffreddamento in aria forzata o in acqua) e tale da eliminare o quantomeno limitare la precipitazione a bordo grano di intermetallici che

impoveriscano localmente di As la fase α . Questa soluzione potrebbe però essere di non semplice attuazione a livello industriale e dovrebbe essere ulteriormente investigata nei casi di raffreddamento drastico in acqua in termini di stato tensionale residuo e possibilità di suscettibilità alla stress corrosion cracking dei pezzi così trattati.

REFERENCES

- [1] D.D. Davies, A note on the dezincification of brass and the inhibiting effect of elemental additions, Copper Development Association Inc., New York, 1993
- [2] S. Sohn et al., The effects of tin and nickel on the corrosion behavior of 60Cu–40Zn alloys, *Journal of Alloys and Compounds* 335 (2002) 281–289
- [3] N. B. Pugacheva, Structure of commercial $\alpha + \beta$ brasses, *Metal Science and Heat Treatment* (2007), 49, Nos. 1–2
- [4] J. Choucri et al., Corrosion behavior of different brass alloys for drinking water distribution systems, *Metals* (2019) 9, 649
- [5] C. A. Loto et al., Corrosion behavior of heat treated duplex ($\alpha + \beta$) brass in nitric acid, *Silicon* (2018) 10, 2877–2888
- [6] U Tabrizi et al., Influence of heat treatment on microstructure and passivity of Cu–30Zn–1Sn alloy in buffer solution containing chloride ions, *Bull. Mater. Sci.*, Vol. 35 (2012) No. 1, 89–97.
- [7] E. Claesson, et al., The effect of alloying elements on the corrosion resistance of brass, *Materials Science and Technology* Vol. 32 (2016) 1794–1803.
- [8] S. Spigarelli et al., High temperature processing of brass: constitutive analysis of hot working of Cu–Zn alloys, *Materials Science Engineering A* 615(2014) 331–339
- [9] S.Y. Lee et al., Effect of thermomechanical processing on grain boundary characteristics in two-phase brass, *Materials Science and Engineering A363* (2003) 307–315
- [10] H.E. Troiani et al., In situ optical microscopy study of a phase transformation induced by the dezincification of beta Cu–Zn, *Materials Science and Engineering A* 454–455 (2007) 441–445
- [11] A. I. Toulfatzis et al., Microstructure and properties of lead-free brasses using post-processing heat treatment cycles, *Materials Science and Technology* (2016), Vol. 32, No. 17, 1771–1781
- [12] Z. A. Kabash, Effect of annealing on mechanical properties of brass alloy type C38500, *Diyala Journal of Engineering Sciences*, 8, No. 01, (2015) 16–26
- [13] F.A. Sadykov et al., The Influence of Deformation Heat Treatment on the Structure and Wear Resistance of CuZnPb Brass, *Journal of Materials Engineering and Performance* Vol. 6 (1997) 73– 76
- [14] M. Boniardi, A. Casaroli, Il rame e le sue leghe, FAFE – Politecnico di Milano
- [15] AA. VV. ASM Metals Handbook – Volume 13 Corrosion, Edizione 1992

Dezincification of $\alpha + \beta$ brasses used in drinking water applications and its control by annealing

In this work brasses type CW511L, CW602N and CW625N have been subjected to different annealing cycles and the effects of the parameters temperature, soaking time and cooling rate on corrosion resistance have been evaluated. The dezincification was particularly sensitive in presence of beta phase and, for alloys that can form precipitates on the grain boundary for medium-high iron and aluminum contents such as CW625N, intergranular type corrosive attacks can occur. The dezincification was not only controlled by the presence of beta phase but also by the formation of intermetallic compounds. The effect of annealing has also been finally assessed in terms of changes in hardness and tensile strength.

KEYWORDS: BRASS, Cu-Zn ALLOYS, ANNEALING, DEZINCIFICATION;

Premio Felice De Carli 2022

L'Associazione Italiana di Metallurgia, per onorare la memoria del prof. Felice De Carli, ex Presidente dell'AIM, istituì nel 1968 un premio da assegnare ad un giovane ricercatore di cittadinanza italiana, che non avesse superato il 32° anno di età al momento della data di presentazione della domanda di concorso al premio e che avesse dimostrato di possedere un'adeguata maturità nel settore della ricerca metallurgica fondamentale e applicata.

L'Associazione ha deciso di bandire nuovamente il concorso per l'assegnazione del premio, consistente in una somma dell'importo di 1500 Euro e in una medaglia di ricordo recante l'effigie del prof. Felice De Carli.

Per concorrere al premio occorre presentare domanda, anche a mezzo e-mail, con il testo di uno o più articoli originali del concorrente oltre che il curriculum vitae e l'elenco dei lavori già pubblicati o in corso di stampa.

La domanda va inviata, entro il 15 luglio 2022, alla Segreteria AIM, e-mail: info@aimnet.it.

La Commissione Giudicatrice, nominata dal Consiglio Direttivo AIM, a suo insindacabile giudizio, sceglierà l'Autore meritevole del premio, sia in base all'esame del lavoro inedito che dei titoli presentati.

La consegna del premio avverrà nel corso del 39° Convegno Nazionale AIM, che si terrà a Padova dal 21 al 23 settembre 2022.

Milano, 5 aprile 2022



Per informazioni e candidature:
Associazione Italiana di Metallurgia
Via Filippo Turati 8 - Milano
t. +39 02 76021132 - t. +39 02 76397770
www.aimnet.it - info@aimnet.it



Inductive fixture hardening and tempering: A big step forward in gear manufacturing

edited by: M. Bergmeir, R. Jenne

Fixture-hardening, also known as quench-press hardening, is a widespread process mainly for the automotive industry. The presentation introduces a new inductive hardening and tempering process that combines the known benefits of induction heating/hardening with the pros of a press hardening process. The main component is a new hardening machine with implemented fixture hardening assembly and integrated induction coil. The inductive energy can be used for heating up workpieces prior to fixture hardening and for tempering, which allows to simultaneously draw out the calibration mandrel with almost no abrasive wear on its surface.

KEYWORDS: INDUCTION HEATING, FIXTURE HARDENING, QUENCH-PRESS HARDENING AND TEMPERING, HEAT TREATMENT OF GEARS, SLIDING SLEEVES, CROWN WHEELS;

INTRODUCTION

IN RECENT YEARS A GROWING NUMBER OF WORKPIECES REQUIRE HIGHER ACCURACY for more and more sophisticated mainly automotive parts. To meet these increased requirements a press hardening process was developed. This presentation introduces the latest development in this field of applications.

EMA Indutec developed a quite new process that combines the known benefits of induction heat-ing/hardening with the advantages of a fixture or press hardening process.

Let us shortly sum up the well-known main benefits of induction hardening:

- heat created directly within a workpiece
- no transmission losses
- energy savings
- high production rates
- process/heating fast and easy to control
- no emissions.

HIGHLY DIMENSIONALLY PRECISE WORKPIECES REQUIRED

Deformations while hardening

Due to heating up to about 900-950 °C there are some adverse effects such as:

Michael Bergmeir

EMA Indutec GmbH, Meckesheim, Germany

Roger Jenne

EMA Indutec GmbH, Meckesheim, Germany

- thermal expansion causes changes in dimension and shape
 - distortions due to asymmetric shapes
- and in combination with hardening:
- distortions due to asymmetric hardness patterns
 - volume expansion due to martensite structure (approx. 1%)
 - and mostly combinations of the above

and not to forget:

- tensions inside the workpiece due to machining and fabrication steps prior to hardening.

All pre-existing internal tensions are released during heat-

ing and hardening especially in thin walled work-pieces. Eliminating all these almost unavoidable effects requires a very time-consuming and therefore expensive rework. To complicate matters further the rework (such as grinding and straightening) has to be carried out on hardened surfaces.

INDUCTIVE CALIBRATION HARDENING PROCESS

To overcome all these almost unavoidable and unwanted effects EMA-Indutec has delivered a lot of induction fixture hardening machines, mainly for round and cylindrical workpieces such as "sliding sleeves". The common process for carburized parts is demonstrated in Fig.1.

