



La
Metallurgia
Italiana International Journal of the
Italian Association for Metallurgy

n. 07/08 luglio-agosto 2024

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:*

Marco Actis Grande, Silvia Barella, Paola Bassani, Christian Bernhard, Massimiliano Bestetti, Wolfgang Bleck, Franco Bonollo, Irene Calliari, Mariano Enrique Castrodeza, Emanuela Cerri, Vlatislav Deev, Andrea Di Schino, Donato Firrao, Bernd Kleimt, Carlo Mapelli, Denis Jean Mithieux, Roberto Montanari, Marco Ormellese, Mariapia Pedferri, Massimo Pellizzari, Barbara Previtali, Evgeny S. Prusov, Dario Ripamonti, Dieter Senk

Segreteria di redazione/*Editorial secretary:*
Marta Verderi

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

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

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

Immagine in copertina:
Shutterstock

siderweb
LA COMMUNITY DELL'ACCIAIO

Gestione editoriale e pubblicità
Publisher and marketing office:
siderweb spa sb
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.

siderweb spa sb è iscritta al Roc con il num. 26116



n.07/08 luglio-agosto 2024
Anno 115 - ISSN 0026-0843

indice

Editoriale / Editorial

A cura di Graham Honeyman pag.05

Memorie scientifiche / Scientific papers

Forgiatura / Forging

Hot deformation characteristics and dynamic recrystallization behaviors of adamite cast steel for work rolls in hot rolling

Y.-J. An, K.-T. Cho, J.-Y. Jeon, S.-E. Shin, D.-G. Kim pag.06

Effect of 600°C reversion treatment to reabsorb α' forged components made of F51 DSS

S. Barella, A. Gruttadauria, C. Mapelli, P. Cetto, M. Mogliazzi pag.12

Best practice analysis of an industrial cogging process for a tool steel ingot

K. Van Putten, G. Winning pag.19

Heat-treatment analysis considering transformation plasticity and creep deformation for large forged steel

Y. Yanagisawa, Y. Kishi, M. Minamiya, K. Saitoh pag.25

Optimization of pre-forging heating procedures: an approach based on finite element modeling

J. Ferino, A. Meleddu, M. Longin, G. Camicia pag.31

Effects of thermo-mechanical treatments on mechanical properties of seamless rolled rings in 5083 aluminium alloy for wind turbine application

V. Mahesh, D. Busato, K. Saravanan, R. Meenakshi Sundara pag.38

Scenari

Forgiatura e laminazione italiana - dal 2017 ad oggi

J. Guzzoni pag.45

Acciaio e metalli: dinamiche, cicli e tendenza di mercato / Steel and metals: market dynamics, cycles and trends

A. Fornasini pag.48

Atti e notizie / AIM news

Speech of the President Antonio Gozzi at IFM 2024 pag.55

Verbale della Settantesima Assemblea Ordinaria dei Soci AIM pag.59

Relazione del Consiglio Direttivo anno: 2023 pag.60

Relazione del Tesoriere 2023 pag.62

Bilancio culturale 2023 pag.67

Relazione del Collegio dei Revisori sul Bilancio al 31 dicembre 2023 pag.71

Stato patrimoniale 2023 pag.73

Rendiconto gestionale pag.75

Budget per l'anno 2024 pag.76

Eventi AIM / AIM events pag.78

Comitati tecnici / Study groups pag.80

Normativa / Standards pag.84

40^o CONVEGNO NAZIONALE AIM

NAPOLI | 11-13 SETTEMBRE | 2024

AIM è lieta di annunciare la 40a edizione del proprio Convegno Nazionale che si terrà dall'11 al 13 settembre 2024 a Napoli.

Il Convegno Nazionale AIM è un appuntamento irrinunciabile per le Aziende ed i ricercatori che, a vario titolo, sono coinvolti nell'utilizzo e nello studio dei metalli. L'obiettivo dell'iniziativa è fare il punto su materiali, prodotti, processi e tecnologie nei vari settori produttivi e proporre attività innovative. Con oltre 150 presentazioni confermate, durante le tre giornate di Convegno si farà il punto su materiali, prodotti, processi, tecnologie e innovazioni nei vari settori produttivi.

Il vasto programma sociale del Convegno, che include un aperitivo di benvenuto e una visita presso il Museo Nazionale Ferroviario di Pietrarsa, offrirà ai partecipanti ulteriori momenti di conoscenza e scambio.

La bellissima città di Napoli sarà la sede ideale per ospitare il Convegno, che non solo è un'occasione unica di confronto e di aggiornamento professionale, ma anche un'imperdibile opportunità di incontro, di scambio di idee e di esperienze tra vecchi e nuovi amici.

PROGRAMMA E ISCRIZIONI

Sul sito dell'evento www.aimnet.it/nazionaleaim/ è disponibile il programma completo con i titoli delle presentazioni e l'elenco degli autori, le quote e le modalità di iscrizione.

SPAZIO AZIENDE E SPONSORIZZAZIONE

È previsto uno spazio per l'esposizione di apparecchiature, per la presentazione dei servizi e per la distribuzione di materiale promozionale. Le numerose proposte ideate per le aziende sono disponibili online sul sito dell'evento. Per maggiori informazioni e adesioni contattare la Segreteria organizzativa.

SPONSOR DEL CONVEGNO



Organizzato da



ASSOCIAZIONE ITALIANA DI METALLURGIA



UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI NAPOLI FEDERICO II



DI
C
Ma
PI
Dipartimento di Ingegneria Chimica, dei Materiali e della Produzione Industriale
Università degli Studi di Napoli Federico II

con il patrocinio di



MINISTERO DELLA CULTURA



Federacciai



ASSOFOND
ASSOCIAZIONE ITALIANA FONDERIE



FOIST

SEGRETERIA ORGANIZZATIVA



ASSOCIAZIONE ITALIANA DI METALLURGIA

Via Filippo Turati 8

20121 Milano

t. +39 0276397770

t. +39 0276021132

info@aimnet.it

www.aimnet.it/nazionaleaim



Graham Honeyman
Sarach Steel Technologies, United Kingdom



THE WORLD OF FORGING

I have been fortunate in my career to have visited nearly all the major Forgemasters worldwide from Japan Steel Works in the East to Lehigh Forge in the West and all countries in between. In my experience every Forging Press is different and unique, built by such eminent companies such as SMS, Danieli and Mitsubishi. The associated manipulators are also a highly complex piece of engineering and companies such as Glama and Dango And Dienenthal have developed world class equipment. Forging presses are expensive so most Forgemasters have tended to modify their existing equipment over the years in order to save money and these changes have contributed to their uniqueness.

Because of the continuing development of Forging equipment worldwide, manufacturing techniques and procedures have also been developed independently by each individual Forgemaster and as well as being limited by the equipment design it is also reliant on the individual skills of the people who operate the presses, an art in its own right.

The very first International Forgemasters Meeting (IFM) was organised in 1952 and there have been 17 conferences since then. My first Conference I attended was in Terni/Spoleto in June 1991 and I have attended every one since then. We organised an IFM conference in Sheffield in 2006 and from this event we decided to set up a Steering Committee made up of experts from Italy, Germany, UK, USA, South Korea and France. Peter Birtles was appointed Chairman. Their task was to organise the IFM Conference approximately every 3 years and to determine where the

next one should be.

The latest IFM Conference was organised by the Associazione Italiana di Metallurgia (AIM) from 27th- 30th May 2024 in Milan and I have to say that this was the best planned IFM conference I have ever taken part in. I was a little concerned at first, that there would be low turnout since the last conference was held in Austria in 2017 (7 years ago) interrupted by the pandemic thereafter, however, a remarkable 637 people attended from 19 different countries, the highest ever recorded and it was backed up by excellent technical papers both oral and poster. There has been a move away from the conventional Melting and Forging presentations with a substantial increase in Virtual Simulation and Modelling and Green Technology, a pointer for the future. There were 29 Exhibitors which allowed attendees to engage with them during tea breaks and lunches. Furthermore, a visit to the Villa Necchi and a Conference Dinner at the Alfa Romeo Museum was well received by all those who attended. It was also good to see so many young people there and a full house for the exit presentation. I was pleased to announce the Young Speaker of the Conference, Mr Niklas Reinish from Aachen University.

Thank you AIM for an outstanding Conference.
 I am proud to be Chairman of the IFM.

G. A. Honeyman

Hot deformation characteristics and dynamic recrystallization behaviors of adamite cast steel for work rolls in hot rolling

Y-J. An, K-T. Cho, J-Y. Jeon, S-E. Shin, D-G. Kim

Hot workability and dynamic recrystallization(DRX) behavior of adamite cast steel used as work rolls for hot rolling were investigated in order to improve the service life through hot forging. The specimens were heated at the two different initial heating temperatures(IHT) of 1200 °C or 1100 °C. And the hot compression tests(HCT) were performed in temperature ranges from 1100 to 800 °C with the strain rate ranges from 1.0 to 0.001 s⁻¹. In the processing maps, the stable hot working regions with η values as 31-24 % and positive ξ in the IHT of 1100 °C are larger than that of 1200 °C. In DRX behavior, the DRX fractions(f_{DRX}) are higher than 50 % in all hot compressed specimens with the IHT of 1100 °C compared to the IHT of 1200 °C. The defects such as partial meltings or cracks at the HCT temperature of 1100 °C or 800 °C are observed in both the IHTs of 1200 °C and 1100 °C. However, the defects observed at the IHT of 1100 °C are significantly alleviated compared to the IHT of 1200 °C.

KEYWORDS: ADAMITE, PROCESSING MAP, MICROSTRUCTURE, RECRYSTALLIZATION, WORK ROLL

INTRODUCTION

Adamite with a carbon content of 1.4 to 2.0 wt. % manufactured by the casting is used as work rolls for hot rolling [1]. Nowadays, rolling conditions are becoming harsh since steel makers increase rolling productivity with demand for high strength steels. So that it causes fatigue cracks and spalling on the surfaces of work rolls [2,3]. Therefore, the decreased service life of work rolls leads to an increase in the replacement cost of work rolls and a decrease in rolling productivity. In recent, the studies are reported on reducing the casting defects and improving mechanical properties such as wear resistance and fatigue resistance by applying hot forging to adamite cast roll [4,5]. However, high carbon steels are limited in application of hot forging due to its narrow hot forging regions and precipitation of cementites resulting in brittleness [6]. Therefore, the objective of this study is to derive applicability of hot forging on adamite cast steel with a carbon content of 1.6 wt. % through the HCT and DRX behavior.

Experimental material and procedure

The materials used were prepared from adamite cast roll

Yu-Jeong An

Purpose Built Mobility Group, Seonam Technology Application Division, Korea Institute of Industrial Technology, Republic of Korea; Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Suncheon National University, Republic of Korea

Kyun-Taek Cho, Jae-Yeol Jeon

Purpose Built Mobility Group, Seonam Technology Application Division, Korea Institute of Industrial Technology, Republic of Korea

Se-Eun Shin

Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Suncheon National University, Republic of Korea

Dae-Geun Kim

Materials Science and Chemical Engineering Center, Institute for Advanced Engineering, Republic of Korea

and the chemical composition is given in Tab. 1. The HCT for deriving the processing map to evaluate hot workability was carried out by gleeble thermal-mechanical simulator. The test specimens were machined with a diameter of 10 mm and with a height of 12 mm. In the HCT, the initial heating was performed at the two different test temperatures of 1200 °C or 1100 °C with a heating rate of 4 °C/s to evaluate the effect of the IHT on hot workability. And then, all specimens were rapidly cooled to the HCT

temperatures of 1100 °C, 1000 °C, 900 °C, and 800 °C with the strain rates of 1.0 s⁻¹, 0.1 s⁻¹, 0.01 s⁻¹, and 0.001 s⁻¹, respectively. All specimens were compressed to 50 % in height ($\Delta h/h_0$). The processing maps were obtained by using flow stress-strain curves from the HCT and the microstructures were analyzed by field emission scanning electron microscopy (FE-SEM) to confirm the reliability of the obtained processing maps. The DRXed behaviors were analyzed by electron backscatter diffraction (EBSD).

Tab.1 - Chemical compositions of adamite.

Chemical compositions of adamite							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
Spec	1.4~2.0	0.3~0.7	0.5~1.0	0.8~1.6	0.2~0.5	~0.035	~0.030
Results	1.58	0.36	0.79	1.08	0.25	0.035	0.004

RESULTS

Flow stress-strain curves

Flow stress-strain curves obtained at the HCT temperature ranges from 1100 to 800 °C with the strain rate ranges from 1.0 to 0.001 s⁻¹ with the two different IHTs are shown in Fig. 1. Flow stress-strain curves in Fig. 1(a) and (b) exhibit work hardening up to 0.2 % offset yield point regardless of the strain rates and the HCT temperatures followed by gradually softening to the true strain of 0.69. It means that

softening occurs due to the DRX. In general, flow stresses decrease as the HCT temperature increases and the strain rate decreases. In compared to the flow stresses and the critical strains at the IHTs of 1200 °C and 1100 °C, the flow stresses and the critical strains at the IHT of 1100 °C are lower than that of the IHT of 1200 °C. This may imply that the DRX at the IHT of 1100 °C is well developed than that of the IHT of 1200 °C.

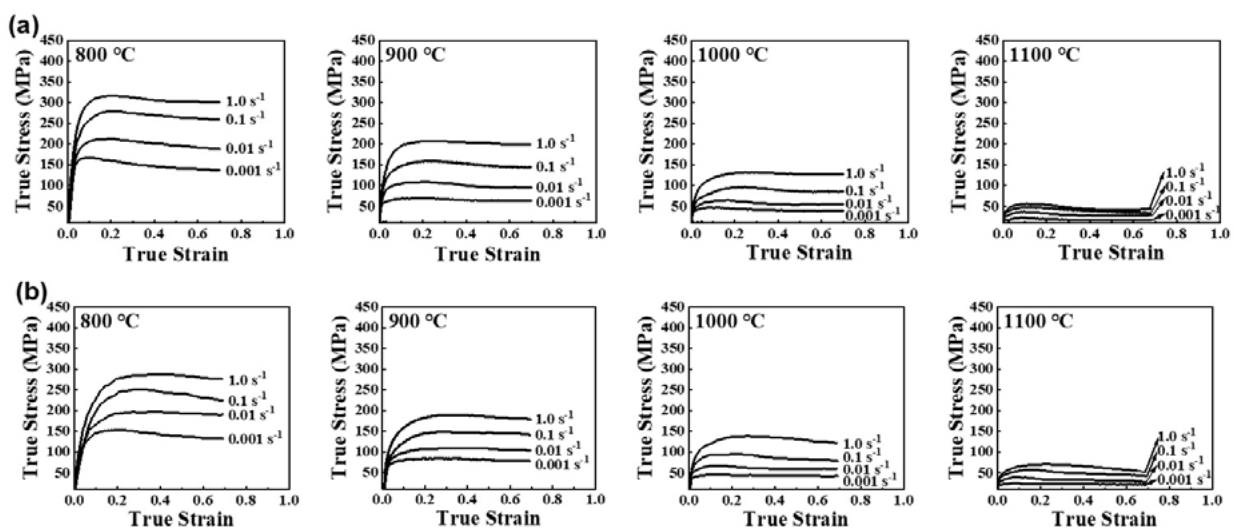


Fig.1 - Flow stress-strain curves of (a) the IHT of 1200 °C and (b) the IHT of 1100 °C.

Processing map

The processing maps of adamite cast steel are shown in Fig. 2 and the parameters of the processing map as the

power dissipation efficiency and the instability are as below in Eq. (1) and Eq. (2) [7,8].

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2m}{m+1} \quad [1]$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln [m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad [2]$$

In the processing map of the IHT of 1200 °C, high η values as 28-24 % are shown in the HCT temperature ranges from 1000 to 900 °C with the strain rate ranges from 1.0 to 0.001 s⁻¹ as shown in Fig. 2(a). In the processing map of the IHT of 1100 °C, higher η values as 31-24 % are shown compared to the same HCT temperatures with the strain rates in the IHT of 1200 °C. And relatively high η values as 27 % or 22 % are shown in the HCT temperature of 1100 °C or 800 °C with the strain rate of 0.001 s⁻¹ different from

the IHT of 1200 °C. It would be due to the difference in the microstructures of the hot compressed specimens. In previous studies, DRX occurs at η values as 32-22 % in a high carbon steel with 1.2 wt. % C [9]. It means that DRX would occur in both the above high η regions in the obtained processing maps. And also, it is thought that η values less than 22 % with negative ξ would be unstable regions in Fig. 2(a) and (b).

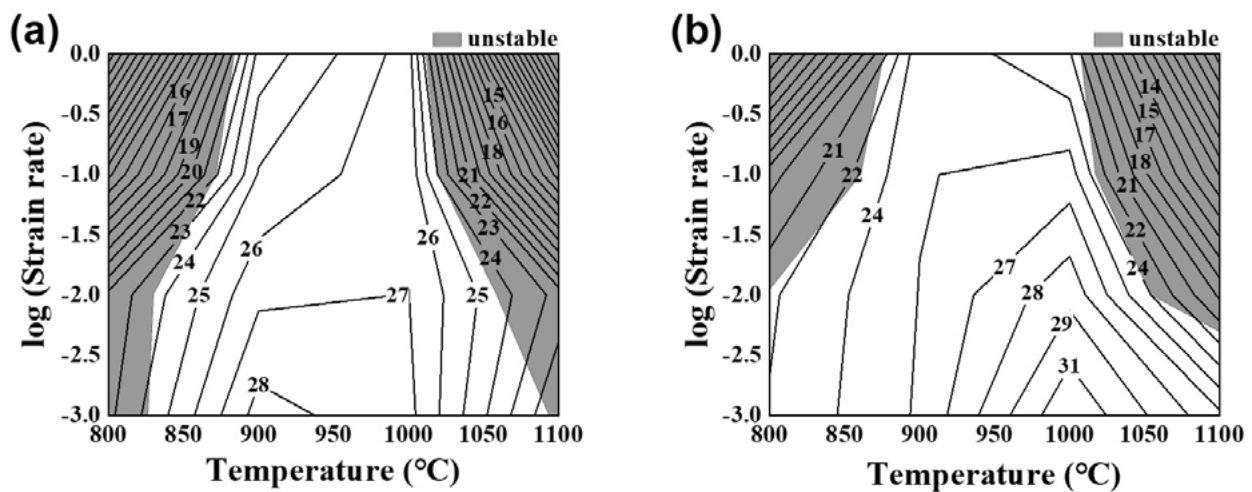


Fig.2 - Flow stress-strain curves of (a) the IHT of 1200 °C and (b) the IHT of 1100 °C.