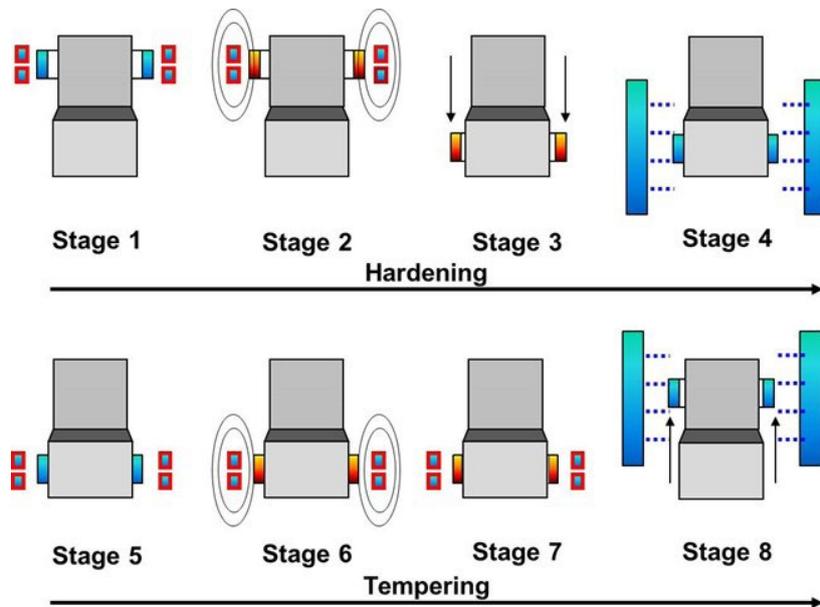


Fig.1 - Inductive calibration hardening process of sliding sleeves on a mandrel.

An oval or non-circular sliding sleeve is placed onto a non-conductive centering and holding device (stage 1) and heated up to about 900 °C inductively (stage 2). After a certain dwell time to achieve a uniform and homogeneous temperature the workpiece is driven onto the calibration mandrel (stage 3) immediately followed by extensive cooling with a polymer-based quenching liquid (stage 4). Stages 1 to 4 illustrate the inductive hardening process resulting in a cool workpiece, which is shrunk onto the calibration mandrel, made from stainless steel.

The following stages make up the tempering process. The inductor is placed around the assembly of sliding sleeve and calibration mandrel (stage 5) and generates tempering heat inside the workpiece (stage 6). With increasing temperature the sliding sleeve expands marginally. A minimal gap appears (stage 7) that allows to redraw the sleeve from the plug without effecting the very precise and accurate surface of the calibration mandrel - a spring driven force is sufficient (stage 8). At the end of the complete hardening and tempering procedure the sliding sleeve can be cooled down to room temperature again.

NEW INDUCTIVE FIXTURE HARDENING AND TEMPERING PROCESS

The new process has been developed also for helical gears and crown wheels without being limited to those. All workpieces requiring flat and even surfaces (Fig. 2) may thus be corrected to very accurate final dimensions while hardening.

In principle the new device works in a similar manner as a conventional machine (see above). But in addition there is a strong bottom fixture and an upper fixture which acts on the hot workpiece and presses it while quenching.

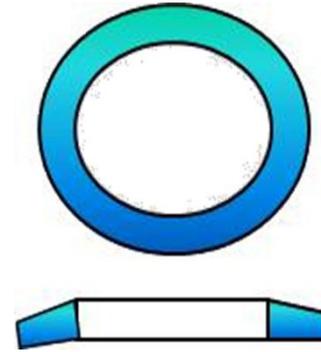


Fig.2 - Irregular crown wheel.



Stage 1

The workpiece is clamped into non-conductive brackets and moved into heating position.

Stage 2

An induction heating or re-heating to hardening temperature follows.

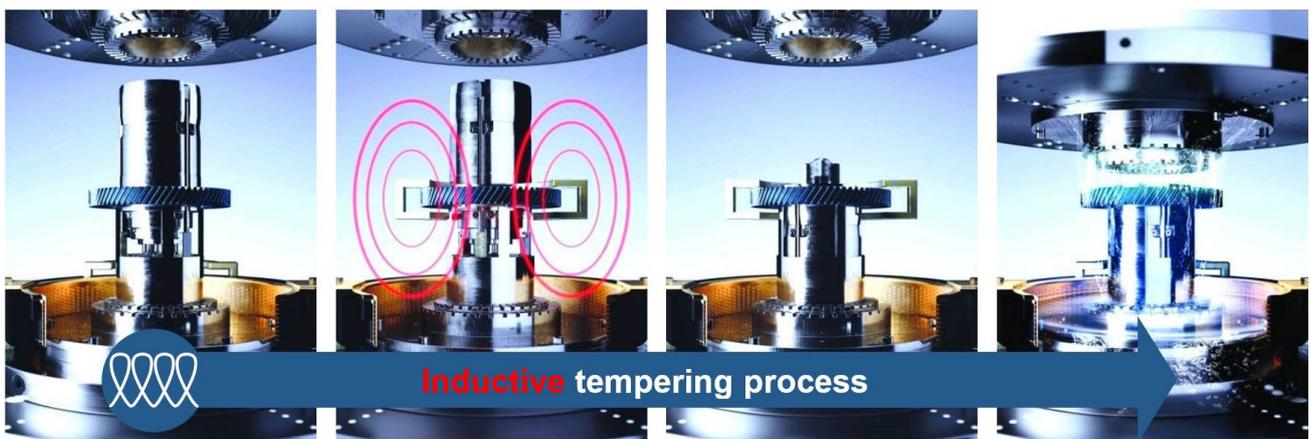
Stage 3

The workpiece drives onto the mandrel and the bottom fixture is lowered.

Stage 4

Quenching is performed while the workpiece is pressed and the workpiece shrinks onto the mandrel.

Stages 3 and 4 of fig. 3 show the additional fixtures. After quenching (stage 4) the fixtures are no longer necessary and removed to allow following tempering process (stages 5 and 6).removed to allow following tempering process (stages 5 and 6).



Stage 5

The fixture is opened again.

Stage 6

The inductor heats the workpiece to tempering temperature.

Stage 7

The workpiece is stripped off the mandrel without any force.

Stage 8

If necessary, further induction tempering can continued, followed by cooling.

Fig.3 - TInductive fixture hardening and tempering process.

MACHINE BENEFITS

As compared to conventional fixture hardening the new machine provides two relevant and remarkable differences:

1. In most conventional processes, workpieces are heated up in a gas fired rotary hearth furnace and subsequently transported into the press. During the transfer period the parts cool down, whereas the inductor in the new machine allows heating up – from room temperature if necessary or to compensate temperature losses during the transfer.

The time span from end of heating to "first quench" which is relevant for quality is minimized.

2. Also the quenching technique is different. We use four separately controllable quench circuits: Through the bottom fixture (1st quench), through the upper fixture (2nd quench), through the calibration mandrel (3rd quench) and from the outside (4th quench). These four quenching options (Fig. 4) allow shape corrections via cooling conditions such as various flow rates and different starting times, resp. dwell times. All quench systems are controlled individually by flow meters.

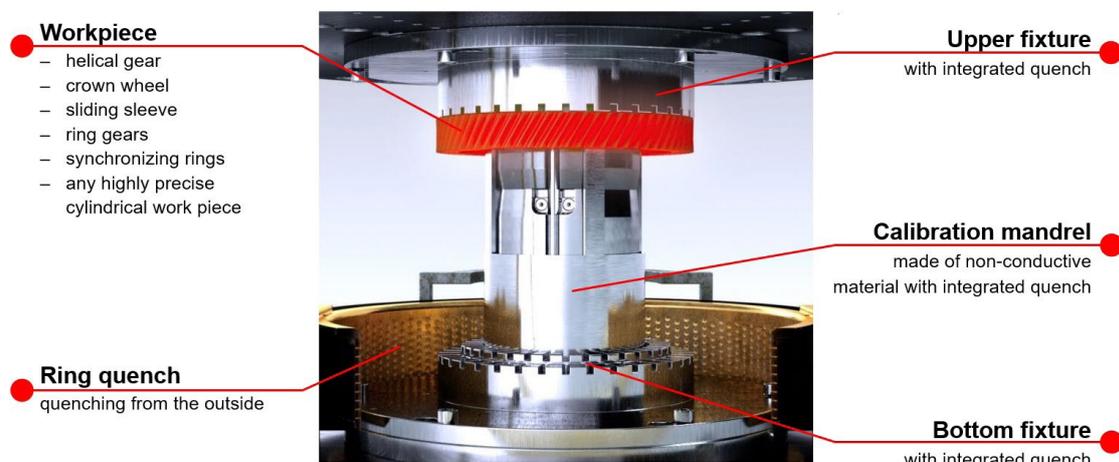


Fig.4 - Four (4) individually controllable quenches for individual shape corrections.

PROCESS BENEFITS

By means of the above device and process EMA INDUTEC combines the advantages of induction hardening with the pros of fixture hardening:

- Process can be integrated in line directly
- One-piece-flow
- No delay on process's start - no long term heating up of a furnace
- Energy savings due to short term heating
- Excellent reproducibility due to good control options
- Highest precision of final workpiece dimensions
- Minimization of dimension failures and scrap
- Minimization of rework

Nevertheless the process is based on carburized workpieces. So, it is not necessary to change materials to

carbon-containing steels. The hardness patterns are not changed and therefore the qualifying procedure is less cost-intensive as compared to entirely new parts made from other material and complete approval for a totally different process.

PLANT DESIGN WITH ROTARY HEARTH FURNACE STATE OF THE ART LAYOUT

A layout of a conventional furnace is shown in the schematic of in Fig. 5 Main components are the rotary hearth furnace for carburization followed by a conventional fixture hardening machine for already heated workpieces. As conventional machines use oil as a quenchant the next big component has to be a washing machine to clean the parts from oil. After this a (mostly) gas fired tempering furnace is connected. Between all components individually controllable transport systems are necessary.

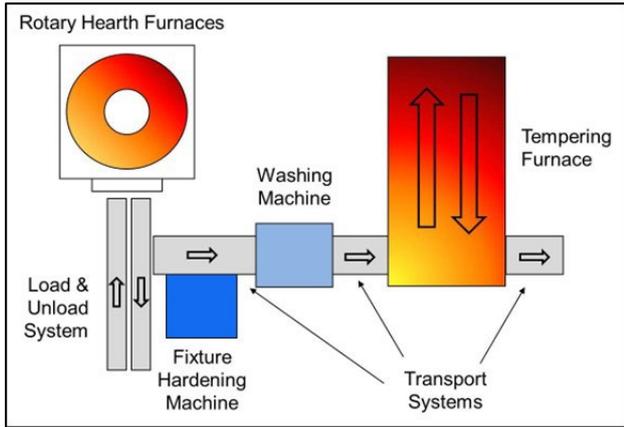


Fig.5 - Conventional production plant.

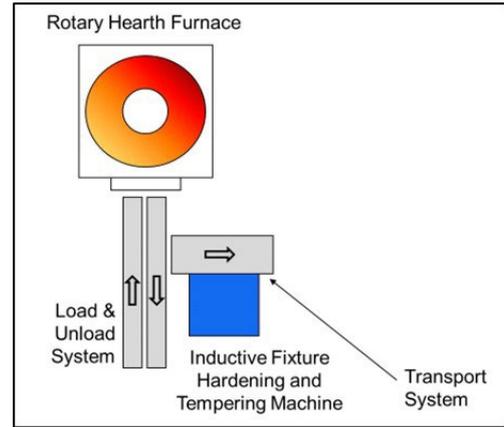


Fig.6 - Inductive production plant.

INDUCTIVE PRODUCTION PLANT LAYOUT

It is evident at first glance that the number of components is drastically reduced (Fig. 6). Only the rotary hearth furnace and the new inductive fixture remain. The washing machine is super-fluous because inductive hardening usually works with liquid quenchants on a water basis so that there is no need for a subsequent washing of the heat treated workpieces. The second component which is eliminated is the huge and expensive tempering furnace. Tempering is now integrated in the new process – and no separate and/or additional energy is required. The inductor inside allows heating up for hardening purposes as well as for tempering without any change - except power level.

Thus, the number of components diminished as well as the number of intermediate transport systems resulting in a considerable reduction of programming, malfunction sources of and maintenance.

COMPLETELY NEW MACHINE FOR INDUCTIVE FIXTURE HARDENING AND TEMPERING PROCESS

With this paper, we are introducing a newly developed inductive hardening and tempering machine, which combines the known benefits of inductive heating/hardening with the advantages of a press resp. fixture hardening process.

In contrary to most of the conventional (hydraulic) press devices, the new press is driven by electric motors which ensure a very exact and repeatable positioning of the press stamps as well as an accurate dosage and as a result high reproducibility of the pressing forces.

Removal of the work piece from the calibration mandrel will start after an inductive re-warming and resulting expansion, leaving the mandrel almost free of wear.

The whole heat treatment process is carried out under protective atmosphere in order to pre-vent scale.

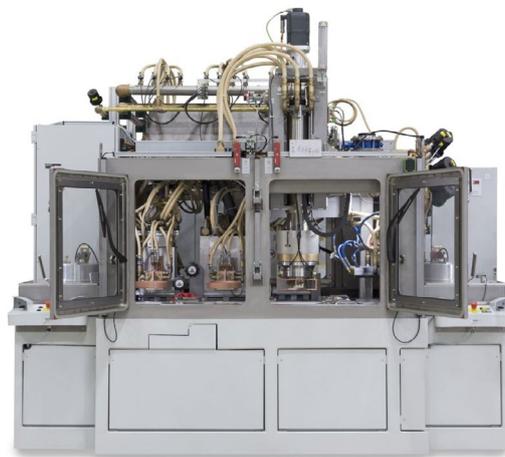


Fig.7 - Completely new inductive fixture hardening machine. Available with and without tempering process.

POSSIBLE WORKPIECES

- Sliding sleeves
- Ring gears
- Synchronizing rings
- Crown wheels
- Coupling bodies
- Any highly precise cylindrical workpieces

CONCLUSION

This paper introduces a quite new process which combines the benefits of induction heating and hardening with the advantages of fixture hardening to obtain highly preci-

se workpieces with enormously reduced or even without rework.

The main component is a new hardening machine with implemented fixture hardening assembly and integrated induction coil. The inductive energy can be used for heating up workpieces prior to fixture hardening and for tempering, which allows to simultaneously strip off the calibration mandrel with almost no abrasive wear on its surface.

The whole plant and/or production line needs no washing machine and no separate tempering furnace.

Tempra e rinvenimento ad induzione in spina: un grande passo avanti nella produzione di ingranaggi

La tempra in spina, nota anche come tempra in pressa, è un processo diffuso soprattutto nell'industria automobilistica. La presentazione introduce un nuovo processo di tempra e rinvenimento induttivo che combina i noti benefici del riscaldamento/tempra a induzione con i vantaggi di un processo di tempra in pressa. Il componente principale è una nuova macchina di tempra con un gruppo di tempra implementato e una bobina a induzione integrata. L'energia induttiva può essere usata per riscaldare i pezzi prima della tempra in stampo e per il rinvenimento, il che permette di estrarre contemporaneamente il mandrino di calibratura senza quasi alcuna usura per abrasion sulla sua superficie.

PAROLE CHIAVE: RISCALDAMENTO A INDUZIONE, INDURIMENTO DELL'ATTREZZATURA, TEMpra E RINVENIMENTO A PRESSIONE, TRATTAMENTO TERMICO DI INGRANAGGI, MANICOTTI SCORREVOLI, RUOTE DENTATE;

Fluidi da tempra; stato dell'arte in campo automotive

a cura di: E. Morgano, D. Petta

La filiera produttiva di un manufatto metallico, nasce da barra in acciaieria dal processo di colata continua e prosegue con l'operazione di forgiatura a caldo o a freddo (a seconda della geometria), la lavorazione meccanica, i trattamenti termochimici di indurimento superficiale (in atmosfera oppure in bassa pressione) e si completa con il processo meccanico a freddo della pallinatura controllata (fig. 1).



Fig.1 -Filiera di un manufatto metallico.