Microstructural analysis

To confirm the reliability of the obtained the processing maps, the microstructures of the bulged side surface of the hot compressed specimens are shown in Fig. 3. In the microstructures of the hot compressed specimens with the IHT of 1200 °C, partial meltings or cracks at cementites are found at HCT temperature of 1100 °C or 800 °C regardless of the strain rates. On the other

hand, partial meltings or cracks are not found at HCT temperature ranges from 1000 to 900 °C regardless of the strain rates. In the microstructures of the hot compressed specimens with the IHT of 1100 °C, partial meltings or cracks are found at HCT temperature of 1100 °C or 800 °C at the strain rate ranges from 1.0 to 0.01 s⁻¹. On the other hand, partial meltings or cracks are not found at HCT temperature ranges from 1000 to 900 °C regardless of

the strain rates as shown in Fig. 3(a). The hot compressed specimens with the defects show negative ξ with η less than 22 % in the processing maps as shown in Fig. 2(a) and (b). The number and size of the defects in the hot compressed specimens with the IHT of 1100 °C decrease and are milder than that of the IHT of 1200 °C. The results

of microstructure observations according to the IHTs and the HCT conditions such as temperatures and strain rates correspond well with the obtained the processing maps. The reasons of partial meltings or cracks will be discussed in 3.1.

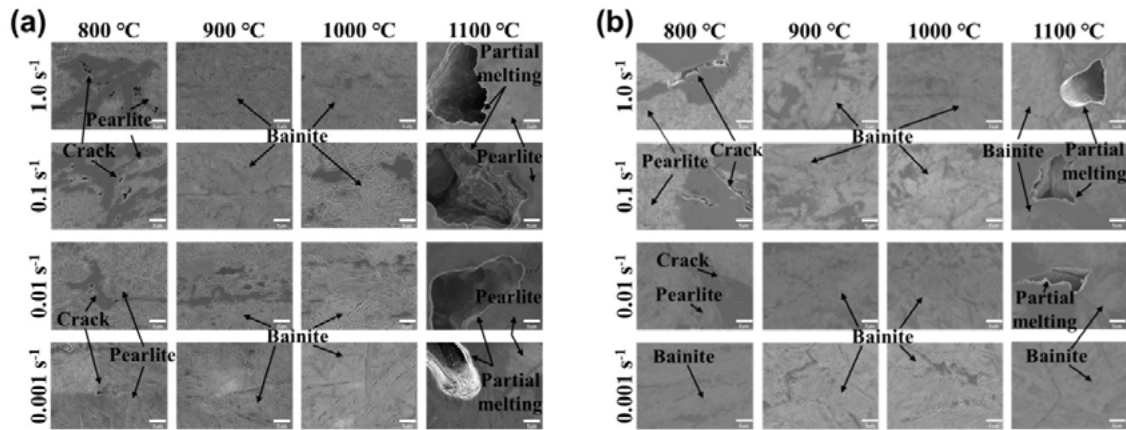


Fig.3 - FE-SEM images of the hot compressed specimens after (a) the IHT of 1200 °C and (b) the IHT of 1100 °C.

DRX behaviors

The DRX behaviors of the hot compressed specimens at the HCT temperature ranges from 1100 to 800 °C with the strain rate of 1.0 s⁻¹ or 0.001 s⁻¹ according to the IHTs were analyzed by EBSD. The f_{DRX} calculated by considering the regions with GOS $\leq 2^\circ$ as DRXed grain using grain orientation spread(GOS) are shown in Fig. 4. In general, partially DRX is known to occur when f_{DRX} is higher than 50 % [10]. In the IHT of 1200 °C, partially DRX as f_{DRX} higher than 50 % occurs in the HCT temperature ranges from 1000 to 900 °C with the strain rate of 1.0 s⁻¹ or 0.001 s⁻¹. However, partially DRX do not occur at the HCT temperature of 1100 °C or 800 °C regardless of the strain

rates. In the IHT of 1100 °C, partially DRX occurs in all hot compressed specimens different from Fig. 4(a). And also, f_{DRX} increases as increasing the HCT temperatures. The reason of lower f_{DRX} of the hot compressed specimen at 1100 °C or 800 °C in Fig. 4(a) is that pearlites were mainly observed as shown in Fig. 3. It means that DRX could not be well developed in pearlites due to lower carbon contents [11]. In comparison with the strain rates, as the strain rate is slower, f_{DRX} increases irrespective of the IHT as shown in Fig. 4. Therefore, the DRX behaviors analyzed by EBSD agree with the processing map in Fig. 2.

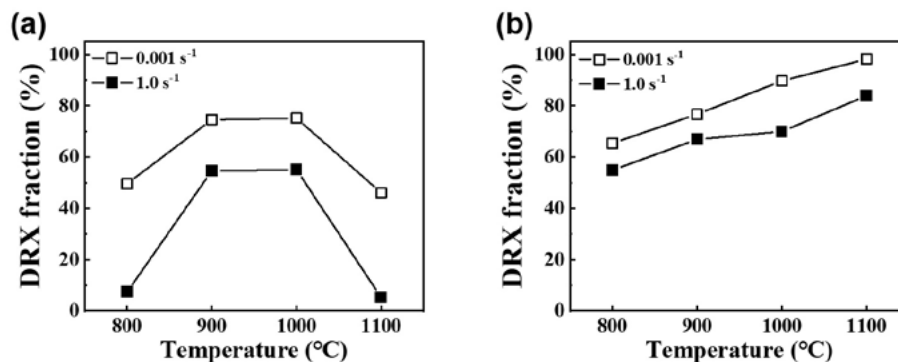


Fig.4 - DRX fractions of the hot compressed specimens with (a) the IHT of 1200 °C and (b) the IHT of 1100 °C.

DISCUSSIONS

The reason of defects

As mentioned earlier in 2.3, partial meltings or cracks at cementites are observed in the hot compressed specimen at 1100 °C or 800 °C with the IHT of 1200 °C or 1100 °C. In order to reveal the reason of partial meltings at first, the specimens were heated to 1200 °C or 1100 °C, respectively and then held for 5 minutes at each of the individual temperatures without the HCT. The microstructures of each heat-treated specimens are shown in Fig. 5. Partial meltings or marks of partial melting are observed together in the specimen heat-treated at 1200 °C and marks of partial melting are only observed in the specimen heat-treated at 1100 °C as shown in Fig. 5. It is thought that the heating temperature higher than 1100 °C would touch the mushy zone of adamite with a

carbon content of 1.6 wt. %. Therefore, partial meltings or marks of partial melting are not probably solidified or probably still exist in the specimens during the HCT after the initial heating at 1200 °C even rapidly cooled to 1100 °C. Also, the authors thought that the solidus temperature of cementites is relatively lower because of segregation of carbon atoms [12]. So that partial meltings are observed in the hot compressed specimens at 1100 °C after the initial heating at 1100 °C. And the reason of cracks in the hot compressed specimens at 800 °C regardless of the IHTs is thought to be the strength difference between cementites and the matrix [13]. Consequently, the authors propose that the appropriate heating temperature of adamite for hot working without the defects such as partial meltings is supposed to be less than 1100 °C.

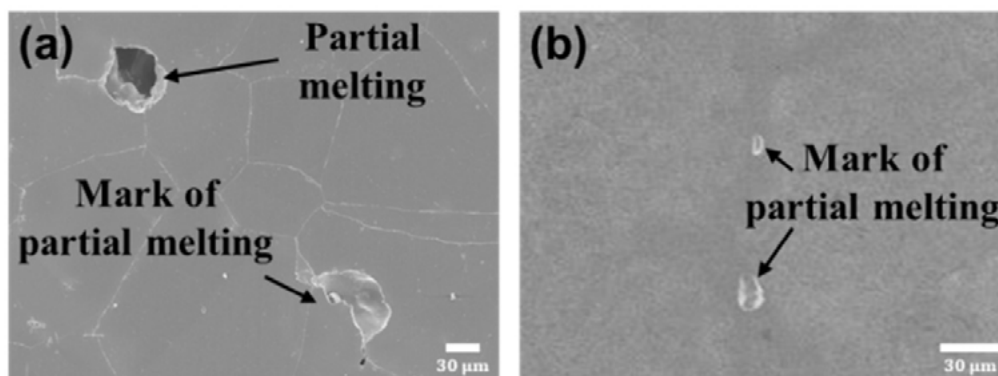


Fig.5 - FE-SEM images of the heat-treated specimens at (a) 1200 °C and (b) 1100 °C.

CONCLUSIONS

The HCT was carried out on adamite cast steel to derive applicability of hot forging. Hence, the hot workability and the DRX behavior were evaluated. The following remarks can be drawn from this study:

- (1) The stable hot working regions with η values as 31-24 % and positive ξ in the processing map with the IHT of 1100 °C are largely obtained compared to the IHT of 1200 °C.
- (2) The f_{DRX} higher than 50 % in the hot compressed specimens after the IHT of 1100 °C are higher than that of the IHT of 1200 °C and the slower strain rates increase the f_{DRX} in both. Also, relatively lower f_{DRX} s in the HCT temperature of 1100 °C or 800 °C after the IHT of 1200

°C are related to pearlites with relatively lower carbon contents.

- (3) The defects such as partial meltings or cracks are observed in the hot compressed specimen at 1100 °C or 800 °C after the IHT of 1200 °C or 1100 °C. However, the number and size of the defects in the hot compressed specimens with the IHT of 1100 °C decrease and are milder than that of the IHT of 1200 °C.

REFERENCES

- [1] Kiss, I, Alexa, V, Serban, S. et al., Statistical research using the multiple regression analysis in areas of the cast hypereutectoid steel rolls manufacturing, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018;294:1757-899X.
- [2] Ringsberg, Jonas W, Life prediction of rolling contact fatigue crack initiation, International Journal of fatigue, 2001;23:575-586.
- [3] Qiong, Wu, Da-le, Sun, Chang-sheng, Liu, Chun-guang, Li, Analysis of surface and sub-surface initiated spalling of forged cold work rolls, Engineering Failure Analysis, 2008;15:401-410.
- [4] SUZUKI, Akio, Recent Progress in the Rolling Mills-Part II, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1984;24:308-329.
- [5] NOGUCHI, Hiroshi, HIRAOKA, Hisashi, WATANABE, Yasuo, SAYAMA, Yasuhiro, Hardness and wear resistance of adamite for work rolls in hot rolling mill, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1988;28:478-484.
- [6] McQueen, HJ, Imbert, CAC, Sherby, Oleg D, Hot deformation of hypereutectoid steels, Materials Science Forum, 2003;426:865-870.
- [7] Prasad, YVRK, Processing maps: A status report, Journal of Materials Engineering and Performance, 2003;12:638-645.
- [8] Ziegler, H, Some extremum principles in irreversible thermodynamics, with application to continuum mechanics Progress in Solid Mechanics, Sneddon, and Hill, 1963;4:93-193.
- [9] Prasad, YVRK, Rao, KP, Sasidhar, S, Hot working guide: a compendium of processing maps, ASM international, 2015;249-250.
- [10] Humphreys, Frederick John, Hatherly, Max, Recrystallization and related annealing phenomena, 2012.
- [11] Zhao, Haitao, Qi, Jianjun, Liu, Guoquan et al., A comparative study on hot deformation behaviours of low-carbon and medium-carbon vanadium microalloyed steels, Journal of Materials Research and Technology, 2020;9:11319-11331.
- [12] Jeon, Jae-Yeol, Matsumoto, Ryo, Utsunomiya, Hiroshi, Die quenching limit of AA2024 aluminum alloy billet on servo press, Journal of Materials Processing Technology, 2014;214:2514-2521.
- [13] Ungár, T, Dragomir, I, Révész, Á, Borbély, A, The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice, Journal of applied crystallography, 1999;32:992-1002.
- [24] Li CX, Georges J, Li XY. Active screen plasma nitriding of austenitic stainless steel. Surface Engineering 2002;18(6):453-7.
- [25] Georges J. Nitriding process and nitriding furnace therefor, US Patent (US 5,989,363); 1999.
- [26] Burlacov I, Hamann S, Spies H-J, Dalke A, Röpcke J, Biermann H. A Novel Approach of Plasma Nitrocarburizing Using a Solid Carbon Active Screen – a Proof of Concept. HTM Journal of Heat Treatment and Materials 2017;72(5):254-9.
- [27] Jacob W, Hopf C, Schlüter M. Chemical sputtering of carbon by nitrogen ions. Appl. Phys. Lett. 2005;86(20):204103.
- [28] Schlüter M, Hopf C, Jacob W. Chemical sputtering of carbon by combined exposure to nitrogen ions and atomic hydrogen. New Journal of Physics 2008;10(5):53037.
- [29] Jafarpour SM, Pipa AV, Puth A, Dalke A, Röpcke J, van Helden J-PH et al. Effects of Plasma-Chemical Composition on AISI 316L Surface Modification by Active Screen Nitrocarburizing Using Gaseous and Solid Carbon Precursors. Metals 2021;11(9):1411.
- [30] Dalke A, Burlacov I, Hamann S, Puth A, Böcker J, Spies H-J et al. Solid carbon active screen plasma nitrocarburizing of AISI 316L stainless steel: Influence of N₂-H₂ gas composition on structure and properties of expanded austenite. Surface and Coatings Technology 2019;357:1060-8.
- [31] Puth A, Kusýn L, Pipa AV, Burlacov I, Dalke A, Hamann S et al. Spectroscopic study of plasma nitrocarburizing processes with an industrial-scale carbon active screen. Plasma Sources Sci. Technol. 2020;29(3):35001.
- [32] Gordon IE, Rothman LS, Hargreaves RJ, Hashemi R, Karlovets EV, Skinner FM et al. The HITRAN2020 molecular spectroscopic database. Journal of Quantitative Spectroscopy and Radiative Transfer 2022;277:107949.

[TORNA ALL'INDICE >](#)

Effect of 600°C reversion treatment to reabsorb α' forged components made of F51 DSS

S. Barella, A. Gruttadauria, C. Mapelli, P. Cetto, M. Mogliuzzi

Duplex stainless steels encounter the precipitation of several secondary phases that are detrimental to both mechanical and corrosion properties when exposed to temperatures above 300°C. When embrittlement is caused by the α' phase, heat treatment just above the miscibility gap responsible for α' separation is sufficient to restore the lost properties, avoiding the most common solubilization at 1050°C. The aim of this study was to determine the optimal holding time for 600°C reversion treatment of 2205 DSS affected by α' . Optimization was performed by characterizing the material treated for different periods of time. To verify the soundness of this treatment, an analogous experimental campaign was conducted on the same material that was reverted at 550°C for different periods. From the research, the most effective holding time for 600°C reversion was found to be 2 h, as it gave the best results for elongation, corrosion rate, ductility, UTS, and Rp02. Lower times do not allow for complete recovery from embrittlement, whereas longer times cause the precipitation of detrimental secondary phases. In this study, conventional characterization techniques were coupled with double-loop electrochemical potentiodynamic reactivation to verify the reliability of this technique for the detection of detrimental secondary phases.

KEYWORDS: DUPLEX STAINLESS STEEL, 475 EMBRITTLEMENT, ALPHA PRIME, SIGMA PHASE REVERSION TREATMENT, DLEPR, POTENTIODYNAMIC CHARACTERIZATION

INTRODUCTION

Duplex stainless steels (DSS) are high-strength corrosion-resistant alloys that meet the requirements for structural applications in highly aggressive environments, such as petrochemical industries and marine atmospheres. When exposed to temperatures between 300 and 1000°C, these alloys encounter the precipitation of harmful secondary phases that affect both mechanical properties and corrosion resistance [1]–[5]. The time–temperature precipitation diagram (TTP) allows the identification of two different precipitation fields in this temperature range, one between 300°C and 550°C, and the other between 550°C and 1000°C. Among low-temperature precipitates, α' is the most common and dangerous phase precipitating in these alloys. α' is a chromium-enriched phase that is generated intragranularly in ferrite grains because of the miscibility gap between 300 and 500°C, which mostly affects material toughness and corrosion resistance [1]–[5].

S. Barella, A. Gruttadauria,
C. Mapelli, P. Cetto
Politecnico di Milano, Italy

M. Mogliuzzi
Officine Ambrogio Melesi & C., Italy

It was found that heat treatment just above the miscibility gap is sufficient to reabsorb the precipitated α' without the need for a traditional solution treatment above 1050°C. This treatment is called the reversion treatment and relies on overcoming the miscibility gap and on the presence of a gap between the two precipitation fields in the TTP diagram between 500°C and 600°C. This temperature range is where secondary phases present the highest incubation time and allow performing short treatments before encountering further precipitation of harmful secondary phases [4], [6]–[9].

The focus of this work was to test the soundness of 600°C reversion on S32205 duplex stainless steel affected by 475°C embrittlement and consequent α' precipitation. This was achieved through the experimental investigation of an embrittled material that was reverted for different

times at 600°C. For comparison with the more traditional 550°C reversion treatment, an analogous experimental campaign was conducted on samples reverted at 550°C. The entire study was paired with double-loop electrochemical potentiodynamic reactivation analysis for each condition experienced by the material. The objective of this investigation was to study the effectiveness of a specific setup for detecting α' .

MATERIALS AND METHODS

The material under investigation was S32205 obtained from a forged flange. The material was obtained from a hot-rolled bar, flanged at approximately 1100°C, and then solution-treated at 1050°C for 2 h per inch. The chemical composition of the as-received materials is listed in Tab. 1.

Tab.1 - Chemical composition of the as received material.

%wt.	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	N	Fe
S332205	0.015	0.407	1.858	22.98	3.306	4.898	0.181	0.283	65.78

Severe embrittlement at 475 °C for 76 h was accomplished on the entire material to obtain α' separation. The proportion of material that was exposed to this treatment was named 475. Subsequently, the 600°C and 550°C

reversion treatments were performed in a resistance oven for different holding times, as shown in Tab. 2. The treatments were followed by water-quenching to prevent secondary precipitation during cooling.

Tab.2 - Samples nomenclature.

	30 min	1h	2h	3h	4h
600°C	600_30	600_1h	600_2h	600_3h	600_4h
550°C	-	550_1h	550_2h	-	550_4h

Three Charpy tests were conducted for each condition according to ASTM E23 [10]. Before the test, the specimens were soaked for 1 h at -46°C (ISO 17781) [11]. Vickers microhardness tests were performed on all the metallographic samples with a load of 25 gf. Mechanical characterization included tensile tests following ASTM E8 only on 475 and 600°C reverted samples with a crosshead speed of 2 mm/min [12]. The microstructure was observed by optical microscopy (OM) and scanning electron

microscopy (SEM) after polishing and subsequent Beraha etching. A local chemical composition analysis by EDS probe (energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) was performed on the secondary phases. The ASTM G 48 test was conducted at 25°C for 24 h to characterize the pitting corrosion behavior [13]. Potentiodynamic analyses were performed using a three-electrode configuration potentiostat (AMEL 2553) following the standard ISO 12732 [14]. The setup was envisaged as an electrolyte,

700 ml solution of 3,7 M hydrochloric acid, and a potential scan rate of 0,5 mV/s.

RESULTS AND DISCUSSION

The characterization performed on the 475 material highlighted severe embrittlement with a complete loss in toughness, corrosion resistance, and elongation at the UTS, paired with the hardening of the ferrite phase. Considering the exposure temperature, this property loss can be ascribed to α' [1]–[4].

Optical microscopy revealed no significant differences in the material microstructure after the reversion treatment. The only considerable evidence of secondary phase precipitation is the grain boundary broadening visible on the 600_4h sample. The SEM investigation confirmed this feature, showing progressive coarsening of the incoherent phases in the grain boundary region, starting from a holding time of 1 h. At 600_4h precipitation became more consistent, and EDS analysis highlighted the enrichment of chromium and molybdenum in this phase. The chemical composition, together with the 600°C temperature, makes it reasonable to identify the secondary phase as the σ phase [1]–[4] [15]. The analysis conducted on the 550°C-reverted samples showed slightly different results, with less pronounced precipitation. This could be due to slower kinetics at lower temperatures and the progressive increase in incubation time associated with lowering the temperature [1]–[5].

The Charpy test conducted on the reverted material showed a complete restoration of toughness at both temperatures even after 1 h, achieving values far above the limit imposed by the standard ISO 17781 (Fig.1) [11]. Samples treated for 1 h and 2 h at both temperatures exhibited similar average values of approximately 170 J, with great dispersion. This scatter could be linked to the beginning of the high-temperature secondary phase precipitation. The holding time chosen in this experimental campaign was within the range of the incubation time for these phases, which led to more inhomogeneous and unpredictable precipitation and its relative consequences on material properties [1]–[5]. This hypothesis is supported by the results obtained by the 4 h treatment samples, which show a reduction in the average toughness but a lower dispersion, possibly due to a more stable and prolonged σ phase formation

[16]–[18].

Tensile tests performed on the 600°C reverted samples showed that UTS and Rp02 did not experience a significant variation both before and after the heat treatment, while elongation at UTS, on the other hand, revealed an important result for this study. Starting from a value well below the ASTM A182 standard shown by the 475 sample, the elongation at UTS values increased with holding time until 2 h of treatment, which resulted in the maximum values obtained in the experimental campaign (Fig.1) [19]. 600_2h is also the only condition exhibiting elongation that satisfies the value imposed by the standard. Upon increasing the holding time to 4 h, a new drop in elongation was observed, which is in accordance with the results obtained by the Charpy test and the hypothesis of σ -phase precipitation [15]–[18].

A decreasing trend was observed in the ferrite microhardness between 475 and reverted conditions. Samples treated for 1 h showed a higher ferrite hardness than those treated for 2 h, confirming that one hour of reversion does not allow for complete α' reabsorption. The trend followed by the 550 °C and 600°C reverted samples is the same, but a faster decrease in ferrite microhardness can be seen in the 600_1h sample compared to the 550_1h sample, confirming that at lower temperatures, the reabsorption of α' needs longer time.

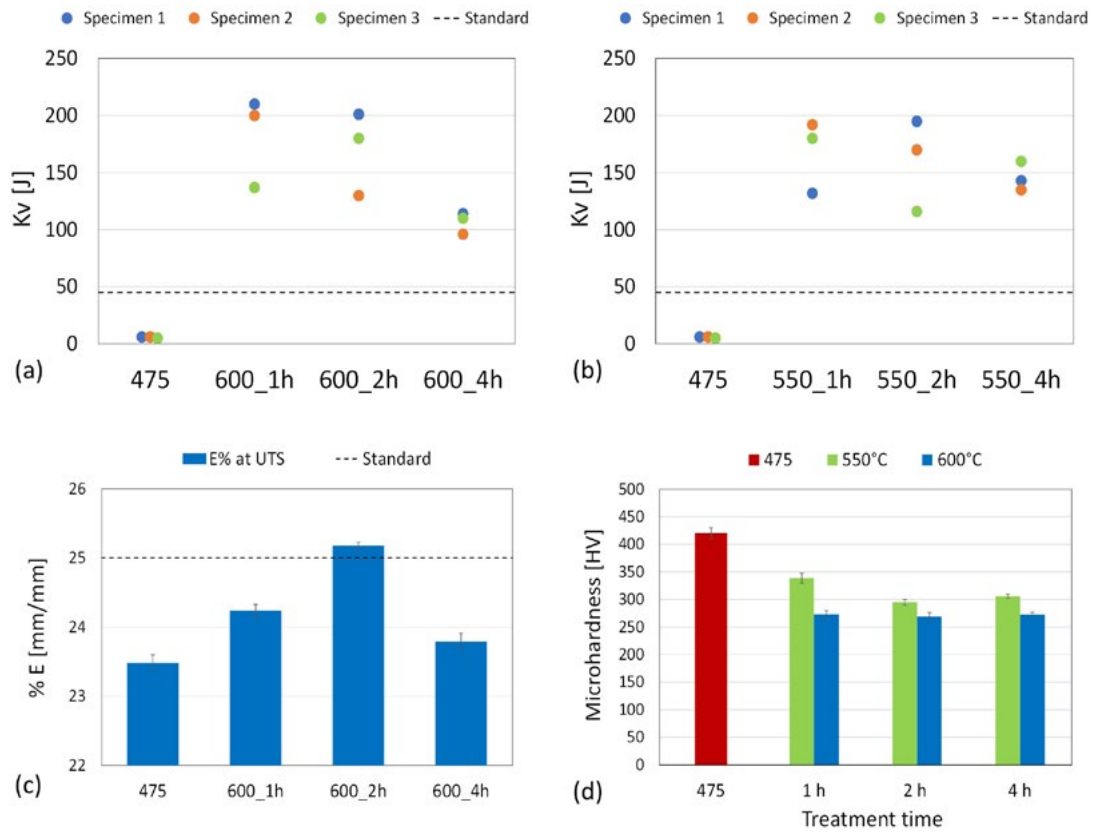


Fig.1 - (a) Charpy test results after 600°C reversion. (b) Charpy test results after 550°C reversion (c) Elongation at UTS (d) Ferrite microhardness.

For both reversion temperatures, the weight loss decreasing trend started from the 30 min treatment and continued until 2 h, which were the only samples satisfying the ISO 17781 standard of 4 g/m² [11]. On the other hand, the samples treated for 4 h showed this trend, showing an increase in weight loss, which could be ascribed to σ -phase precipitation, as this phase also affects the corrosion behavior [15]–[18]. 550_30, 550_1h,

and 550_2h experienced slightly higher weight loss than that at 600 °C, possibly because of the increased difficulty in reabsorbing α' . An inversion of this trend was observed for the 4 hours samples, where the 600_4h sample showed a higher weight loss than the 550_4h sample. This follows the hypothesis of a lower secondary-phase precipitation at 550°C.

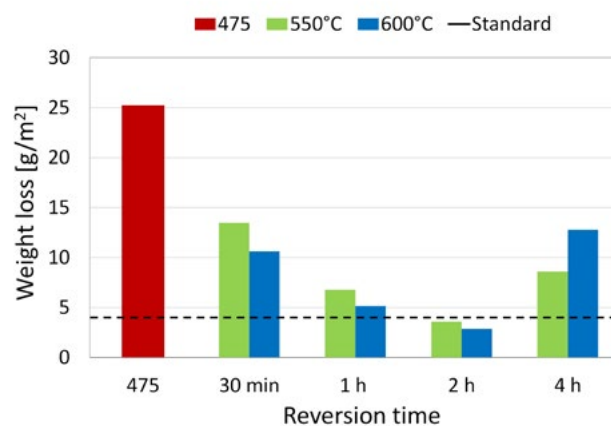


Fig.2 - Weight loss measured after ASTM G48 A.

The main features of the potentiodynamic curves considered in this study were the curve shape and the ratio between the reactivation current density and passivation current density, named the degree of sensitization (DOS). Regarding the shape of the curves, duplex stainless steel typically presents only one peak in the passivation curve and two peaks in the reactivation curve. Secondary phases can affect this behavior by erasing one peak or creating a second peak in the passivation curve [20], [21]. Considering the DOS, an increase in this parameter is commonly linked to the presence of secondary phases that affect corrosion resistance. The absolute DOS value is strongly influenced by the setup features, such as the potential scan rate, electrolyte nature, and material analyzed [22]. In this study, DOS variation under different conditions in the same experimental setup was considered. The 475 curves are completely different from the as-received curves (Fig.3). The 475 passivation curve showed a typical peak, whereas the reactivation curve showed only one peak. The explanation is not certain, as the literature is not unambiguous regarding this phenomenon, but this could be due to ferrite chromium depletion caused by α' and the consequent faster ferrite corrosion. The DOS increased significantly from the as-received condition, starting from 0,7 and reaching 1,17 in the 475 sample, confirming the loss in corrosion resistance.

Reverted samples showed an immediate return to the as-received behaviour, with two peaks and a DOS in the same range even in the sample treated for 30 min. Given that α' had not been completely reabsorbed even after 1-hour treatment, the obtained result strengthens the hypothesis that α' can be detected by this technique only when present in large amounts, as shown by the 475 sample. Again, the only difference between the two reversion treatments was in the 4 h treatment. While sample 550_4h is completely in line with the as-received and other reverted samples, 600_4h gave completely different results. Two well-distinguished peaks are present in the passivation curve, and the DOS increases, reaching a value of 1,17. This behavior can be associated with the presence of the σ phase, which reportedly affects the corrosion behavior and potentiodynamic response [15],[16]. The reason why the 550_4h scan did not highlight any difference compared to the as-received condition could be the lower extent of precipitates that also led to the softer embrittlement seen in the traditional characterization. This indicates that the sensitivity of this instrument setup for the detection of secondary phases is too low to detect small microstructural changes that still affect material properties.

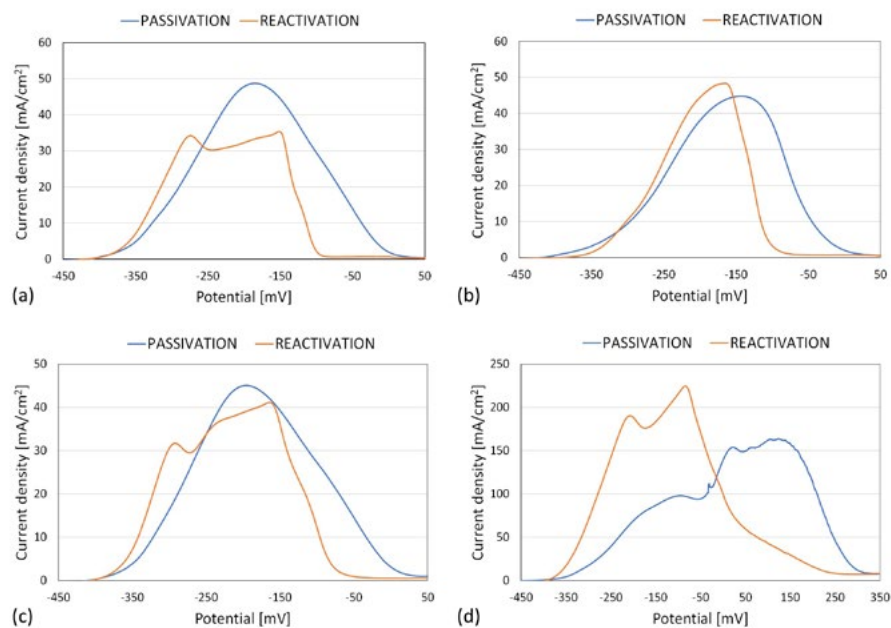


Fig.3 - DLEPR current density vs potential curves: (a) As received material (b) 475 (c) 600_2h (d) 600_4h

CONCLUSIONS

According to the findings of this study, the 600°C reversion treatment seems to be a promising alternative to the 550°C treatment for restoring the mechanical properties and corrosion behavior. The optimal time for this treatment was 2 h, which meets all the requirements set by the standards. On the other hand, the 550°C treatment failed to adequately restore the mechanical properties and did not reabsorb α' in a time useful to avoid the precipitation of embrittling secondary phases. The main drawback of this treatment is that high-thickness components would require high holding times to restore the mechanical properties at the heart of the piece, whereas on the surface,

σ -phase precipitation degrades the corrosion properties. Therefore, it is recommended that a solution treatment at 1050°C be used to safely reabsorb α' ; however, for a limited thickness, a 600°C reversion treatment for 2 h could be a suitable option. The DLEPR method with the configuration used in this study was effective in detecting embrittling secondary phases, such as α' and σ , when they were present in large quantities. However, to consider DLEPR a reliable alternative to traditional characterization methods, further optimization of the electrolyte composition and potential scan speed is necessary.

REFERENCES

- [1] R. N. Gunn, "Duplex Stainless Steels Microstructure, Properties and Application," vol. 21, no. 1, pp. 1–9, 1997, [Online]. Available: <http://journal.um-surabaya.ac.id/index.php/JKM/article/view/2203>
- [2] S. D.-M. Iris Alvarez-Armas, Duplex stainless steels, vol. 41, no. 5. 2002. doi: 10.31399/asm.tb.ssde.t52310091.
- [3] R. M. Davison and J. D. Redmond, "Practical guide to using duplex stainless steels," Mater. Perform., vol. 29, no. 1, pp. 57–62, 1990.
- [4] K. H. Lo, C. H. Shek, and J. K. L. Lai, "Recent developments in stainless steels," Mater. Sci. Eng. R Reports, vol. 65, no. 4–6, pp. 39–104, 2009, doi: 10.1016/j.mser.2009.03.001.
- [5] R. Francis and G. Byrne, "Duplex stainless steels—alloys for the 21st century," Metals (Basel), vol. 11, no. 5, pp. 1–23, 2021, doi: 10.3390/met11050836.
- [6] J. K. Sahu, U. Krupp, R. N. Ghosh, and H. J. Christ, "Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel," Mater. Sci. Eng. A, vol. 508, no. 1–2, pp. 1–14, 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.01.039.
- [7] C. Örnek, M. G. Burke, T. Hashimoto, and D. L. Engelberg, "748 K (475 °C) Embrittlement of Duplex Stainless Steel: Effect on Microstructure and Fracture Behavior," Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., vol. 48, no. 4, pp. 1653–1665, 2017, doi: 10.1007/s11661-016-3944-2.
- [8] S. L. Li et al., "Annealing induced recovery of long-term thermal aging embrittlement in a duplex stainless steel," Mater. Sci. Eng. A, vol. 564, pp. 85–91, 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.11.046.
- [9] H. Jang, S. Hong, C. Jang, and J. G. Lee, "The effects of reversion heat treatment on the recovery of thermal aging embrittlement of CF8M cast stainless steels," Mater. Des., vol. 56, pp. 517–521, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.010.
- [10] ASTM E 23-23a, "Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials," Standards, pp. 1–25, 2012, doi: 10.1520/E0023-23A.
- [11] "ISO 17781 : Standards Publication Petroleum , petrochemical and natural gas industries - Composite repairs for pipework - Qualification and design , installation ," 2017.
- [12] ASTM E8, "ASTM E8/E8M standard test methods for tension testing of metallic materials 1," Annu. B. ASTM Stand. 4, no. C, pp. 1–27, 2010, doi: 10.1520/E0008.
- [13] ASTM, "G48 Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless," ASTM International, vol. 11, no. December, pp. 1–11, 2020, doi: 10.1520/G0048-11R20E01.2.
- [14] "ISO 12732:2006," Int. Organ. Stand., vol. 10406–1:20, pp. 3–6, 2006.
- [15] R. Wang, "Precipitation of sigma phase in duplex stainless steel and recent development on its detection by electrochemical potentiokinetic reactivation: A review," Corros. Commun., vol. 2, pp. 41–54, 2021, doi: 10.1016/j.corcom.2021.08.001.
- [16] H. Wang, A. Wang, C. Li, X. Yu, J. Xie, and C. Liu, "Effect of Secondary-Phase Precipitation on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of 00Cr27Ni7Mo5N Hyper-Duplex Stainless Steel during Solution Treatment," Materials (Basel), vol. 15, no. 21, 2022, doi: 10.3390/ma15217533.
- [17] H. Sieurin and R. Sandström, "Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205," Mater. Sci. Eng. A, vol. 444, no. 1–2, pp. 271–276, 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.08.107.
- [18] N. Lopez, M. Cid, and M. Puiggali, "Influence of σ -phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels," Corros. Sci., vol. 41, no. 8, pp. 1615–1631, 1999, doi: 10.1016/S0010-938X(99)00009-8.
- [19] ASTM A182, "Standard Specification for Forged or Rolled Alloy-Steel Pipe Flanges , Forged Fittings , and Valves and Parts for High-

- Temperature Service 1," Society, vol. i, no. October 2002, pp. 1–4, 2004.
- [20] V. Číhal, S. Lasek, M. Blahetová, E. Kalabisová, and Z. Krhutová, "Trends in the electrochemical polarization potentiodynamic reactivation method - EPR," Chem. Biochem. Eng. Q., vol. 21, no. 1, pp. 47–54, 2007.
- [21] G. Byrne, "the Detection of Alpha Prime in duplex stainless steels" vol. 100, no. 7025, pp. 1–10.
- [22] N. Parvathavarthini and U. K. Mudali, "Electrochemical techniques for estimating the degree of sensitization in austenitic stainless steels," vol. 32, pp. 183–225, 2014, doi: 10.1515/corrrev-2014-0029.