Il diagramma CCT dell'acciaio utilizzato, permette di individuare le velocità di raffreddamento adeguate, al fine di raggiungere, a temperatura ambiente, le microstrutture previste (fig. 2

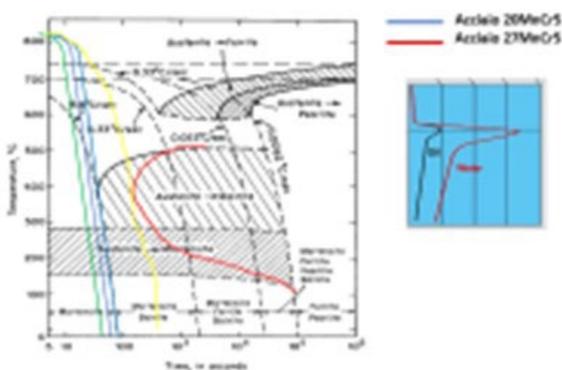


Fig.2 - Diagramma CCT in funzione del tenore di carbonio.

E. Morgano
SILCO Rivalta TO

D. Petta
GEARCHEM Castello D'Argile BO

La temprabilità di un acciaio è la proprietà che determina la penetrazione e distribuzione della durezza (dalla superficie verso il cuore dei particolari), quando esso viene raffreddato da temperature di tempra.

La temprabilità è funzione del tenore di carbonio, degli elementi di lega e della dimensione del grano austenitico. Poiché gli acciai speciali vengono prodotti con grano controllato, si può dire che la temprabilità di tali acciai dipende essenzialmente dalla loro composizione chimica. A parità di temprabilità dell'acciaio e di dimensioni del pezzo temprato, la percentuale di martensite presente, ad una data profondità, è tanto maggiore quanto più elevata è la drasticità del mezzo temprante (fig. 3).

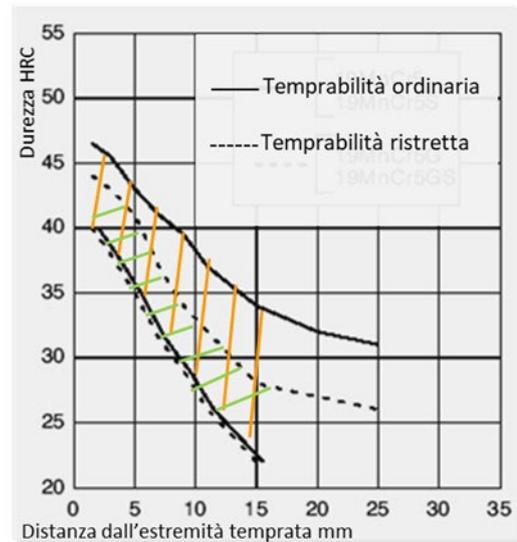


Fig.3 - Aspetto delle fasce di temprabilità.

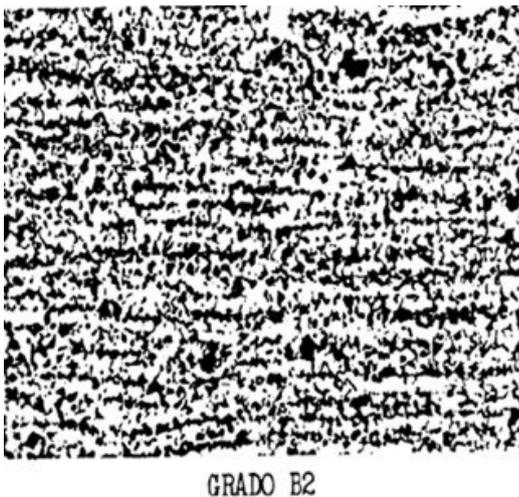


Fig.4 - Aspetto della bandatura.

Il livello di bandatura dell'acciaio, impatta sulle deformazioni finali, attraverso l'incremento localizzato della temprabilità; si tratta di micro segregazioni più o meno marcate a seconda dell'anisotropia chimica delle varie fasi di solidificazione.

Le strutture in bande, vengono generate dalle successive operazioni di deformazione plastica a caldo (stampaggio, forgiatura); i livelli di accettabilità vengono gestiti da prescrizioni e standard riportati sul progetto (disegno).

Si tratta di un livello massimo di grado B2 (fig. 4), con campione metallografico prelevato dalla superficie e fino ad una profondità di 2 mm.

La bandatura dell'acciaio è intrinseca nel processo di fabbricazione (acciaieria); può essere mitigata da successivi trattamenti termici massimi, quale ricottura isoterma. In questo caso vengono impiegate temperature superiori a quella di cementazione (920°C), in modo tale da limitare ulteriormente le distorsioni finali.

I trattamenti termici preliminari di ricottura (fig. 5) hanno fondamentalmente due obiettivi, quali il miglioramento della lavorabilità ed il contenimento delle deformazioni dopo il processo di cementazione e tempra.

In particolare, la ricottura isoterma effettuata a temperature superiori ai 940°C, permette di gestire al meglio le distorsioni indotte dalla fase di cementazione in atmosfera,

eseguita generalmente intorno ai 900-920°C.

Le caratteristiche di durezza e di microstruttura ottenibili sono le seguenti:

- Ricottura isoterma
Ferrite e perlite lamellare compatta - Durezza HB 140-185
- Ricottura globulare
Ferrite e perlite di tipo globulare - Durezza HB < 200

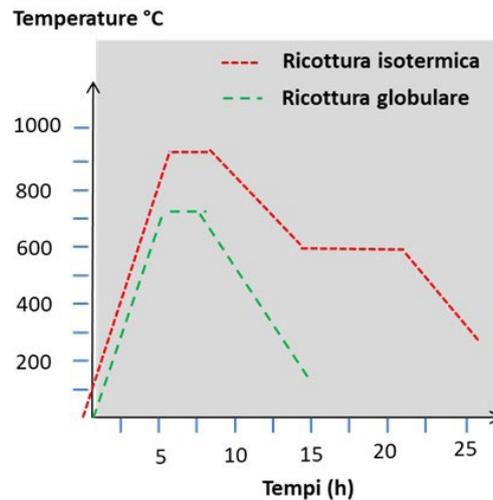


Fig.5 - Cicli di ricottura isotermica.

Come dimostratori della sperimentazione, sono stati individuati ruote dentate ed alberi primari del cambio di velocità manuale (fig. 6).

Per quanto riguarda gli alberi primari il processo prevede

l'operazione di raddrizzatura sul 100% della produzione, dopo il trattamento di cementazione, mentre sulle ruote dentate, viene eseguita l'operazione di sbarbatura prima dell'indurimento superficiale.

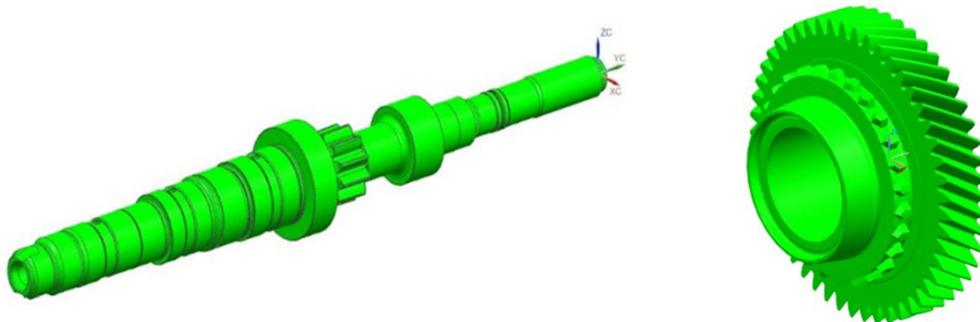


Fig.6 - Scelta dei dimostratori.

Le caratteristiche del fluido scelto si proponeva pertanto di smarcarsi dal tradizionale convincimento che la piena trasformazione microstrutturale si possa avere solo a discapito di un corretto contenimento dimensionale, dovendo nella maggior parte delle situazioni accettare un compromesso al ribasso tra le caratteristiche. Gestire al meglio questa fase, forse la più delicata dell'intero processo, significa unicamente creare delle traiettorie di raffreddamento atte a favorire la formazione di martensite a discapito delle microstrutture concorrenti quali ad esempio perlite e bainite. Ovviamente, come già ricordato, avremo un'influenza diretta, nel conseguire tale risultato, da parte della composizione chimica dell'acciaio, tipo di

mezzo temprante oltre che dalla geometria del particolare stesso. Come sappiamo l'estrazione di calore di un particolare portato precedentemente alla temperatura di tempra avviene, in mezzo liquido, con velocità essenzialmente discontinua. Ovvero tale dissipazione di calore coinvolgerà un passaggio di stato preliminare dando luogo all'instaurarsi di una prima fase caratterizzata dall'insorgenza di fase aeriforme definita appunto fase vapore a cui seguirà una successiva ricondensazione definita fase di ebollizione per concludersi con la fase di convezione (fig. 7).

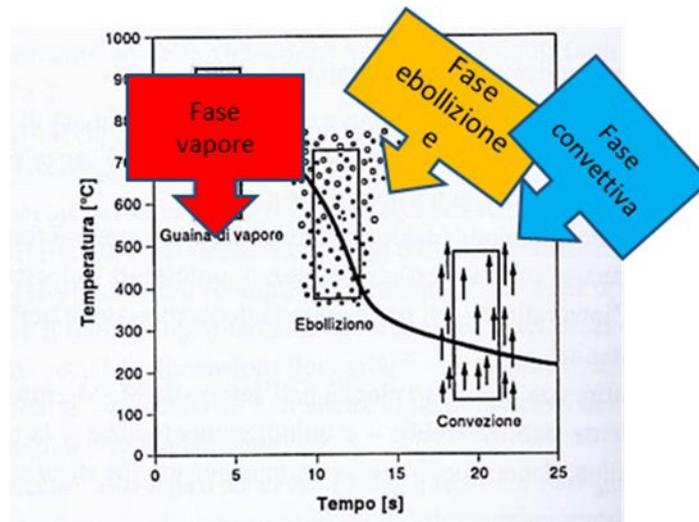


Fig.7 - Evidenza delle fasi di asportazione calore in fase liquida.

Per meglio comprendere, unicamente a titolo di esempio, sotto (fig.8) si possono vedere dei tracciati sovrapposti ricavati sperimentalmente su matrice base olio a differente grado di drasticità sottoposti a spegnimento. Risultano

evidenti i differenti campi di esistenza, nel diagramma temperatura/tempo, in particolare, della fase vapore, della fase di ebollizione per concludere con la fase convettiva nel range di temperature più basse

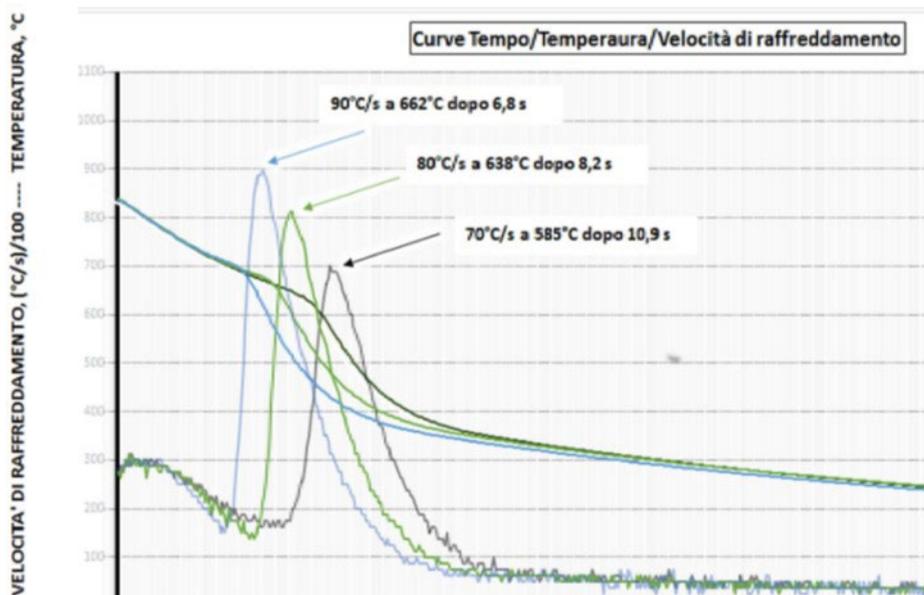


Fig.8 - Tracciati di asportazione calore di matrice a differenti gradi di additivazione.

I test per la validazione metallurgica e metrologica sono stati eseguiti su alberi ed ingranaggi, i cui rapporti rappresentavano il worst case dell'applicazione. Sono state condotte in due fasi, sia c/o un fornitore esterno che all'interno del plant produttivo (fig. 9). Dal punto di vista metallurgico, sono state valutate le ca-

ratteristiche a disegno, quali:

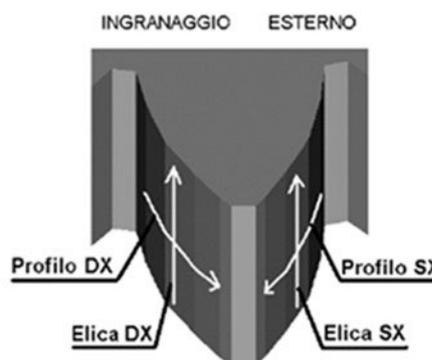
- Durezze superficiali ed a cuore
- Strutture metallografiche
- Misurazione del contenuto/percentuale di austenite residua
- Profilo della profondità efficace di indurimento

Componenti	Validazione			
	c/o Impianto fornitore esterno		Validazione impianto FPT Plant	
	Metallurgica	Metrologica	Metallurgica	Metrologica
Ingranaggi	X	X	X	X
Corone cilindriche	X	X	X	X
Alberi secondari	X	X	X	X
Alberi primari	X	X	X	X

Fig.9 - Test metallurgici effettuati.

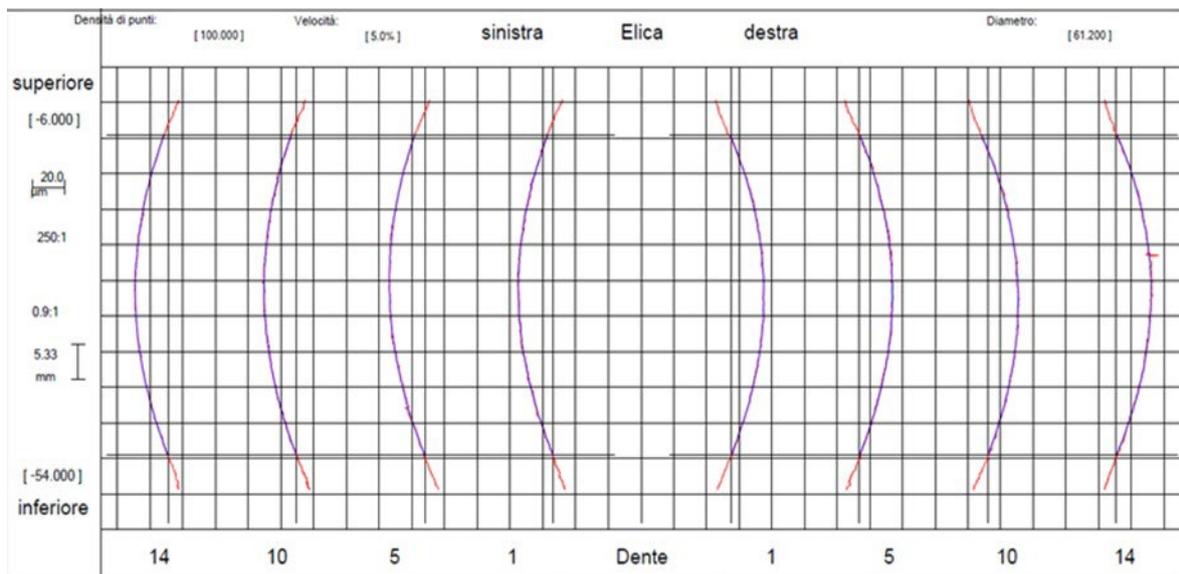
Le analisi metrologiche, determinanti per la validazione del prodotto, hanno riguardato diversi parametri e caratteristiche, valutate sec. norma DIN 3962, quali:

- Passo
- Run-out
- Quota sfere contrapposte
- Evolvente (trasversale)
- Elica (sezione longitudinale)



Sono state misurate le frecce/deformazioni a cui sono soggetti e molto sensibili, gli alberi primari secondari, a causa dell'elevato rapporto lunghezza/spessore; il ciclo produttivo ne prevede una raddrizzatura finale per poter rientrare nelle quote dimensionali prescritte. Tuttavia un'eccessiva drasticità del fluido, abbinato ad un profilo di

temprabilità posizionato verso la parte alta della Jominy, genera frecce eccessive, non recuperabili dalla macchina a ciclo, comportando scarti e costi poco sostenibili per produzioni di serie elevate (figg. 10-11-12).