[TORNA ALL'INDICE >](#)

Best practice analysis of an industrial cogging process for a tool steel ingot

K. Van Putten, G. Winning

An industrial cogging process for a 3.3-ton X38CrMoV5.1 tool steel ingot and the material properties of the ingot are comprehensively analyzed as part of the process validation, with an emphasis on studying the core deformation and gaining greater process knowledge. Material properties are obtained from a two-ton X38CrMoV5.1 ingot. The hot-working yield strength turned out to be quite homogeneous throughout the ingot and does not significantly differ from the yield strength of the forged material. A typical cast structure, free of shrink holes but with imperfections in the core, is observed in an ultrasonic analysis of the ingot. Traditional metallography provides a reference for the microstructure. In-depth process data are obtained from thermographic measurements and data logging during an industrial cogging trial on a 10-MN hydraulic open-die forging press. The FE-simulation of the 12-pass cogging process corresponds closely with the real process sequence. The calculated force shows only slight variations, and the final temperatures agree closely with the measurements. The quite homogeneous equivalent plastic strain in the core along the length of the block exceeds 1.5 throughout and is above the empirical limit required for void closure.

KEYWORDS: OPEN-DIE FORGING, COGGING, ULTRASONIC INSPECTION, FINITE ELEMENT SIMULATION, YIELD CURVE, CAST STRUCTURE

INTRODUCTION

Cogging is an incremental, open-die forging process that is used to produce rectangular, round or hexagonal semi-finished products with high demands in terms of mechanical properties and microstructure and is applied in many industrial fields, e.g. tool manufacturing, power generation machinery as well as heavy machinery.

Usually, the raw material used for cogging is an ingot. The ingot quality is closely linked to the solidification process, which depends on the mold and hot top design parameters, such as the height to diameter ratio, taper, shape, wall thickness, material, etc., and on other process parameters including the casting rate, temperature, material grade flux addition, etc. [5]. Various publications [1-4] report on alloy solidification processes and casting structure development. Cast macrostructures contain columnar crystals and globulites, and it is usually possible to differentiate between the various zones. Furthermore, ingot casting is subject to the many effects of heterogeneity due to the formation of macro-segregations, the unequal grain structure, core porosity, piping inclusion distribution etc. [5]. It is a well-known

Koos van Putten

SMS group GmbH, Germany

Gisbert Winning

Friedr. Lohmann GmbH, Germany

fact that heterogeneous cast structures affect the material properties, i.e. tensile strength and durability. What is not known, however, is the effect of the heterogeneous cast structure on the hot working yield stress of steel alloys under compression stress.

On the one hand, this study investigates the heterogeneity of a two-ton X38CrMoV5.1 ingot and its effect on the yield stress by examining the results of cylindrical upsetting experiments. On the other hand, a 12-pass industrial cogging process involving a 3.3-ton X38CrMoV5.1 tool steel ingot is simulated in order to investigate whether the deformation used to homogenize the material structure is equally distributed throughout the block and whether

it reaches the core to a sufficient extent to ensure void closure.

SAMPLE MATERIAL PREPARATION

A two-ton X38CrMoV5.1 ingot is cut into one longitudinally sawn board and multiple transversally sawn discs (Fig. 1). The transversal discs are cut at the foot (F), middle (M) and head (K) ends of the ingot. These discs are 40 mm and 100 mm thick in order to enable the yield stress to be determined both axially and radially in relation to the ingot cogging directions. Furthermore, these boards are used for ultrasonic inspections to determine the macrostructure and heterogeneity, among other things.

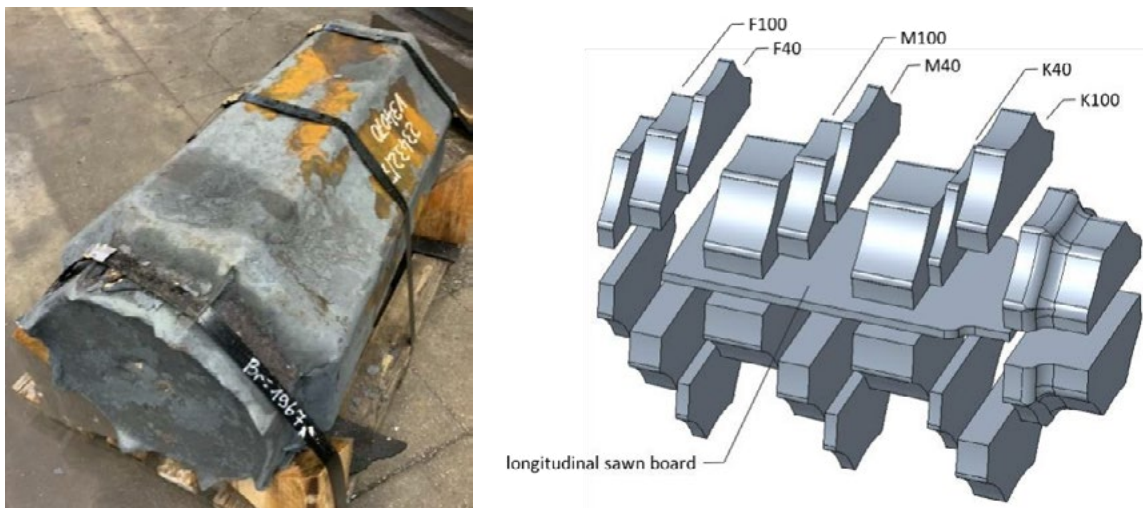


Fig.1 - Two-ton X38CrMoV5.1 ingot and its segmentation.

HOT WORKING MATERIAL PROPERTIES

The hot working material properties, the hot yield curves, are measured in cylindrical upsetting experiments conducted on a servo hydraulic testing machine (Servotest) at the Institute of Metal Forming (IBF) at RWTH Aachen University. Radial and axial ingot specimens are taken from the transversal discs, core, fillet ($\frac{1}{4}R \leq x \leq \frac{3}{4}R$), and outer edge. Additionally, radial specimens are taken from a transversal disc sawn out of a forged bar. To minimize frictional effects, the Rastegaev specimen geometry with a height-to-diameter ratio of 1.5 and a glass lubricant are applied. The cylindrical samples are homogenized at 1250°C for 15 minutes while using scale protection varnish

and inert gas. Afterwards, the specimens are cooled down to testing temperature and compressed under isothermal conditions. Testing temperatures vary from 700 to 1200°C at strain rates of between 0.001 and 1.0 s⁻¹. The resulting yield curves are compensated for dissipative heating (fully isothermal).

From a comparison of the yield stress in the radial direction, measured on transversal disc K100 in the core, fillet, and edge region, it is concluded that the differences between the yield curves of less than 5% are negligible. Comparison of the yield stress in the radial direction on transversal discs H, F and M in the fillet (Fig. 2) shows that;

- yield curves obtained from the ingot foot (F) are on average 5.7% lower than those from the middle (M);
 - yield curves obtained from the ingot head (H) are on average 3.0% lower than those from the middle (M);
- and
- the difference in the yield curves from the foot, middle and head is relatively minor.

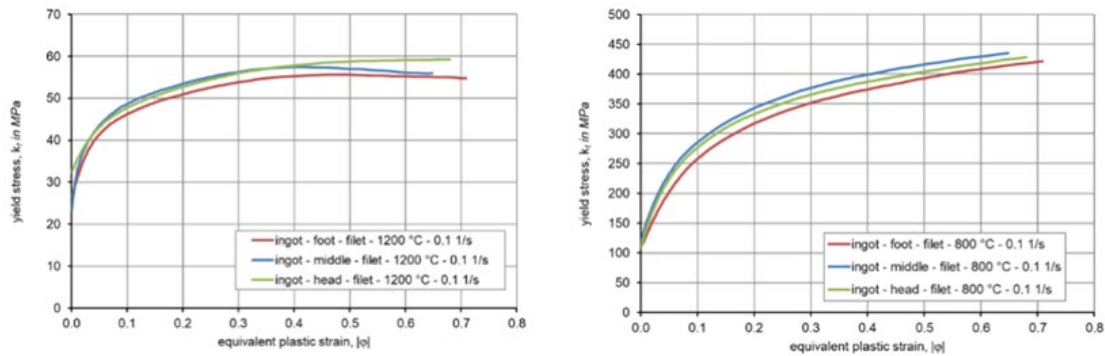


Fig.2 - Yield stress comparison for the foot – middle – head.

A comparison of the radial yield stress in the forged and cast material shows a deviation less than approx. 7%. This is relatively minor and may result from the fact that the ingot heterogeneity is lower than the relevant trade literature would suggest.

ULTRASONIC INSPECTION

The heterogeneity of the ingot is examined by conducting an ultrasonic inspection with HD scan, the quality inspection system for cast products developed by SMS group [6, 7]. It detects and visualizes defects (segregations,

pores, macro-inclusions, cracks, etc.) in the material as well as the macrostructure.

Sample results of the measurement on the longitudinally sawn board and transversally sawn disc K40 are shown in Fig. 3. The plotted result combines the macrostructure (dendrites) and the imperfections (i.e. porosities, voids, segregations, and inclusions). A more detailed result analysis quantifies the area affected by imperfections (defects) in the core as being between 9 and 18%.

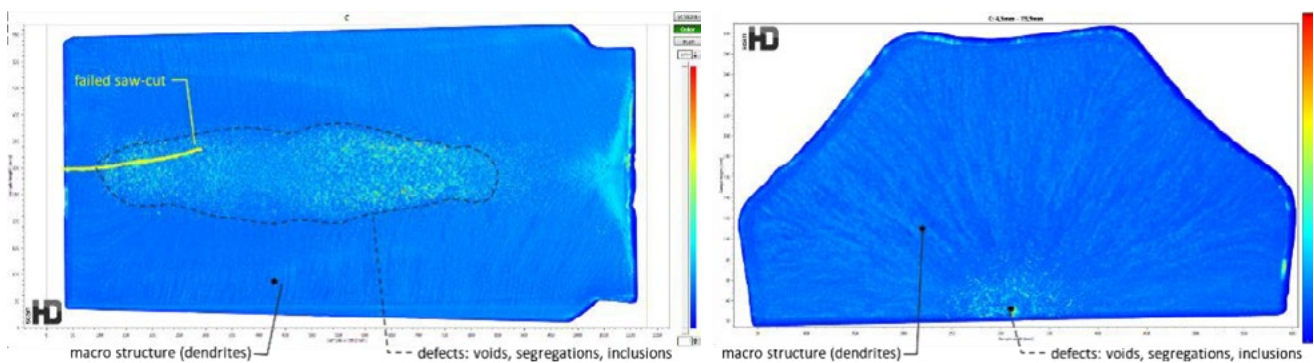


Fig.3 - Combined macrostructure and imperfections for the longitudinal board (left) and transversal disc K40 (right).

Taking all of this into consideration, the ultrasonic inspection proves that the ingot's macrostructure is quite homogeneous and that the heterogeneity is relatively low and concentrated in the core. This explains the minor differences in the hot yield curves at the different positions in the ingot.

MEASUREMENT DURING THE INDUSTRIAL COGGING TRIAL

In-depth process data were obtained from thermographic measurements and data logging during an industrial cogging trial process on the 10-MN hydraulic open-die forging press at Friedrich Lohmann GmbH. Among other things, the hydraulic pressure of the main press cylinder (press force), the ram position (stroke), as well as the position and rotation angle of the manipulator (feed) are logged during the whole cogging trial process. The forging temperature is measured by means of simultaneous thermographic measurements. In addition, the temperature of the dies and core temperature directly after cropping (indicatively) are recorded.

PROCESS SIMULATION

From the moment the ingot is drawn out of the forging furnace, the entire industrial cogging trial process is numerically simulated using the Simufact Forming finite element software, with the open-die forging application module applied for cogging [8]. Fig. 4 depicts the model set-up. It contains the clamps of the lift truck for furnace-press transport as well as the two clamps of the manipulator, the lower and upper die, and the forging itself. The X38CrMoV5.1 material properties stored in the Simufact Materials database are used. However, the yield curves are replaced by those determined on the two-ton ingot. The model accounts for all thermal effects. The cogging module considers all kinematic sequences in the cogging process. A single average constant velocity for the downstroke is calculated from the measurement data, as a way of simplifying the ram velocity as a function of the hydraulic press force. The other velocities (i.e. feeding, backstroke) are adapted accordingly to compensate for the resulting time deviations. Overall, the duration of each pass and that of the whole process corresponds with the industrial cogging trial.

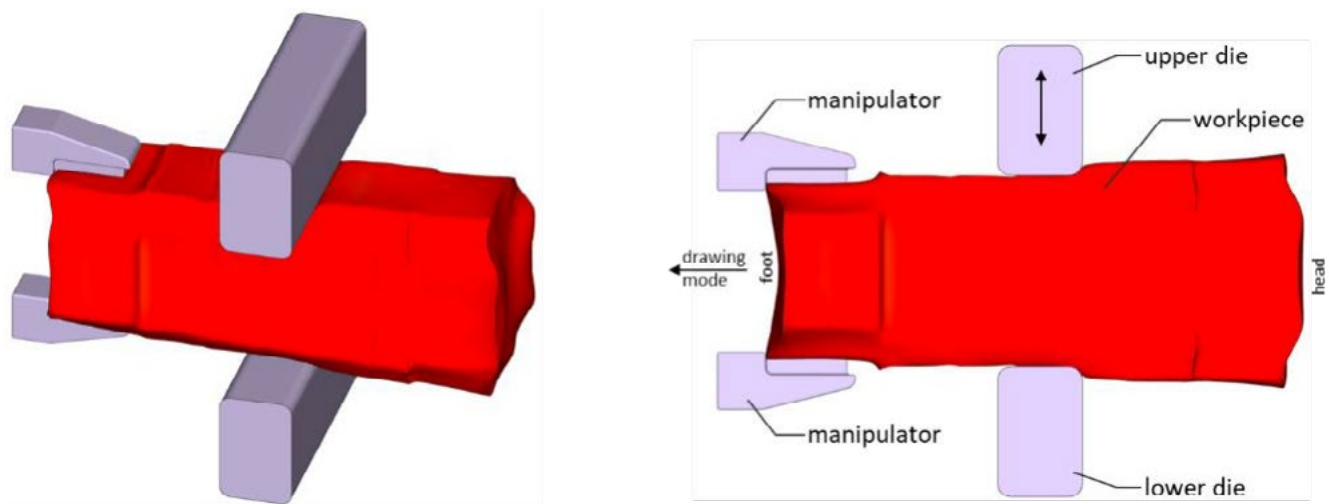


Fig.4 - Finite element model set-up.

The measurement data of the industrial cogging trial process are used to validate the FE model. The calculated surface temperature lies within the scattered range of the one measured. Although the calculated force does not precisely agree with the one measured, a qualitative conformity exists. In pass 1-6, the force is underestimated

by approx. 7% on average. There is an average force difference of approx. 9% in pass 7-12 (Fig. 5).

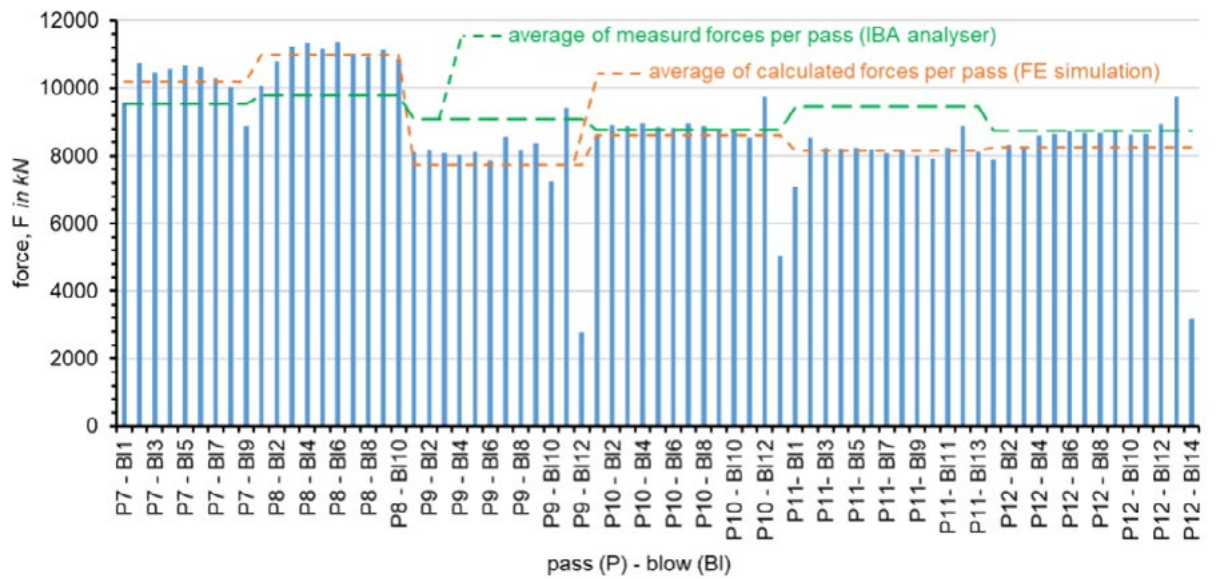


Fig.5 - Force during cogging pass 7-12.

The distribution of the equivalent plastic strain ($\epsilon_{\text{plastic}}$) throughout and is more or less constant except for the in Fig. 6 is heterogeneous. The equivalent plastic strain block ends (Fig. 7). It exceeds the empirical lower limit of in the core along the length of the block exceeds 1.5 1.4 that is required for void closure.

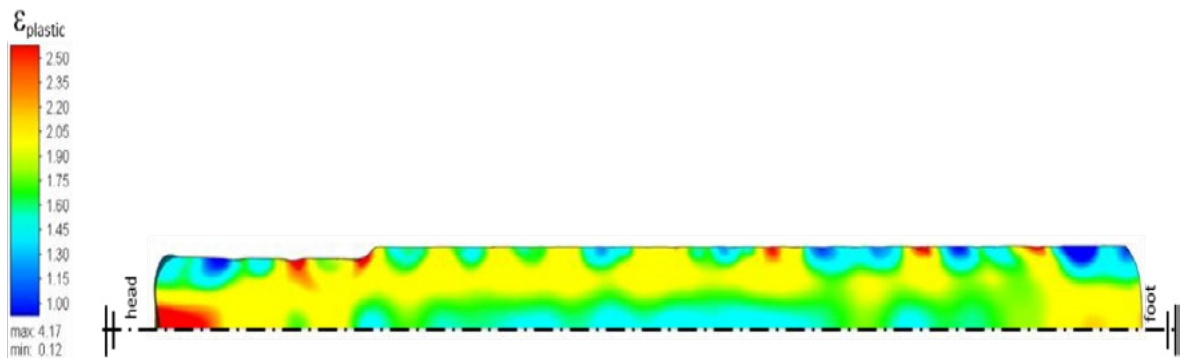


Fig.6 - $\epsilon_{\text{plastic}}$ distribution in a quarter-symmetric longitudinal cut through the block center.

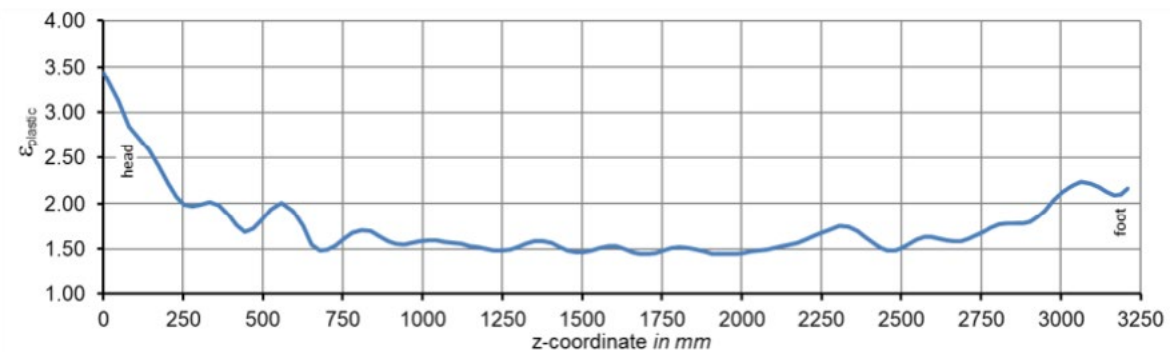


Fig.7 - $\epsilon_{\text{plastic}}$ in the core along the block length.

CONCLUSIONS

The investigations presented prove that by applying in-depth process knowledge and adequate material properties, the numerical simulation of the cogging process provides realistic results and additional insights in both the process and the forging.

Material properties are obtained from a two-ton X38CrMoV5.1 ingot:

- Differences in the measured yield stresses at the different positions in the ingot are less than approx. 6%.
- The ultrasonic inspection shows a relatively homogeneous macrostructure and a relatively small number of defects.

In-depth process data are obtained from thermographic measurements and data logging during an industrial cogging trial process on the 10-MN hydraulic open-die forging press at Friedrich Lohmann GmbH as a validation of the FE simulations.

The entire industrial cogging trial process is numerically

simulated:

- The yield curves measured on the two-ton ingot are implemented in the FE model.
- Boundary conditions for the FE model have been adapted according to the results obtained from the analysis of the industrial trial cogging process.
- The surface temperature shows a similar trend as the thermographic measurement.
- The calculated force corresponds with the measured force:
 - o Pass 1 – 6: the force is underestimated by an average of approx. 7%
 - o Pass 7 – 12: the force differs by an average of approx. 9%
- The equivalent plastic strain in the core along the length of the block exceeds 1.5 throughout and is fairly constant along the block length except for the block ends, which are cropped at the end of the cogging process.

REFERENCES

- [1] Bower, T.F., Flemming, M.C., Structure of dendrites at chill surfaces, *Trans. Metall. Soc. AIME*, 1967 Vol. 239(10), 1620- 1625
- [2] Rickert, A., Engler, S., Solidification morphology of cast iron, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1985 Vol. 34, 165 – 174
- [3] Ellerbrock, R., Engler, S., Kristallisationsverlauf von naheutektischem graphithaltigem Gußeisen, *Symposium der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde*, 1981, 249 – 260
- [4] www.giessereilexikon.com
- [5] Patil, P., Puranik, A., Balachandran, G. et al., Improvement in Quality and Yield of the Low Alloy Steel Ingot Casting Through Modified Mould Design. *Trans Indian Inst Met*, 2017 Vol. 70, 2001–2015, <https://doi.org/10.1007/s12666-016-1022-5>
- [6] Patent DE 102013224184 A1: Verfahren und Vorrichtung zum Bewerten von Innenfehlern an einem kontinuierlich vergossenen Gießprodukt
- [7] Gusarova, T., et al., HD scan – the digital link between cast quality and process data. 4th European Steel Technology and Application Days, 2019, Düsseldorf, Germany
- [8] N.N.: Simufact.forming kinematics Module - automatical process control of complex incremental forging applications. Documentation by Simufact Engineering GmbH.

TORNA ALL'INDICE >

Heat-treatment analysis considering transformation plasticity and creep deformation for large forged steel

Y. Yanagisawa, Y. Kishi, M. Minamiya, K. Saitoh

The long cooling time during heat-treatment of a large forging due to mass effect causes creep deformation even in the transformation temperature range as well as at much higher temperatures. Therefore, the transformation plasticity and creep deformation occur simultaneously with the phase transformation, significantly affecting the stress distribution of the forging after the heat-treatment. In this study, a FEM model factoring in the transformation plasticity and creep deformation was developed. The transformation plasticity and creep properties were measured experimentally. The proposed model was integrated into commercial FEM software ANSYS via user subroutines. The actual residual stress of the large, forged shaft was measured to compare with those of the simulations, showing that the residual stresses were mainly caused by the phase transformation stress. In particular, the transformation plastic strain and the creep strain were found to play important roles in simulating the residual stress during heat treatment of a large, forged shaft.

KEYWORDS: HEAT TREATMENT, RESIDUAL STRESS, PHASE TRANSFORMATION, TRANSFORMATION PLASTICITY, CREEP

INTRODUCTION

During heat treatments of steel objects, both thermal stress and transformation stress occur due to the temperature gradient inside the object. Special care should be paid to the heat treatment to avoid cracking and deformation caused by transient and residual stresses. Therefore, it is important for a computer simulation to estimate both the residual stress and the deformation occurring due to the heat treatment. The coupling phenomena between the temperature, stress, and metallic structure is shown in Fig. 1 ^[1]. So far, numerous studies of these behaviors have been conducted, and mainly applied to the quenching process ^[2]. Generally, the cooling rate of a large forging decreases due to the mass effect and air cooling and furnace cooling require several days. In these cases, the phase transformation stress affects the residual stress more than the thermal stress. In particular, the transformation plasticity greatly influences the stress distribution. The transformation plastic strain is a large plastic strain induced during phase transformation even under a small stress. In addition, the

Yusuke Yanagisawa, Yasuhiro Kishi

The Japan Steel Works, LTD. Muroran-shi, Hokkaido, Japan

Masahiro Minamiya, Kazuma Saitoh

Japan Steel Works M&E, Inc. Muroran-shi, Hokkaido, Japan

creep behavior, which affects the stress distribution, may occur even in the transformation temperature range as well as at much higher temperatures.

In this study, a FEM (Finite Element Method) model considering both the transformation plasticity and creep was developed. The proposed model was integrated into commercial FEM software ANSYS via user subroutines. The material properties of the transformation plasticity and creep were also measured experimentally. For experimental verification, the residual stress measurements of a large forged shaft are compared with

those of the simulations.

NUMERICAL MODELING

Constitutive Equation

In this analysis, the following constitutive equations are defined based on the theory of plasticity^[3]. The total strain can be divided into six parts and expressed in incremental form as Eq. [1]. Each strain increment is calculated using Eqs. [2] to [6]. The transformation plastic strain can be expressed by Eq. [5], which is reviewed by Denis^[4], and the creep strain is calculated using Norton's law.

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon} = \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^e + \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^p + \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{th} + \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^m + \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{tp} + \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^c \quad [1]$$

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^p = \Delta \lambda \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad [2]$$

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{th} = \alpha \Delta T \cdot \mathbf{I} \quad [3]$$

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^m = \beta \Delta \xi \cdot \mathbf{I} \quad [4]$$

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{tp} = 3K (1 - \xi) \Delta \xi \mathbf{s} \quad [5]$$

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^c = \frac{3}{2} A \bar{\boldsymbol{\sigma}}^{n-1} \Delta t \mathbf{s} \quad [6]$$

Where $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^e$, $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^p$, $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{th}$, $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^m$, $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{tp}$ and $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^c$ are the tensor increments of elastic strain, plastic strain, thermal strain, phase transformation strain, transformation plastic strain, and creep strain, respectively. $\Delta \lambda$ is the plastic multiplier, F the yield function, α the thermal expansion coefficient, β the transformation dilatation, K the transformation plasticity parameter, ξ the volume fraction of the new phase, A and n the creep parameters, and \mathbf{s} the deviatoric stress tensor, respectively.

Calculation Flow

Fig. 2 shows the calculation flow chart of the subroutine program USERMAT in ANSYS. It is assumed that all plastic strains due to the forging process itself have relaxed and thus it is stress free. At the beginning of the analysis, the phase fraction is defined. Then, the thermal strain and phase transformation strain are calculated considering the phase fraction. After the yield criterion, the implicit

integration analysis, including both the transformation plastic and creep strains, is performed with the return mapping algorithm, and the equivalent stress and the equivalent plastic strain increment are updated. Finally, the consistent tangent modulus is defined. This solution procedure is repeated at each time increment.

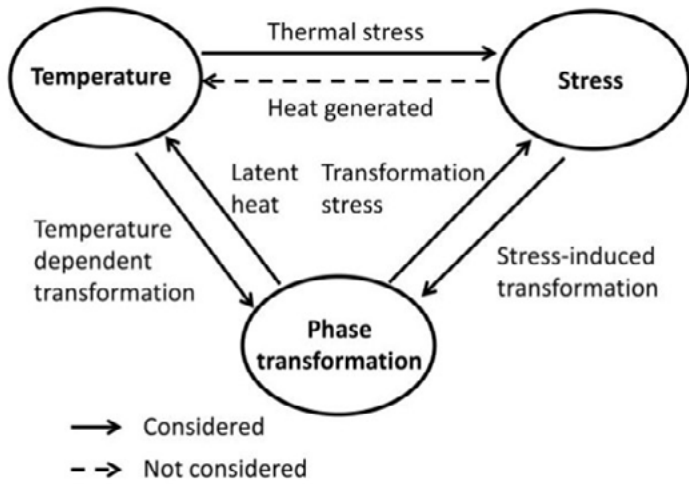


Fig.1 - Coupling model of metallo-thermo-mechanical^[1]

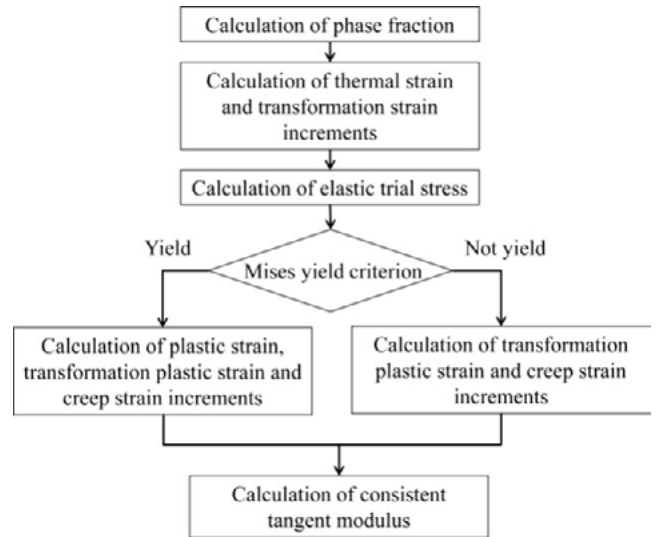


Fig.2 - The calculation flow chart.

HEAT-TREATMENT OF LARGE FORGED SHAFT

Fig. 3 shows a schematic illustration of the large forged shaft used in this study. The material was a Ni-Cr-Mo-V steel (ASTM A470M steel) used in turbine rotors. The ingot was forged using a 14,000-ton hydraulic free press. Then, the forging was heat treated at 850°C for 27 hours and air-cooled. The prior austenite grain size number of the material is about 6.0. Fig. 4 shows a comparison of the cooling curves between the experiment and the FEM analysis. The thermophysical properties such as the specific heat and the thermal conductivity were measured experimentally. The heat transfer coefficients in the calculations were estimated using the inverse analysis method, which is chosen so that the simulated temperature has the same value as the measured temperature. The cooling time to room temperature is approximately 100 hours, and the

average cooling rate at the transformation temperature area was 0.17 to 0.25 °C/min. It can be presumed that the forgings had microstructures of bainite.

The residual stresses were measured in five places on the outer surface using the ring-core method. The annular groove, which has a 16 mm inner diameter, 7 mm deep, was machined around a strain gage. The residual stresses were calculated from the relaxed strains. Fig. 5 shows the residual stress measured on the outer surface. The mean axial and circumferential stresses are about 220 to 380MPa tensile stresses, re-spectively. The residual stresses of the small diameter parts (Nos. 1, 5) were equal to or higher than that of maximum diameter part (No. 3). In spite of the relatively large difference in diameter, there is no significant correlation between the diameter and the residual stress.

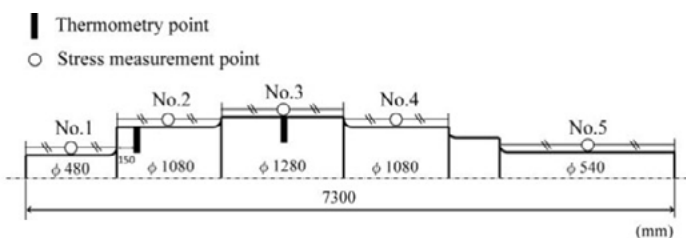


Fig.3 - Schematic illustration of large forged shaft.

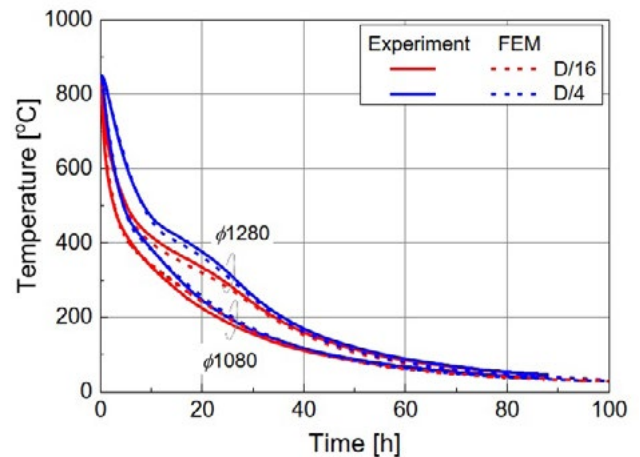


Fig.4 - Comparison of cooling curves.

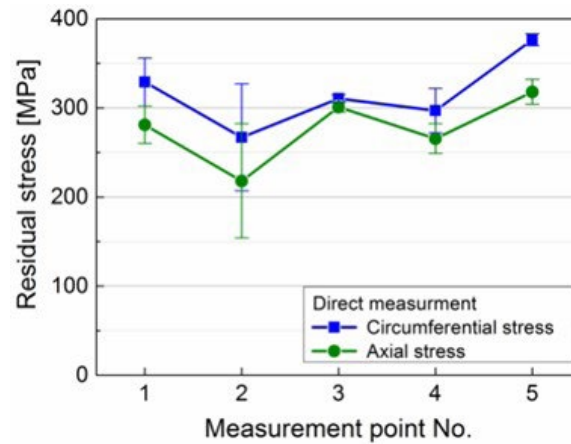


Fig.5 - Residual stress measured at the outer surface.

ANALYSIS OF RESIDUAL STRESS.