Figg.10-11-12 - Analisi metrologiche.

CONCLUSIONI

L'omologazione del nuovo fluido ha pertanto associato ed ottimizzato caratteristiche tra di loro spesso viste come antagoniste, quali la drasticità e il contenimento dimensionale, garantendo il migliore equilibrio possibile tra cui:

- Ottimizzazione della trasformazione microstrutturale
- Ottima stabilità delle caratteristiche di drasticità
- Aspetto superficiale dei particolari
- Maggiore flessibilità e minori costi di gestione
- Aumento della velocità di massima asportazione del calore associato ad una incrementata uniformità



**International
ForgeMasters Meeting
2024**

Organised by



**ASSOCIAZIONE
ITALIANA DI
METALLURGIA**



Federacciai

**MI- | 27-30
LA- | MAY
NO | 2024**

International ForgeMasters Meeting

AIM and Federacciai proudly announce that the 22nd International ForgeMasters Meeting will be held in Italy in 2024.

Save the date!

The appointment will be in Milan on 27-30 May 2024.

All involved in and interested in the area of open die forging are warmly invited to attend.

At IFM 2024 the most important and current issues affecting the sector will be discussed. Experts in the fields of greatest interest will be attending and addressing such issues.

IFM is a unique forum to meet researchers, skilled technicians and decision makers; in other words IFM 2024 is an unmissable event for the forging industry!

Call for papers

Prospective authors wishing to present papers are invited to submit a tentative title and an abstract of about 400 words (in English), specifying a maximum of two topics for each proposal, to the Organising Secretariat.

Visit website www.ifm2024.org to submit your abstract.

Deadline

Submission of abstracts: 30 June 2023

Information on acceptance: 13 October 2023

Submission of full papers and speakers registration: 15 December 2023

Exhibition & sponsorship opportunities

The Conference will be enhanced by an Exhibition at which companies will have the opportunity to inform all delegates of their latest developments. The detailed exhibiting and sponsorship packages will be available on the IFM 2024 website in the following months. In the meantime, companies interested in taking part in the Exhibition or sponsoring the event may contact:

siderweb
THE ITALIAN STEEL COMMUNITY

e-mail: commerciale@siderweb.com
tel. +39 030 2540006

Organising secretariat



**ASSOCIAZIONE
ITALIANA DI
METALLURGIA**

Via Filippo Turati 8 - Milan - Italy

t. +39 0276021132 or +39 0276397770

aim@aimnet.it - www.aimnet.it

27° Convegno Nazionale Trattamenti Termici



Grande successo di pubblico per la 27° edizione del Convegno Nazionale Trattamenti Termici, organizzata da AIM nei giorni 26 e 27 maggio 2022 a Genova presso i Magazzini del Cotone, nell'area del Porto Antico di Genova.

Rinviato ben due volte a causa della pandemia, l'evento non ha deluso le aspettative dei 33 espositori e sponsor e degli oltre 230 partecipanti accorsi a Genova per l'appuntamento di riferimento a livello nazionale per il comparto TT.

L'alternanza tra le sessioni tecnico-scientifiche in sala convegno e le sessioni tecnico-applicative nello spazio espositivo ha portato vivacità e attenzione tra gli stand, confermando vincente questa nuova formula sperimentata per la prima volta.

Dopo una quasi totale assenza di eventi fisici negli ultimi due anni, il 27° Convegno Nazionale Trattamenti Termici ha rappresentato un'ottima opportunità per incontrare e confrontarsi finalmente di persona con colleghi, clienti, fornitori.

Importante anche la partecipazione da parte degli imprenditori del trattamento termico che nel pomeriggio

della prima giornata hanno organizzato una delle loro abituali riunioni nell'ambito del convegno potendo seguire così anche le due sessioni a loro dedicate: la prima con focus sul marketing digitale e la seconda sull'andamento dei costi energetici e su quali soluzioni porre in atto per garantire la competitività della propria azienda.

Genova già ospitò nel 1960 la prima edizione di quello che può definirsi il più importante evento a livello nazionale per il comparto trattamenti termici. L'edizione 2022 ha trovato perfetta collocazione ai Magazzini del Cotone nello splendido contesto del Porto Antico. A poca distanza l'Acquario che ha ospitato l'evento sociale del Congresso: esperienza unica e particolare la cena servita di fronte alla vasca dei delfini dopo una visita esclusiva all'acquario stesso.

Doveroso il ringraziamento al CT Trattamenti Termici e Metallografia ed in particolare al suo Presidente Dott. Danilo Petta per il notevole impegno profuso nell'organizzazione e nella promozione dell'evento!

Eventi AIM / AIM events

CONVEGNI

39° CONVEGNO NAZIONALE AIM – Padova, 21-23 settembre 2022

<http://www.aimnet.it/nazionaleaim>

ROLLING 2022 - 12th INTERNATIONAL ROLLING CONFERENCE – Trieste, 26-28 ottobre 2022

<https://www.aimnet.it/rolling-12/>

IWSQ 2022 – 2ND INTERNATIONAL WORKSHOP ON SURFACE QUALITY OF CONTINUOUSLY CAST PRODUCTS – Bergamo, 1-2 dicembre 2022

<https://www.aimnet.it/iwsq-2.htm>

CORSI E GIORNATE DI STUDIO

Corso Modulare METALLOGRAFIA – ibrido – Milano, 31 maggio, in modalità webinar 7-8-9-14-15-28-29 giugno, 5 luglio, ottobre

SCUOLA DI METALLURGIA DELLE POLVERI – Imola c/o SACMI, 5-6 luglio

Metallurgy Summer School SURFACE ENGINEERING OF METALS – Bertinoro (FC), 24-27 luglio

Corso MASTER PROGETTAZIONE STAMPI – itinerante, settembre/ottobre/novembre/dicembre

Giornata di Studio LEGHE PER ALTA TEMPERATURA PRODOTTE CON TECNOLOGIE ADDITIVE – Firenze (c/o Baker Hughes), 15 settembre

Giornata di Studio ANALISI INFORTUNI – Padova, 22 settembre

Giornata di Studio MICROSCOPIA ELETTRONICA APPLICATA ALLA FAILURE ANALYSIS – Padova, 23 settembre

Giornate di Studio CEMENTAZIONE VS NITRURAZIONE – Provaglio d'Iseo c/o Gefran, 6 ottobre

Giornata di Studio EBSD – Aosta c/o Cogne Acciai Speciali, 13 ottobre

Giornata di Studio THERMAL MANAGEMENT – Milano, 3 novembre

Giornata di Studio DALLA SCELTA ALLA REALIZZAZIONE DI COMPONENTI TRATTATI TERMICAMENTE: COME EVITARE PROBLEMI TECNICI E CONTRATTUALI? – Brescia, 9 novembre

Giornata di Studio SOSTENIBILITÀ AMBIENTALE NEL CAMPO DELLE COSTRUZIONI CIVILI – Milano, 10 novembre

Corso PROVE NON DISTRUTTIVE – ibrido: Milano, 16-17 novembre

Giornata di Studio VERIFICA E MANUTENZIONE DI STRUTTURE METALLICHE STORICHE: ASPETTI STRUTTURALI E METALLURGICI, DIAGNOSTICA E TECNICHE DI INTERVENTO – Milano, 21 novembre

Giornata di Studio TRATTAMENTI, RIVESTIMENTI E FINITURE SUPERFICIALI PER MANUFATTI MANUFACTURING – Milano, 23 novembre

Giornata di Studio TECNICHE DI CARATTERIZZAZIONE DEI MATERIALI – Vicenza, novembre

Giornata di Studio TRATTAMENTI SUPERFICIALI SU ALLUMINIO, A SCOPO DECORATIVO E PROTETTIVO – autunno/inverno

FaReTra (Fair Remote Training) - FORMAZIONE E AGGIORNAMENTO A DISTANZA

Modalità Asincrona (registrazioni)