Determination of Material Parameters

The material parameters for numerical modeling are decided from the following procedures. The materials are Ni-Cr-Mo-V steel (ASTM A470M steel). The literature values were used for elastic modulus and Poisson's ratio. The linear expansion coefficient and transformation strain were determined from thermal expansion tests, and the stress-strain curves were measured from tensile tests at various temperatures. The parameters of multi-phases (austenite and bainite) are calculated according to the linear mixture rule for the phase mixture. The Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov equation is used to depict the transformation kinetics of the bainitic transformation. Fig. 6 shows a comparison between the measured and the calculated phase fractions. In the cooling rate range from 0.1 to 0.5°C/min, the calculated volume fraction corresponds to the measured one.

The transformation plasticity tests were performed using a hot-working simulator (Fuji Electronic Industrial, Thermec Mastor_Z) and round-bar specimens with a diameter of 8mm. The specimens were heated to 850°C and cooled rapidly to 450°C, and a stress was applied at 450°C and maintained at a constant level. The cooling rate was 2°C/min during phase formation. The round-bar specimens were measured perpendicular to their axes using a continuous laser sensor during cooling. Fig. 7 shows the relation between the temperature and the total diametral strain during cooling. When the axial stresses were applied, the bainite transformation strain in the direction of the diameter decreased. This indicates that

there was transformation plasticity. The transformation plastic strain can be calculated as the deviation between the stress-free total strain value and the strain value with a small applied stress. As shown in Fig. 8, linear relationships are seen between the applied stress and the transformation plastic strain under tensile or compressive stresses. The obtained results give $9.5 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ for the value of K under the tensile stress, and $12.2 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ under the compressive stress. Because the difference in the values of K under tensile and compressive stress is small, the value of K under the tensile stress was used in this analysis.

The creep parameters were determined from a creep database of SUS304 steel [5] for the austenite phase, and from the results of the stress relaxation test for the bainite phase. Fig. 9 show the relationship between stress and creep strain rate of the bainite phase. The stress relaxation behavior is different between the high stress and the low stress regions at temperatures of 250 and 300°C, in contrast to the results at temperatures from 350 to 500°C. This is because about 5% austenite is inevitably retained in the specimen, and the stress relaxations occur due to both the retained austenite transformation and the creep deformation from 250 to 300°C. These stress-relaxation behaviors are expressed by a creep constitutive equation using Norton's law, which can well explain the creep behavior under the low stress as shown in Fig. 9.

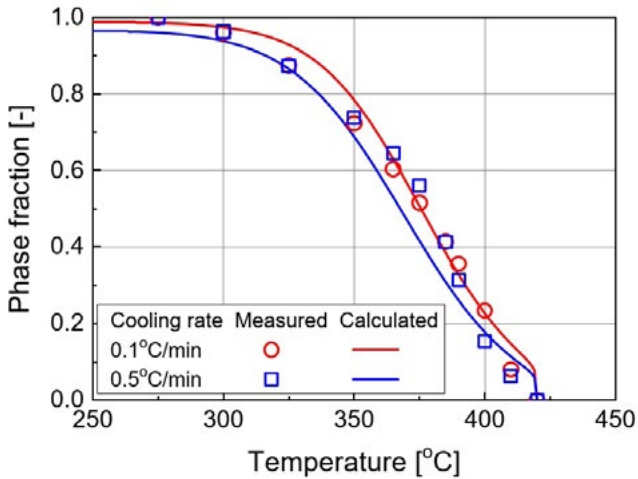


Fig.6 - Measured and calculated phase fraction.

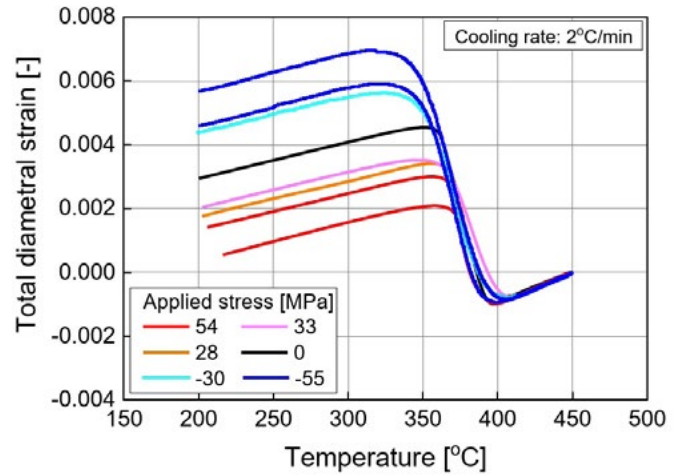


Fig.7 - Temperature-strain diagrams.

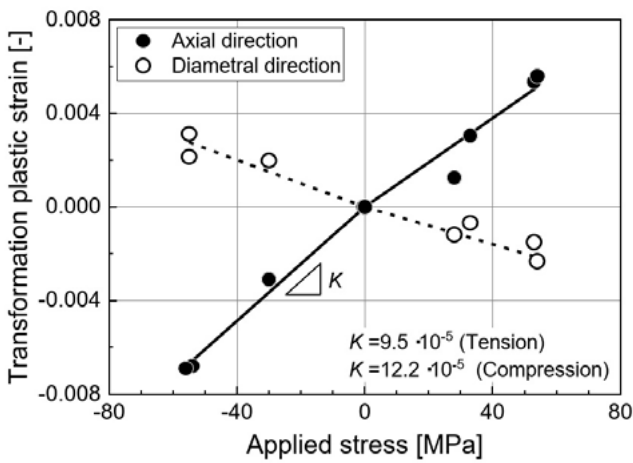


Fig.8 - Transformation plastic strain.

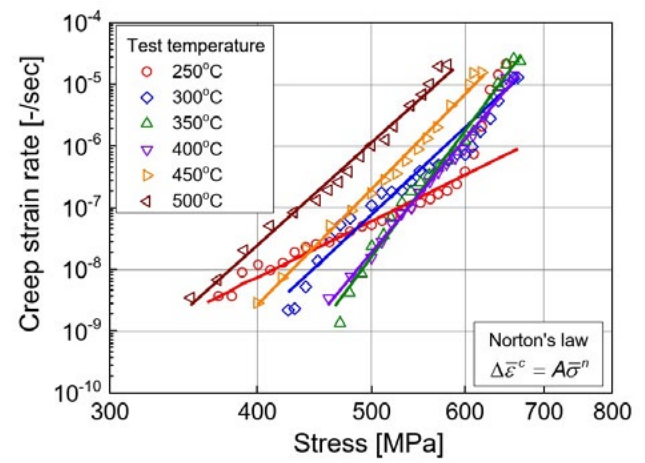


Fig.9 - Creep strain rate of the bainite phase.

Verification of Residual Stress Calculation

In order to clarify the relative effects of the transformation plasticity and creep, three analysis conditions were chosen: (a) eliminating the transformation plastic strain and creep in Eq. [1], (b) considering only the transformation plastic strain, and (c) considering both strains. The stresses analyzed are shown in Fig. 10 and Fig. 11. There is a little residual stress without the transformation plasticity, and the difference is on the dangerous side in terms of cracking at the surface. The simulated residual stresses are tension when the transformation plasticity is considered, but the tensile stress analyzed was higher than the measurements from the large diameter parts. The analyzed surface stresses tend to approach the measured stresses when the stress relaxation is considered. The effect of stress relaxation at the surface of large diameter

parts was higher than that at the surface of the small parts, because the surface stresses increase with increasing diameter. As shown in the above, both the transformation plastic strain and the creep strain play important roles in simulating the residual stress in the heat treatment of a large forged shaft.

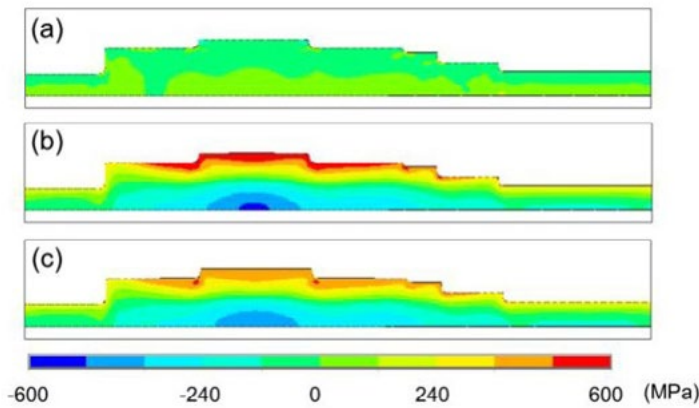


Fig.10 - Distribution of the circumferential residual stress.

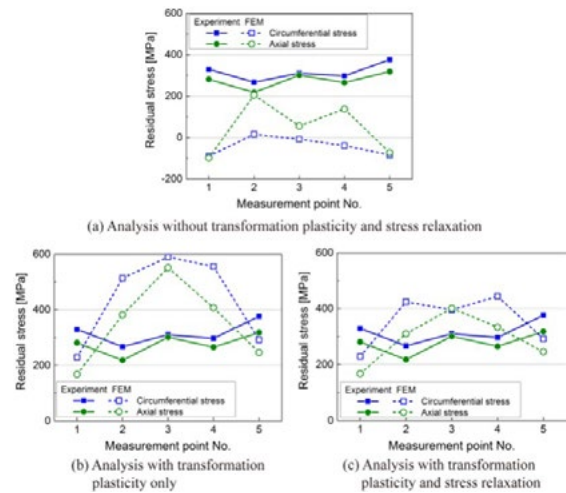


Fig.11 - Comparison of residual stress.

CONCLUSIONS

A FEM model considering both the transformation plasticity and creep deformation was developed to predict the residual stresses of a large forged shaft. The validity of the calculation was verified by comparing the residual experimental and analytical stresses. From the results, the following conclusions are obtained:

- 1) The experimental mean surface stresses of the large forged shaft were about 220 to 380 MPa in tension, showing that the residual stresses were mainly caused by the transformation stress.
- 2) No residual stresses are found to be generated without transformation plasticity, while the simulated residual

stress considering the transformation plasticity has the same tendency as the experimental one.

- 3) The analyzed surface stresses tend to approach the measured stresses when the stress relaxation is considered.

ACKNOWLEDGEMENT

This paper is reproduced from the authors' previous work [Y. Yanagisawa, Y. Kishi, and K. Sasaki, "Analysis of Residual Stresses During Heat Treatment of Large Forged Shafts Considering Transformation Plasticity and Creep Deformation", *Strength of Materials*, 49, No. 2, 239-249 (2017)] with permission from Springer Nature.

REFERENCES

- [1] T. Inoue and Z. Wang. Coupling between stress-temperature-metallic structures during processes involving phase-transformations, *Mater. Sci. Technol*, 1, No. 10, 845-850 (1985).
- [2] M. Fukumoto, M. Yoshizaki, H. Imataka, K. Okamura and K. Yamamoto. Three-dimensional FEM analysis of helical gear subjected to the carburized quenching process, *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, 50, No. 6, 598-605 (2001).
- [3] E. A. de Souza Neto, D. Peric and D. R. J. Owen, *Computational methods for plasticity*, Wiley & Sons, (2008), Kenjiro Terada (Supervised translation).
- [4] S. Denis, E. Gautier, A. Simon and G. Beck. Stress phase-transformation interactions-basic principles, modeling, and calculation of internal-stresses, *Mater. Sci. Technol*, 1, No. 10, 805-814 (1985).
- [5] National research institute for metals, NRIM Creep data sheet No. 4B, 1986.

TORNA ALL'INDICE >

Optimization of pre-forging heating procedures: an approach based on finite element modeling

J. Ferino, A. Meleddu, M. Longin, G. Camicia

The productivity of batch furnaces for heating steel input stocks devoted to forging is analysed and optimized by means of a coupled numerical-experimental approach. The heating procedures heavily affect process efficiency and product quality: it is experienced by operators that high starting temperatures and heating rate enhance productivity but may promote large skin-to-core thermal gradients in the input stock, this increasing the risk of cracking at the core. Susceptibility to failure depends on the steel composition, grain size, as well as on input stock size and geometry. A Finite Element Analysis, FEA, model is developed and validated, which couples the furnace-to-ingot heat transfer and the thermal-structural phenomenon inside the volume. The model estimates the temperature and stress field across the material during the whole reheating, basing on its composition, local temperature, and microstructural phases. In the present work, the reheating of two 42CrMo4 input stocks of different size is investigated by simulating the thermal and stress field across the material in accordance with the temperature setpoint of the furnace. Standard heating procedures are simulated along with two revisions, in the aim of evaluating any potential improvement in productivity and energy saving. Results show that a beneficial shortening up to 2.7hrs and energy saving up to 6% are achievable when FEA-based procedures are applied.

KEYWORDS: PRE-HEATING PROCESS, BATCH FURNACE, STEEL INPUT STOCKS, THERMAL-STRUCTURAL ANALYSIS, CRACK SUSCEPTIBILITY, NUMERICAL MODELING, FINITE ELEMENT ANALYSIS

INTRODUCTION

Aim of the heating is to provide an adequately high and uniform temperature distribution within the input stock (typically around 1200°C), while optimizing the energy consumption and the furnace productivity. Heating procedures are designed under three main priorities: 1) assuring target temperature uniformity down to the core to prevent drawbacks due to "cold heart" forging. For those reasons reheating is generally prolonged to assure a uniform temperature distribution across the whole input stock, 2) controlling the microstructure: the heating rate, the holding time and soaking time are designed to mitigate the risk of forming very coarse grains during austenitizing/solutioning treatment, 3) avoid excessive thermal stresses due to high skin-to-core temperature gradient, as this promotes the formation of cracks or the enlargement of pre-existing ones. Such phenomenon

Jan Ferino, Andrea Meleddu

Astarte Strategies Srl, Italy

Matteo Longin, Giordano Camicia

Siderforgerossi Group S.p.A.

is described in literature since long time [1] and further investigated recently, with Finite Element Analysis, [2, 3, 4].

FINITE ELEMENT MODELING

Model setup

The thermal-structural analysis makes use of Dassault Systèmes Abaqus software. An uncoupled non-stationary thermal/structural analysis is performed, the furnace/ingot model is built with solid elements with 8 nodes (C3D8 type brick elements) and replicates the actual materials' layers and according to the procedures in [5]. The widely adopted Hottel's Well Stirred Furnace Model [6]. is employed and temperature time history is assigned to the vertical walls and the roof.

The following mechanisms are simulated: wall-to-stocks thermal radiation, furnace walls' self-radiation, convection from hot gases on all surfaces (both input stock and furnace), sole-to-stocks heat conduction, heat dissipation due to external radiation, and convection. The heat radiation mechanism is governed by variable emissivity based on temperature and according to the recommendations of the Bureau of Energy Efficiency (BEE, India) [7]. The emissivity of the material is set to 0.8, as typical for a heavily oxidized steel surface, across the entire temperature range. The numerical model enables the calculation of radiation view factors for a general geometrical configuration, which is crucial when complex charge configurations result in shadow effects. This allows the model to handle various charge configurations

inside the furnace. Concerning forced convection within the furnace for heat transfer, a coefficient of $25 \text{ W/m}^2\text{K}$, in line with Eurocode1 [8], is applied. For heat losses to the ambient due to natural convection, a coefficient of $5 \text{ W/m}^2\text{K}$ is used. The 42CrMo4 steel thermo-physical properties and their variation with temperature are calculated by basing on JMatPro software. In general, higher temperatures heavily reduce the yield, tensile strength, and elastic modulus.

Model validation

The capability of the FEA model to simulate the whole thermal phenomena inside the furnace and in the input stock is assessed and described in detail in previous works, [9]. Briefly, a twofold validation is accomplished. First, the temperature trend inside the empty furnace is sampled by the control thermocouple during a cooling starting at high temperature. An identical process was simulated and the good agreement between numerical and experimental temperature decay proves that the furnace thermal performance is well accounted by the FEA model, Fig. 1-left. Secondly, the heating process of a full charge of input stocks was performed and monitored through thermocouples located in the furnace, on the ingot surfaces and inside its body through a deep drilled hole. As in Fig. 1-right, the simulated trend of the average temperature of the ingot well fits with the experimental plot. This confirms the soundness of the FEA model and its capability in predicting the thermal phenomena in the furnace and in the material. More details are given in [9].

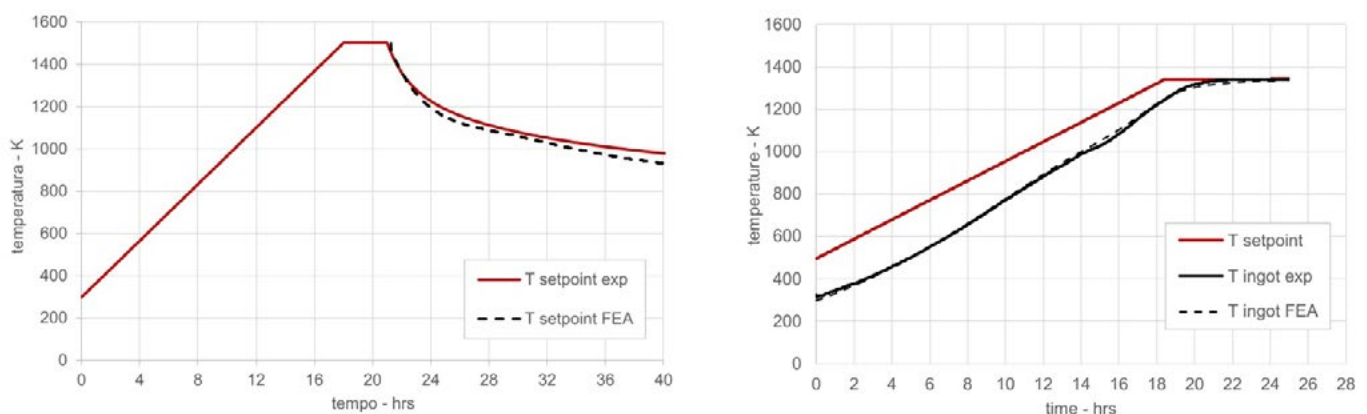


Fig.1 - Experimental to FEA prediction: furnace cooling (left) and input stock heating (right).

SIMULATION OF REFERENCE CASE

The standard procedure

Two cylindrical 42CrMo4 work stocks are considered in the frame of the present activity. Diameters are respectively D=600mm and D=900mm while both have identical height/diameter ratio, Fig. 2. Each of the two is subjected to the standard heating schedules. The

simulated temperature trends are plotted in Fig. 3, reporting the furnace setpoint (Tset), the temperature at the ingot core (Tcore), at the external surface (Tsurf) and the difference between the two. After a preliminary holding time at 600°C, temperature ramps up to 1200°C. The final holding is proven by the operator to be sufficient to provide temperature equalization and soaking.

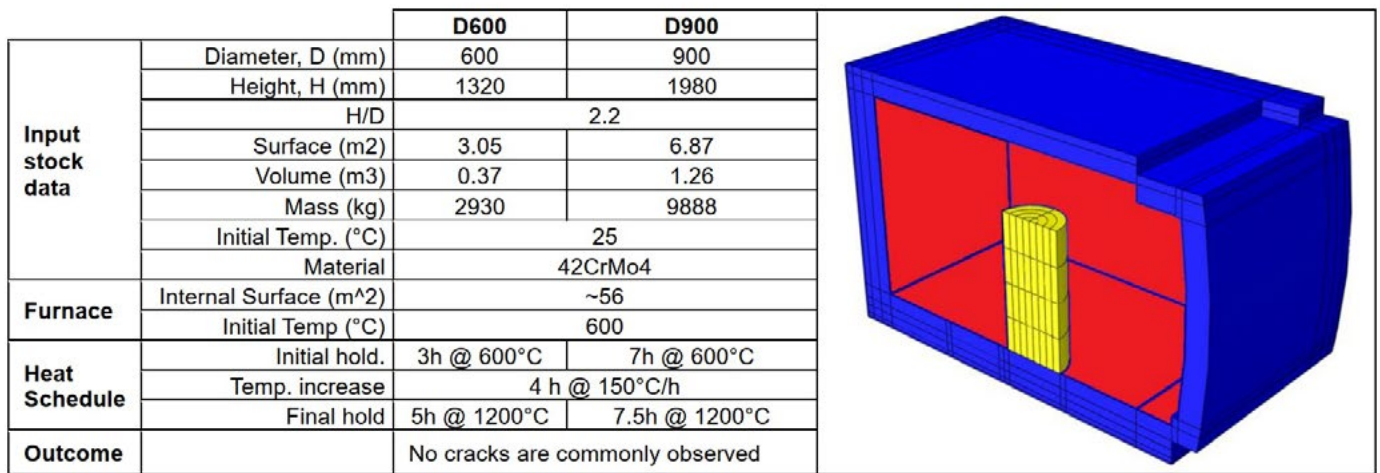


Fig.2 - Standard heating process: main parameters used for simulation.

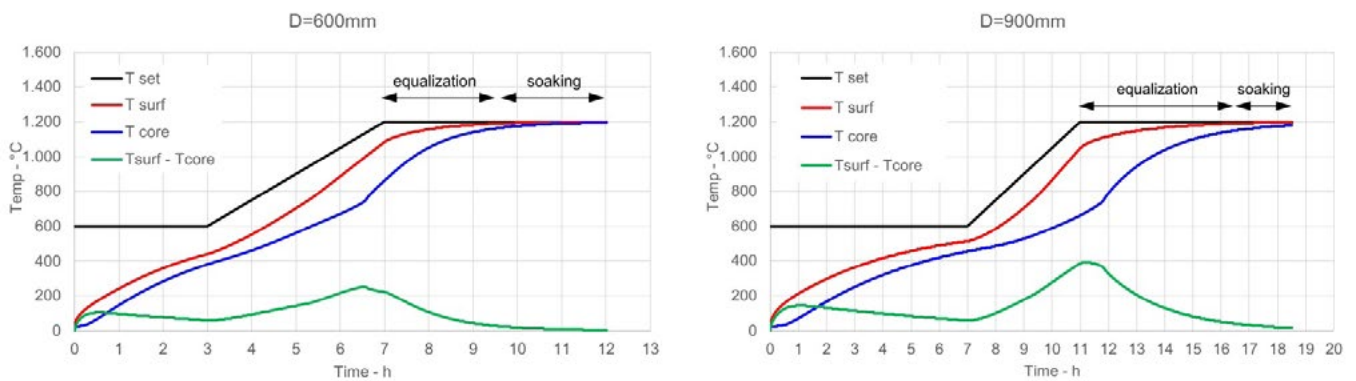


Fig.3 - Simulated heating process and temperature evolution in the input stocks.

The failure criterion

To assess the severity of the stress towards the failure, a criterion is needed. Typically, Rankine-Coulomb finds common application in brittle materials refers to maximum principal stresses $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$.

$$-\sigma_c < \max(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) < \sigma_t \quad [1]$$

where σ_t and σ_c are the failure stresses in tension and compression respectively. The adoption of this criterion is supported by the theoretical analysis and observation

by [10, 11], which reported the formation of cracks at ingot center due to axial stresses and its propagation towards the external surface. The ultimate strength (UTS) evolution at high temperatures is therefore estimated by basing on data provided by the software JmatPro, see continuous line in Fig. 4. A certain dispersion of the mechanical properties is observed inside the stock, and the plot is assumed to be representative of the average values.

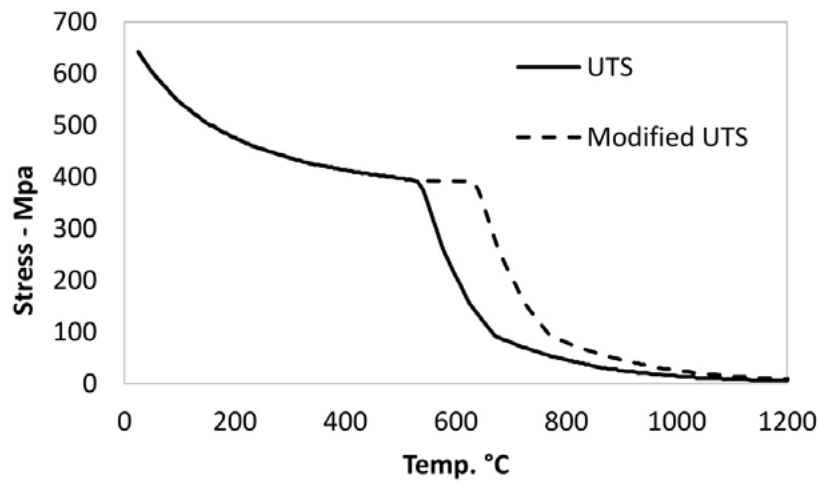


Fig.4 - Tensile strength of 42CrMo4 with temperature. Elaboration from JMatPro data.

Fig. 5 shows the evolution of stresses calculated at the core in both geometries. Two stress peaks take place:

- A first peak, red solid symbol, arises from the stress state during the first heating phase as consequence of the thermal shock. For the cases of interest, the core undergoes an intense state of stress (210-285MPa in axial direction), while along the vertical axis, circumferential and radial stresses are respectively equal to and half of the axial stress. The positive triaxiality, i.e. tension state in the three directions, makes it particularly critical for the crack promotion.
- A second peak, red outline symbol, takes place as the furnace temperature rumps up. It originates from the thermal core/skin gradients during the temperature increase. Shortly after, the stress at core is also sustained by the local microstructural transformation, green line in Fig. 5. The abrupt change of the expansion coefficient during austenitization leads to

a differential straining and therefore to a local stress abrupt in-crease.

In Fig. 5 the failure stresses criterion is reported in the timeline and compared against the stress at the core. Both for D600 and D900 cases, stress lays far below the limiting tensile stress for most duration of the process. As the temperature rises, a steep strength decrease (UTS) occurs and the core stress in axial direction exceeds the criterion. Nevertheless, the consolidated experience of the operators reveals that no failure takes place in reality for the cases considered, this suggesting that the applied criterion is too conservative and might be relaxed to match with the empirical evidence. Therefore, in the frame of the present study, the stress-temperature correlation for the material shown is modified as in the dashed line in Fig. 4 and converted as stress/time plot in Fig. 5.

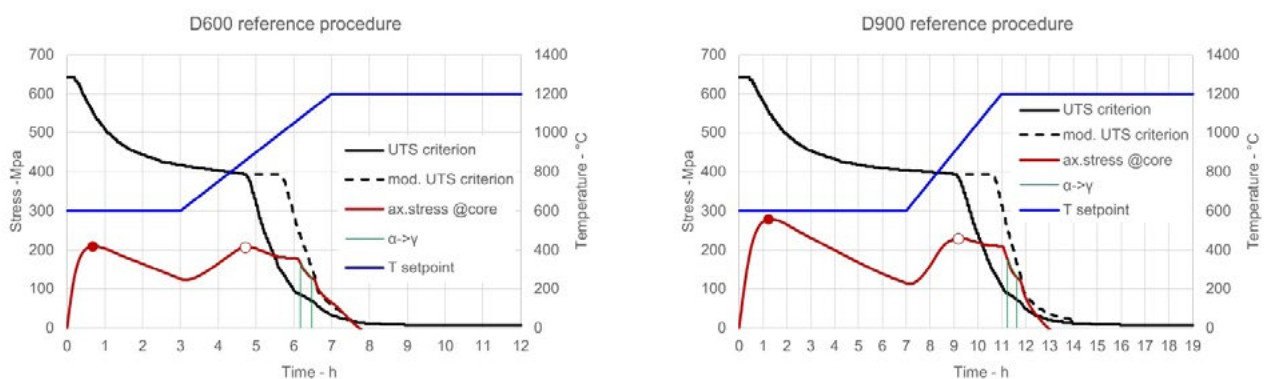


Fig.5 - Stress evolution at the core and criteria for failure.

REVISION OF HEATING PROCEDURES

Based on the above considerations, a revision of the heating processes is proposed in the aim of achieving time and energy savings, though not significantly increase the risk of cracking. The following options are considered:

- Rev.#1: elimination/reduction of the steady stage at 600°C.
- Rev.#2: adoption of stepwise procedure: the input stock is kept at 600°C and transferred to another furnace at 1200°C. This is a common practice of forgemasters to optimize production rate.

The results of the simulations are reported in the following Fig. 6 and Fig. 7.

Influence of reducing the steady stage at 600°C – rev.#1

Application of rev.#1 to D600 reflects into the elimination of the initial stationary phase at 600°C. The comparison between Fig. 5 and Fig. 6-left reveals that rev.#1 leads to an increase of about 100MPa in the first peak (time~2h) while the second peak is smoothed out and not undetectable anymore. As in the reference case, the core stress is not exceeding the modified UTS-criterion, therefore suggesting the feasibility of applying the revised process.

For D900, the larger size suggests not to suppress the plateau at 600°C to avoid critical thermal gradients. In this case rev.#1 leads to a reduction of 2hrs, that is from 7hrs to 5hrs. The comparison between Fig. 5 and Fig. 7-left shows that similar pattern with two stress peaks is produced in both standard and revised process. The first peak is almost unaltered, while the second peak is slightly anticipated and increased in value in the revised procedure. However, it is confirmed that the failure criterion is not exceeded as stress are below the maximum allowable value.

Influence of applying a stepwise procedure – rev.#2

The rev.#2 strategy is often considered as a practical alternative for improving productivity. The stock is moved from a furnace at 600°C into a furnace at 1200°C, so that no significant ramp is applied. This option is expected to be severe in terms of thermal-stress and simulation results in Fig. 6-right and Fig. 7-right fully capture this aspect: the onsetting of a secondary peak of large magnitude is

predicted both for D600 and D900 cases. However, the stress still remains below the critical value for the whole process thus suggesting the applicability of the procedure, for the dimensions here considered. Input stocks of larger size require specific analysis.

Time and energy saving

Tab. 1 summarizes the results of standard and revised simulation for both D600 and D900. The standard and revised processes are compared in terms of time to target temperature, that is the time necessary to assure that the surface temperature at half height falls within 10°C to the furnace setpoint. For the cases of interest, this means $T_{surf}=1190^{\circ}\text{C}$. Any stay of the input stock at high temperature beyond this condition is referred as soaking and it is disregarded to the sake of comparison, as it is assumed to be applied identically to all procedures, both standard and revised.

The results highlight that the process revision does not affect the temperature distribution inside the material, though strongly affecting the time to target temperature. With reference to D600, the revision of heating procedures as per rev.#1 and rev.#2 does not affect the skin-to-core temperature gap, i.e. 24°C for all cases at the time to target temperature, but it allows saving respectively 2.7hrs and 2.1hrs.

With reference to D900, the skin-to-core temperature gap is of 40°C for both standard and revised processes while the time savings is of 1.9hrs and 2.1hrs respectively for rev.#1 and rev.#2.

The energy balance of the whole furnace requires devoted analysis to account for the burners' combustion efficiency, the heat loss through the exhaust fumes and the heat recovery. This is out of the scope of the paper. Anyway, some energy comparison among procedures have been carried out by basing on the available data, that are: the energy inside the furnace, the heat loss to the outside and the thermal energy inside the ingot stock. Although simplified, this allows getting indication that potential energy savings are expected when revising the heating processes, that are preliminary estimated in 5-6% for D600 and 2-3% for D900.

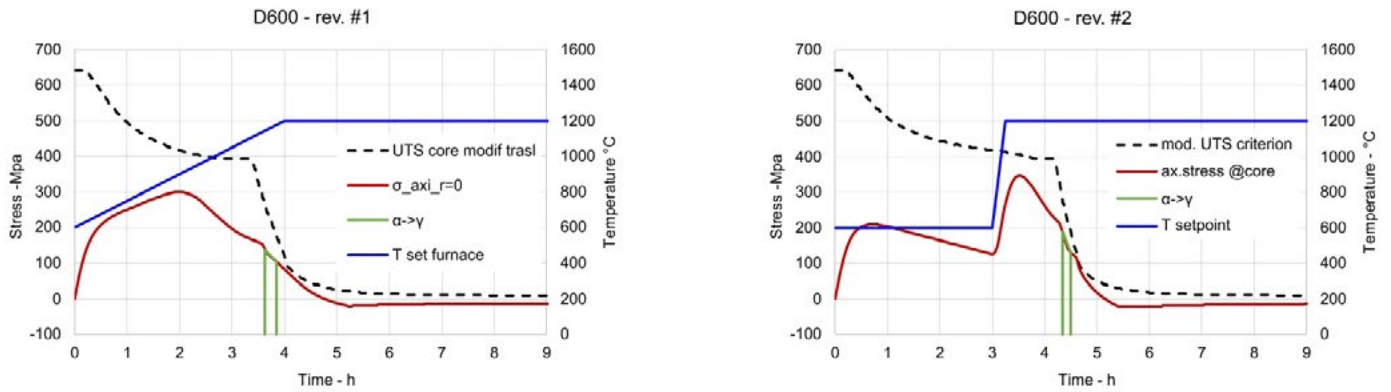


Fig.6 - Evolution of stress for the modified heating procedures for the D=600mm stock geometry.

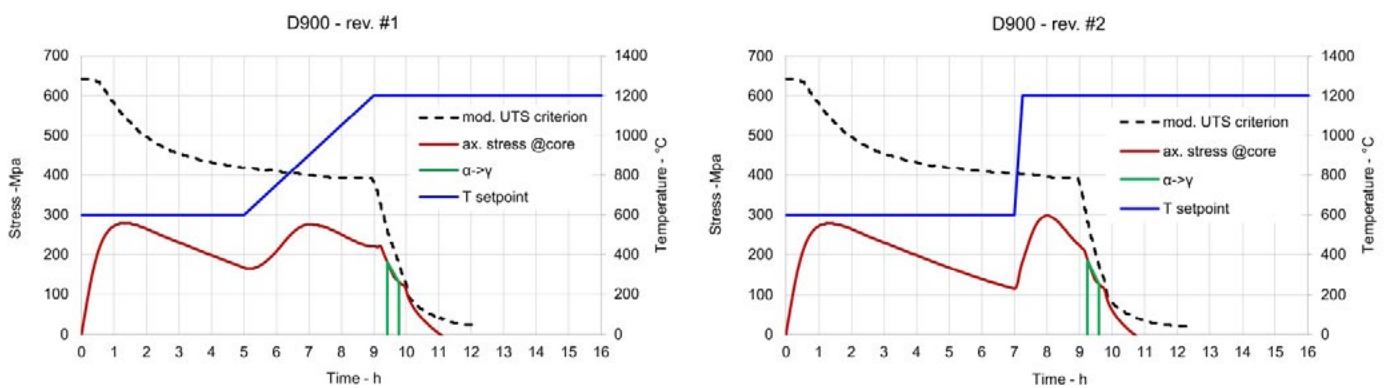


Fig.7 - Evolution of stress for the modified heating procedures for the D=900mm stock geometry.

Tab.1 - Standard vs revised procedures: results summary.