- Corso modulare FONDERIA PER NON FONDITORI
- Corso TRIBOLOGIA INDUSTRIALE – I MODULO
- Giornate di Studio GETTI PRESSOCOLATI PER APPLICAZIONI STRUTTURALI
- Corso DIFETTOLOGIA NEI GETTI PRESSOCOLATI: METALLIZZAZIONI
- Corso ADDITIVE METALLURGY
- Corso METALLURGIA PER NON METALLURGISTI
- Giornata di Studio PRESSOCOLATA IN ZAMA
- Giornata di Studio LA SFIDA DELLA NEUTRALITÀ CARBONICA
- Corso itinerante METALLURGIA SICURA
- Corso modulare TRATTAMENTI TERMICI
- Corso modulare I REFRATTARI E LE LORO APPLICAZIONI
- Corso GLI ACCIAI INOSSIDABILI 11ª edizione
- Corso FAILURE ANALYSIS 11a edizione
- Giornata di Studio PERFORMANCE E DEGRADO DEI MATERIALI METALLICI UTILIZZATI IN CAMPO EOLICO: CAPIRE PER PREVENIRE
- Giornata di Studio DIFETTI NEI GETTI PRESSOCOLATI: POROSITA' DA GAS
- Corso PROVE MECCANICHE
- Corso di base LEGHE DI ALLUMINIO
- Giornata di Studio GREEN ECONOMY E ASPETTI AMBIENTALI PER L'INDUSTRIA DEI RIVESTIMENTI
- Giornata di Studio IL CICLO DI FABBRICAZIONE DI UNA VALVOLA. NORMATIVE, PROGETTO, ACCIAIO, FUCINATURA COLLAUDO
- Corso CORROSIONE PER NON CORROSIONISTI
- Giornata di Studio TECNOLOGIE DI FORMATURA DELLE ANIME IN SABBIA PER GETTI IN LEGA LEGGERA

L'elenco completo delle iniziative è disponibile sul sito: www.aimnet.it

(*) In caso non sia possibile svolgere la manifestazione in presenza, la stessa verrà erogata a distanza in modalità webinar

www.aimnet.it



Comitati tecnici / Study groups

CT METALLI E TECNOLOGIE APPLICATIVE (MTA)

(riunione telematica del 18 maggio 2022)

Notizie dal Comitato

- Ilaria Salvatori, presente come ospite, sostituirà Stefano Amato nel Comitato.

Iniziative future

- L'organizzazione della GdS sulla sostenibilità ambientale nel campo delle costruzioni civili sta facendo progressi: Stella, coordinatore della giornata, ha preparato una prima bozza del programma evidenziando i seguenti temi: stato dell'arte, normative vigenti, confronto tra i sistemi di certificazione in uso, ciclo di vita dei metalli come materiali da costruzione, tecnologie di costruzione con i metalli in rapporto alla sostenibilità aziendale, sicurezza sismica e contro gli incendi. La GdS potrebbe essere organizzata per ottobre 2022.
- Il presidente Loconsolo invita ad un ulteriore ripensamento sulla GdS "Utilizzo leghe di nichel in saldatura", al momento in stand-by. Occorre decidere se confermarla così come era stata pensata, modificarla radicalmente o eliminarla.
- Per la manifestazione sui metalli nel settore automotive il presidente Loconsolo sottolinea che questo tema è già stato preso in esame da altri Centri di Studio, ed è pertanto opportuno rinviare la manifestazione al 2023.
- Si discute di una proposta per una GdS sugli effetti delle criticità geopolitiche sul mondo e sul mercato dei metalli, prendendo spunto dalla pesante influenza che la crisi russo-ucraina sta avendo sul titanio, ma anche su rame, alluminio, zinco. Si decide di approfondire questo tema per arrivare ad organizzare una manifestazione a fine 2022 o inizio 2023.

CT PRESSOCOLATA (P)

(riunione telematica dell'11 maggio 2022)

Consuntivo di attività svolte

- Pillola su "Metallizzazione – online per mezza giornata il 28 aprile 2022 (coordinatrice Pola): manifestazione con esito soddisfacente, con 39 partecipanti. Dal questionario di soddisfazione sono state rilevate le valutazioni tra buono e ottimo. Le presentazioni e la tavola rotonda finale sono state molto interessanti e hanno stimolato una grande attenzione.

Manifestazioni in corso di organizzazione

- Le GdS "Getti pressocolati per applicazioni strutturali" – coordinatori Pola e Valente – è definito: si svolgerà in presenza in due giornate, la prima presso IDRA in data 24/06/22 con visita allo stabilimento con la "Gigapress OL 9000 CS", la seconda il 29/06/22 presso il museo Millemgia. Viene presentata la locandina con il programma completo.

Iniziative future

- GdS "Sostenibilità nella fonderie HPDC": al momento nessuna novità sulla possibilità di organizzare questa manifestazione. Si prospetta la possibilità di rimandare la GdS a data da destinarsi.
- Il Master di progettazione "Stampi" potrebbe slittare per poter valutare meglio la situazione dopo lo svolgimento della fiera Euroguss e del corso "Getti strutturali".

CT AMBIENTE E SICUREZZA (AS)

(riunione telematica del 12 maggio 2022)

Notizie dal Comitato

- Il sig. Fabio Pirodda viene ammesso al CT AS.
- La consueta discussione ad inizio riunione su problematiche ed eventi infortunistici ha portato ad un interessante scambio di opinioni circa il coinvolgimento del personale. È evidente per tutti che l'impegno e la presenza delle prime linee (alta direzione) è la condizione imprescindibile per svolgere attività volta ad implementare i livelli di sicurezza. Ma viene segnalato che nelle acciaierie USA i primi a verificare che tutti (dipendenti e non) indossino di DPI e seguano le procedure sono proprio gli operai perché i premi relativi al raggiungimento di infortuni zero sono molto alti, più di quelli legati agli obiettivi di produzione. La discussione che è seguita ha coinvolto le

possibili posizioni di sindacati, di enti di controllo, di datori di lavoro e di dirigenti. Il DL 81/08 ha spostato la responsabilizzazione verso il basso (preposti), ma ancora non si è arrivati in maniera così esplicita ai lavoratori. I membri del CTAS convergono che per continuare a mantenere alta l'attenzione sulla salute e sicurezza non vi è un'unica strategia o una soluzione, ma bisogna considerare la problematica a 360 gradi e tornare periodicamente su attività già svolte (non dare nulla per già acquisito).

Iniziative future

Sicurezza

- Viene presentata e discussa la locandina preparata dal gruppo di lavoro per la possibile GdS sull'analisi degli infortuni occorsi. Si decide di ricavare mezza giornata durante il convegno AIM, probabilmente il 22 settembre.
- Una ulteriore giornata sarà valutata durante il prossimo incontro, e potrebbe trattare di radioattività, gestione emergenze e spazi confinati.

Ambiente

- Si è svolta la GdS "Ecosistema lombardo per l'economia circolare nel settore metallurgico", organizzata con AFIL. Malfa, coordinatore per parte AIM, ripercorre gli interventi e sintetizza i messaggi principali, distribuendo le relative slide. La Regione Lombardia ha chiesto di finalizzare un incontro con una proposta di progetto coinvolgendo AIM. Malfa anticipa che la prossima attività sarà fatta sulla scoria bianca, di cui si è sempre discusso poco.

CT METALLURGIA DELLE POLVERI E TECNOLOGIE ADDITIVE (MP)

(riunione telematica dell'17 maggio 2022)

Manifestazioni in corso di organizzazione

- Il corso Additive Manufacturing è in pieno svolgimento con un buon numero di iscritti.
- La "Scuola di metallurgia delle polveri" sarà ospitata da SACMI a Imola i prossimi 5 e 6 luglio. La presidente Rampin descrive il programma della locandina, che sarà distribuita a breve.
- La GdS "Leghe per alta temperatura prodotte con tecnologie additive" si terrà in Baker-Hughes a Firenze il 15 settembre 2022. I coordinatori Biffi e Casati, insieme a Bassani, ricordano il programma della giornata.

CENTRO RIVESTIMENTI E TRIBOLOGIA (R)

(riunione del 18 maggio 2022)

Manifestazioni in corso di organizzazione

- Il corso "Tribologia industriale" – coordinatore il presidente Bolelli - è organizzato in tre moduli: il primo dal titolo "Fondamenti di tribologia e prove tribologiche" si svolgerà in webinar il pomeriggio del 22/06/22 e la mattina del 23/06/22; il secondo invece sarà in presenza con il titolo "La tribologia nei sistemi di interesse ingegneristico e la lubrificazione" il giorno 29/06/22, e così pure il terzo modulo "Trattamenti superficiali per il controllo dell'attrito e dell'usura" in data 30/06/2022. I due moduli in presenza si terranno presso il Dipartimento di Ingegneria Enzo Ferrari dell'Università degli Studi di Modena e Reggio Emilia. Viene presentata la locandina con il programma definitivo.

Iniziative future

- La GdS su "Rivestimenti e additive manufacturing" sta prendendo forma: Bestetti conferma gli interventi ipotizzati e si discute di alcuni dettagli per evitare sovrapposizioni di argomenti. La data sarà fissata attorno alla fine di novembre 2022 a Milano, mentre la locandina definitiva dovrebbe essere pronta entro fine luglio.

CT CONTROLLO E CARATTERIZZAZIONE PRODOTTI (CCP)

(riunione telematica del 07 giugno 2022)

Notizie dal Comitato

- Due ospiti sono presenti alla riunione: Antonio Mara, in rappresentanza di CRF Stellantis, è il metallurgista che si occupa delle failure che provengono dal campo e coordina le attività di analisi per identificare la root cause della failure; Marco De Marco di IIS (Istituto italiano della Saldatura): è un ingegnere chimico che da 20 lavora nell'ambito di affidabilità dei materiali, failure analysis e ingegneria della corrosione. Dopo essersi presentati, vengono accettati nel CT CCP

Manifestazioni in corso di organizzazione

- GdS sulla "Microscopia elettronica applicata alla failure analysis": il presidente Toldo informa che sono stati coinvolti 7 docenti per la GdS; appena pronti i titoli mancanti si potrà lanciare il programma in giugno. La GdS sarà integrata come sessione del Convegno Nazionale AIM di Padova, il 21, 22 o 23 settembre. Viene definita la tempistica degli interventi e le modalità di iscrizione alla GdS, gratuita per chi è iscritto al Convegno. È prevista anche la visita al laboratorio Element.
- Corso PdD: Trentini ha fatto circolare la bozza del programma a tutti i docenti. Rispetto alla precedente edizione sarà cambiato un docente, non più disponibile, e inseriti alcuni argomenti nuovi. Si discute anche dei possibili sponsor e si confermano le date del 16 e 17 novembre 2022 in modalità mista.

Iniziative future

- Il Comitato organizzativo ristretto per la organizzazione nel 2023 della GdS sulla "Estensione della vita residua degli impianti" si è riunito una prima volta per un proficuo scambio di idee. La giornata sarà rivolta a tutti i gestori di impianti di processo (caldaie, turbine, scambiatori...) e in generale quelli degli impianti in pressione ad alta temperatura (scorrimento viscoso), sia industriali che civili. Sono stati individuati alcuni temi per la giornata: normative di riferimento e legislazione, scelta dei materiali e convivenza di pezzi nuovi e con vita estesa, elementi di progettazione e dati da approfondire, analisi sul campo con controlli non distruttivi, valutazione della corrosione, analisi metallografiche, repliche. Ci sono già i nominativi di alcuni potenziali docenti e si cercano ora i contributi mancanti. Si fanno anche comparazioni con una giornata simile organizzata nel 2017 dal CT Materiali per l'energia.

Normativa / Standards

Norme pubblicate e progetti in inchiesta (aggiornamento 31 maggio 2022)

Norme UNSIDER pubblicate da UNI nel mese di maggio 2022

UNI EN ISO 10423:2022

Industrie del petrolio e del gas naturale - Attrezzature di perforazione e di produzione - Attrezzature della testa del pozzo e della croce di produzione

UNI EN ISO 13503-3:2022

Industrie del petrolio e del gas naturale - Fluidi di completamento e materiali - Parte 3: Prova delle acque salmastre dense

Norme UNSIDER pubblicate da CEN e ISO nel mese di maggio 2022

ISO 24200:2022

Petroleum, petrochemical and natural gas industries - Bulk material for offshore projects - Pipe support

ISO 16808:2022

Metallic materials - Sheet and strip - Determination of biaxial stress-strain curve by means of bulge test with optical measuring systems

ISO 7992:2022

Iron ores for blast furnace feedstocks - Determination of reduction under load

Progetti UNSIDER in inchiesta prEN e ISO/DIS - giugno 2022

prEN - progetti di norma europei

prEN ISO19901-5

Petroleum, petrochemical and natural gas industries - Internal coating and lining of steel storage tanks (ISO/DIS 16961:2022)

prEN ISO 16961

Petroleum, petrochemical and natural gas industries - Internal coating and lining of steel storage tanks (ISO/DIS 16961:2022)

ISO/DIS - progetti di norma internazionali

ISO/DIS 24131-1

Internal protection by polymeric lining for ductile iron pipes - Part 1: polyurethane lining

ISO/DIS 24131-2

Internal protection by polymeric lining for ductile iron pipes - Part 2: epoxy lining

ISO/DIS 19901-4

Petroleum and natural gas industries - Specific requirements for offshore structures - Part 4: Geotechnical design considerations

ISO/DIS 9649

Metallic materials - Wire - Reverse torsion test

ISO/DIS 5451

Ferrovandium - Specification and conditions of delivery

ISO/DIS 683-17

Heat-treatable steels, alloy steels and free-cutting steels - Part 17: Ball and roller bearing steels

ISO 404:2013/DAmD 1

Steel and steel products - General technical delivery requirements - Amendment 1

Progetti UNSIDER al voto FprEN e ISO/FDIS - giugno 2022

FprEN - progetti di norma europei

FprEN ISO 10113

Metallic materials - Sheet and strip - Determination of plastic strain ratio (ISO/FDIS 10113:2019)

ISO/FDIS - progetti di norma internazionali

ISO/PRF 21826-1

Iron ores - Determination of total iron content using the EDTA photometric titration method - Part 1: Microwave digestion method

ISO/FDIS 4943

Steel and cast iron - Determination of copper content - Flame atomic absorption spectrometric method

Rolling-12

2th International ROLLING Conference | Trieste (Italy), 26-28 October 2022

Organised by



**ASSOCIAZIONE
ITALIANA DI
METALLURGIA**

in cooperation with

siderweb
THE ITALIAN STEEL COMMUNITY

main sponsor



Thanks to a long and successful series, the ROLLING conferences have become the premier international event for rolling practitioners worldwide. The target audience embraces the whole metals rolling community: flat and long products rolling, hot and cold rolling and ferrous and non-ferrous rolling.

The forum will cover product and process topics, encompassing rolled product properties, quality and applications, in addition to the design, control and management of mill assets.

The Conference will bring together rolling practitioners, steel producers, plant designers and researchers and it will provide a forum for best practices and state-of-the-art technology. It will also take a look at developments in the foreseeable future.

BACKGROUND

1985 Tokyo, Japan
1987 Deauville, France
1990 London, UK
1994 Düsseldorf, Germany
1998 Tokyo, Japan
2002 Orlando, USA
2006 Paris, France
2010 Beijing, China
2013 Venice, Italy
2016 Graz, Austria
2019 São Paulo, Brazil

CONFERENCE SCHEDULE

October 26, 2022: Opening session and opening of the exhibition
October 27, 2022: Session + Social event – Cocktail
October 28, 2022: Sessions + Plant visit

TOPICS

Topics: Ferrous and Non Ferrous

- Hot Strip Mills
- Steckel Mills
- Plate Mills
- Rolling Mills for Long Products, including Pipes and Tubes
- Thin slab casting and inline rolling
- Cold Rolling,
- Galvannealing
- Coating Processes
- Thermomechanical Processes, TMCP
- Mathematical Modeling and Simulation
- New Rolling Processes
- Flat Products, including Coated Products
- Long Products, including Pipes and Tubes
- Automation, Measurements and Control Technology
- Re-heating furnaces – Oxidation and Descaling
- Equipment and maintenance
- Surface modification and steel deep-working
- Clean rolling
- Energy and Environmental management
- Health & Safety

ORGANISING SECRETARIAT



**ASSOCIAZIONE
ITALIANA DI
METALLURGIA**

AIM – Associazione Italiana di Metallurgia
Via Filippo Turati 8
20121 Milano, Italy
Tel. +39 0276021132 – +39 0276397770
E-mail: met@aimnet.it – <http://www.aimnet.it>

more info: www.aimnet.it/rolling-12/