Diameter	Procedure	Planned schedule time	Actual time to target temp.	Time diff. respect ref case	Skin/core temp. diff	Equaliz. time	Energy input in the furnace	Energy diff. from ref case
mm	ID	hrs	hrs	hrs	°C	hrs	MJ	-
D=600	reference	12.0	9.6	-	24.3	2.6	30356	-
	rev.#1	9.0	6.9	-2.7	24.3	2.9	28976	-5%
	rev.#2	8.3	7.5	-2.1	23.9	4.2	28396	-6%
D=900	reference	18.5	16.5	-	40.1	5.5	43933	-
	rev.#1	16.5	14.6	-1.9	40.3	5.6	43259	-2%
	rev.#2	14.8	14.4	-2.1	40.0	7.1	42684	-3%

CONCLUSIONS

A finite element model is developed and validated for the simulation of thermo-structural phenomena occurring during input stocks reheating. It is able to accurately map the temperature and stress evolution across the input stock during the whole process. By comparing the local stress values against a failure criterion based on maximum normal stress limit, it is possible to predict whether a heating process may promote crack formation

and compare various options. In the frame of the present activity, the model was applied to simulate heating procedures on two 42CrMo4 input stocks of different diameter: D600 and D900. For those cases, the failure criterion is tuned basing on the operator experience on its consolidated heating procedures. For each ingot, standard procedures are simulated and compared against two revised processes, aimed at exploring any potential productivity increase and energy saving. The revisions

focus respectively on the influence of reducing the initial temperature plateau at 600°C, and on the adoption of a stepwise approach to 1200°C in lieu of the traditional ramp up. In both cases, no increase in the susceptibility to crack formation is predicted, as the stresses at the core do not exceed the failure criterion in any circumstances.

On the other hand, a beneficial shortening of the entire process is estimated in 2.1-2.7hrs for the D600 and in 1.9-2.1hrs. for the D900. Energy saving is expected if revised procedures are applied and quantified in about 5-6% for D600 and 2-3% for D900.

REFERENCES

- [1] "Symposium on effect of temperature on the properties of metals held at a joint meeting of the American Society of Mechanical Engineers and the American Society for Testing Materials", Chicago Ill June 23 1931, the American Society of Mechanical Engineers, 1932, p. 695.
- [2] R. S. Minisandram, L. A. Jackman, C. B. Adaszczik, R. Shivpuri "Thermal cracking of large-diameter 706 ingots", *Superalloys 718,625,706 and Various Derivatives* Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 1997;
- [3] B.G. Thomas, "Investigation of panel crack formation in steel ingots using mathematical and physical, The University Of British Columbia", PHD Thesis, 1985.
- [4] M. K. Alam, Goetz, R. L., and Semiatin, S. L., "Modeling of thermal stresses and thermal cracking during heating of large ingots", *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol. 118/235, May 1996.
- [5] S. Carniglia, G. Barna, "Handbook of industrial refractories technology", 1992 Noyes Publications.
- [6] Hottel, H.C., in McAdams, W.H., "Heat Transmission", McGraw-Hill, 3rd edition, Chapter 4, 1954.
- [7] Bureau of Energy Efficiency, Ministry of Power, India. "Energy efficiency in thermal utilities". 2005.
- [8] CEN, 2002, Eurocode 1, "Actions on structures: general actions; actions on structures exposed to fire", European Committee for Standardization, Brussels, Belgium.
- [9] Ferino J., Meleddu A., Longin M., Camicia G., "Thermo-structural numerical modeling of pre-forging heating of steel input stocks: productivity improvement vs. internal cracking susceptibility", 4th International Ingot Casting Rolling Forging (ICRF) Conference 21-23 June 2022, Pittsburgh, Pa., USA DOI 10.33313/530/014
- [10] Alam, M. K., Goetz, R. L., and Semiatin, S. L., " Modeling of Thermal Stresses and Thermal Cracking during Heating of Large Ingots, " *J. Manuf. Sci. Eng.*, Vol. 118, No. 2, 1996, pp. 235 – 243
- [11] Romano-Acosta, L. F., Álvarez-Elcoro, I., Zapata-Hernandez, O., and Leduc-Lezama, L., "Optimization of Heating Cycles Prior Forging for Large Steel Ingots Based on a Simulation Model, " *Materials Performance and Characterization* , Vol. 7, No. 1, 2018, pp. 33 – 48

[TORNA ALL'INDICE >](#)

Effects of thermo-mechanical treatments on mechanical properties of seamless rolled rings in 5083 aluminium alloy for wind turbine application

V. Mahesh, D. Busato, K. Saravanan, R. Meenakshi Sundaram

This paper presents the studies on various thermo-mechanical treatments (TMT's) carried out on seamless rolled rings in 5083 Aluminium alloy for wind mill applications and its effects on tensile properties of the material. The thermo-mechanical treatments includes hot forging & hot rolling, intermediate soft annealing to restore the ductility & formability and final cold straining. Cold straining/ work hardening is accomplished by rolling the rings at room temperature (cold rolling). Extensive trials were carried out with different combinations of the above thermo-mechanical processes, as well as with different percentages of cold rolling/ strain hardening operation. The tensile properties achieved in each of these experiments were evaluated against the required specifications. The optimum degree of cold straining to meet both strength and elongation requirements in H116 temper condition had been established from these trials. Grain size determination according to ASTM E112 and exfoliation corrosion tests (ASSET test) according to ASTM G66 had been evaluated on the rings with the optimum mechanical properties and compared against the stipulated requirements by Customer. The soundness of the rings had also been evaluated by non destructive surface and volumetric examinations, viz. liquid penetrant test as per ASTM E165 and ultrasonic flaw detection as per ASTM B594 respectively and ensured absence of significant indications in the rings.

KEYWORDS: SEAMLESS RING ROLLING, 5083 ALUMINIUM ALLOY, THERMO-MECHANICAL TREATMENTS, TENSILE TEST, EXFOLIATION TEST, NONDESTRUCTIVE EXAMINATIONS

INTRODUCTION

Aluminium alloy 5083 consisting of 4.5% Magnesium, 0.5% Manganese and 0.1% Chromium is a non heat treatable alloy, in-contrast to Aluminium alloys like 2xxx type of Al-Cu alloys (or) 7xxx type of Al-Zn alloys, which are subjected to solution treatment and precipitation hardening heat treatments for higher mechanical and physical properties.

5083 wrought alloy is used either in annealed condition ("O" temper) for higher ductility & corrosion resistance requirements (or) in strain hardened condition ("H" tempers) for superior mechanical strength. The strain hardened wrought alloys are manufactured in different temper conditions, with varying degrees or percentages of strain hardening viz. H111, H112 & H116. Due to low density, superior corrosion resistance, excellent weldability and higher strengths, this alloy is widely used in marine applications and industrial chemical

V. Mahesh , Davide Busato,
K.Saravanan, R.Meenakshi Sundaram
BAYFORGE Pvt Ltd, India

environments. They are used in bearings and in the end section of blades of wind turbines, where high quality and mechanical stability is required.

This paper presents the studies on various thermo-mechanical treatments (TMT's) carried out on seamless rolled rings for wind mill applications and its effects on tensile properties of the material. The thermo-mechanical treatments includes hot forging & hot rolling, intermediate soft annealing to restore the ductility & formability and final cold straining. Cold straining/ work hardening is accomplished by rolling the rings at room temperature (cold rolling).

Extensive trials were carried out with different combinations of the above thermo-mechanical processes, as well as with different percentages of cold rolling/ strain hardening operation. The tensile properties

achieved in each of these experiments were evaluated against the required specifications. The optimum degree of cold straining to meet both strength and elongation requirements in H116 temper condition had been established from these trials. Grain size determination, exfoliation corrosion tests (ASSET test) and non-destructive examinations (Ultrasonic flaw detection and Liquid Penetrant test) had been carried out on the rings with the optimum mechanical properties and evaluated against Customer specifications.

RAW MATERIAL BILLETS

Direct chill cast, homogenised and scalped billets of diameter 360mm were used as raw material for this product. The chemical composition of 5083 Aluminium alloy billet was maintained as reported in the below table, which conforms to ASTM B247 material specification.

Tab.1 - Chemical Composition of DC Billets.

Chemical Composition of DC Billet										
Spec	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ca	Na
Min.	-	-	-	0.50	4.10	0.08	-	-	-	-
Max.	0.15	0.20	0.05	0.70	4.50	0.12	0.05	0.05	0.0010	0.0005
Heat No: 17										
Laundry Anal	0.097	0.138	0.019	0.575	4.22	0.106	0.009	0.039	0.0003	<0.0005
Product-Top	0.089	0.134	0.017	0.564	4.13	0.104	0.008	0.038	0.0001	<0.0005
Product-Bot	0.096	0.134	0.022	0.561	4.11	0.107	0.012	0.036	0.0002	<0.0005
Heat No: 18										
Laundry Anal	0.088	0.157	0.016	0.597	4.26	0.109	0.007	0.040	0.0003	<0.0005
Product-Top	0.079	0.150	0.014	0.580	4.15	0.110	0.006	0.037	0.0003	<0.0005
Product-Bot	0.088	0.141	0.016	0.570	4.13	0.105	0.009	0.036	0.0005	<0.0005

Note: Other impurities: Each <0.05% and Total <0.15%.

H2 content: Start-0.049, End-0.052 ml /100 gms of liquid Aluminium (Spec: Max.0.15 ml/ 100 gms of Al.)

The raw material billet processing includes primary melting in gas fired melting & holding furnace, followed by proprietary liquid Aluminium refining technique, degassed and inclusions filtered using special ceramic filters (40 ppi), casting by patented direct chill cast technology and homogenized by gas fired travelling furnace. Chemical analysis was performed in the laundry, at different stages of casting and finally on the product from top & bottom of billets.

The cast billets were subjected to homogenization

treatment and scalped by rough turning on OD to remove surface imperfections, chilled zone and to facilitate ultrasonic testing. All the billets were subjected to macrostructure & microstructure examination (grain size between 80-140 microns from surface to center), 100% ultrasonic examination for flaw detection according to AMS 2630, Quality Class A (Pointed – 2.0mm FBH & Grouped/Multiple/Linear indications – 1.2mm FBH)

OPEN DIE FORGING AND SEAMLESS RING ROLLING

In order to develop and establish the production cycle for

the rings meeting all product quality requirements, it was decided to perform trials internally before proceeding with the production of Customer order. Six trials were carried out with different combinations of thermo-

mechanical treatments, which includes hot forging & rolling, intermediate annealing and final cold rolling, as tabulated below.

Tab.2 - List of trials with different combinations of thermo-mechanical treatments

Trials	Hot Rolled Size (Note a)			Intermediate Annealing (Note a)	Cold Rolled Size			% Cold Straining	Test condition	
	OD	ID	HT		OD	ID	HT		Test 1	Test 2
Trial 1	875	695	520	<input checked="" type="checkbox"/>	995	845	480	18.4%	HR+AN	HR+AN+CR
Trial 2	924	760	520	<input checked="" type="checkbox"/>				10.4%	HR+AN	HR+AN+CR
Trial 3	800	605	520	<input type="checkbox"/>				23%	HR	Note b)
Trial 4	800	605	480	<input checked="" type="checkbox"/>				23%	-	HR+AN+CR
Trial 5	924	760	520	<input type="checkbox"/>				9.3%	HR	HR+CR
Trial 6	924	760	480	<input checked="" type="checkbox"/>				9.3%	-	HR+AN+CR

Legends: HR-Hot rolled, AN-Annealed, CR-Cold rolled.

Note:

a) Test ring of 25mm thick was cut from the height of hot rolled (HR) / hot rolled (HR)+annealed (AN) rings, prior to cold rolling, to perform tensile tests in test condition no.1

b) Test condition planned in cold rolled condition was not done in trial 3, due to heavy surface peel off and damage of the ring during cold rolling without intermediate annealing operation (i.e. due to severe work hardening/cold straining; Refer Fig.2)

Hot forging process includes heating of billets to 460-510o C in electrical furnace and pancaking by open die forging technology using 3500 Tons hydraulic press. The pancakes are subsequently hot rolled at 460-510o C in 630T/315T radial-axial seamless ring rolling mill. Soaking time 30-45 Mins/Inch of effective thickness was maintained for first heat and for 15-30 Mins/inch for subsequent heats. Finish temperature was maintained ~ 310-350o C in both hot forging and hot rolling processes.

Intermediate annealing involves loading the hot rolled rings into the furnace set at 330-350 o C and soak for 2-4 minutes/mm of effective thickness, followed by furnace cooling to room temperature. Cold rolling involves rolling of rings in the seamless rolling mill at room temperature (No heating of rings to high temperatures).

Upsetting operations were performed with concave dies, except final upsetting with round disc, before punching/piercing operation. Drawing operations were performed with V dies for better working in the center of the billets. Reduction ratio for all upsetting (height ratio) and for all drawing (diameter ratio) operations were maintained above 2:1. Saddling and hot rolling were maintained between 1.4-1.5%. The total reduction ratio of more than 100: 1 was maintained in all the trials.



Fig.1 - Cold rolling of ring in rolling mill.



Fig.2 - Cold rolled ring (trial 3) showing heavy surface peel off and ring damage!

MECHANICAL TESTS

Integral test prolongation on height of the ring (70mm

thick) was provided on every heat, heat treatment batch and size basis for testing as shown below.

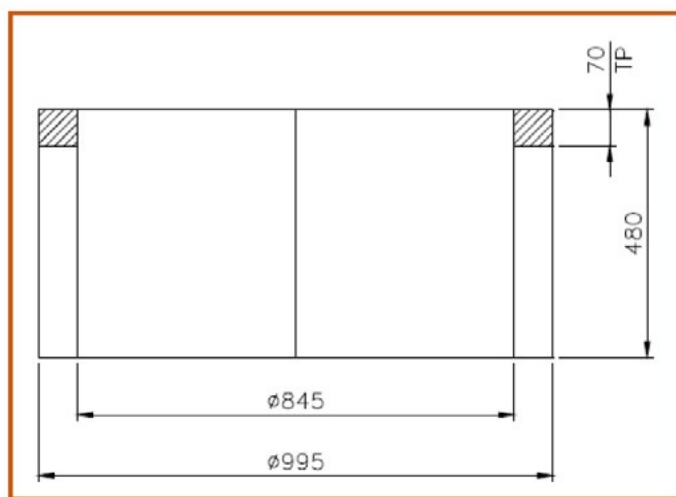


Fig.3 - Integral Test Prolongation on the ring.

TENSILE TEST AT ROOM TEMPERATURE

The tensile tests were carried out at room temperature, according to ASTM B557 standard, which includes 0.2% offset yield strength (YS), ultimate tensile strength (UTS) and % elongation test values. These specimens were ta-

ken in longitudinal (tangential) & transverse (axial/ radial) directions from test prolongation of the rings. The summary of tensile test results for different combinations of TMT's are tabulated below.

Tab.3 - Summary of RT tensile test results for different TMT combinations.

Trials	TMT combination	Test Condition	Degree ↓ Spec →	Tangential			Axial			Radial		
				UTS (MPa)	0.2% YS (MPa)	EL (%)	UTS (MPa)	0.2% YS (MPa)	EL (%)	UTS (MPa)	0.2% YS (MPa)	EL (%)
				≥ 290	≥ 200	≥ 10	≥ 290	≥ 180	≥ 10	NS	NS	NS
Trial 1	HR + AN + CR (18.4%)	HR+AN	0°	287	123	30.0	-	-	-	280	122	29.2
			120°	285	119	30.9	-	-	-	264	118	28.0
			240°	286	119	29.7	-	-	-	258	118	27.4
		HR+AN+CR	0°	317	235	13.1	306	215	13.6	290	200	16.0
			120°	322	245	13.8	298	218	14.8	303	210	14.7
			240°	319	235	15.2	299	207	15.2	307	214	15.1
Trial 2	HR + AN + CR (10.4%)	HR+AN	0°	286	126	30.0	-	-	-	260	125	24.2
			120°	274	118	28.7	-	-	-	264	120	25.6
			240°	280	122	29.9	-	-	-	262	124	25.6
		HR+AN+CR	0°	330	245	17.1	310	212	15.8	310	235	16.4
			120°	315	220	18.0	301	206	16.5	281	200	17.2
			240°	333	254	16.0	299	206	15.5	286	207	18.0
Trial 3	HR + CR (23%)	HR	0°	293	142	23.2	-	-	-	275	127	25.8
			120°	284	130	24.6	-	-	-	286	138	24.8
			240°	280	131	25.2	-	-	-	277	128	24.7
Trial 4	HR + AN + CR (23%)	HR+AN+CR	0°	341	284	13.6	329	263	8.6	325	261	6.5
			120°	332	275	13.2	334	268	9.2	329	252	9.6
			240°	346	290	10.4	319	257	8.8	326	258	8.8
Trial 5	HR + CR (9.3%)	HR	0°	289	132	24.3	-	-	-	282	131	23.1
			120°	287	135	24.0	-	-	-	275	127	24.9
			240°	286	136	25.6	-	-	-	279	134	24.4
		HR+CR	0°	308	209	15.8	298	207	16.8	289	196	13.7
			120°	317	227	14.8	294	199	15.1	291	200	13.4
			240°	310	216	16.0	302	210	16.4	292	193	15.2
Trial 6	HR + AN + CR (9.3%)	HR+AN+CR	0°	322	251	13.6	311	232	13.3	285	204	13.0
			120°	321	234	14.2	320	247	12.6	294	215	15.0
			240°	320	240	13.8	301	222	13.8	295	215	13.6

Both UTS and YS test values are lower and below the minimum specification limits in hot rolled (HR) and hot rolled+annealed conditions (HR+AN) (which are highlighted in red color cells). However, % elongation values are much higher than other TMT's, thereby improves ductility and facilitates subsequent cold rolling process for strain/ work hardening.

Higher extent of cold working/ straining after annealing (Trial 4; 23% Strain) has given higher strengths (UTS & YS) compared to the rings produced with lower extent of cold rolling (Trials 1, 2 & 6). However, the elongation values were lower than the other trials and below the minimum specification limit for H116 temper condition.

Hence, it is concluded that cold rolled rings with intermediate annealing (HR+AN+CR) and cold straining between 10-15% (trial 2/ trial 6) would produce the

optimum test results meeting both strength (UTS & YS) and elongation requirements in H116 temper condition, as required by our Customer specifications. Subsequent to the trials, our Customer order was executed with production of rings to the above cycle and all the inspection and test results were fully in compliance to the intended specifications.

METALLOGRAPHY

GRAIN SIZE DETERMINATION

Grain size determination according to ASTM E112 by optical light microscopy had been carried out on the production rings with the optimum tensile properties. Grain size ASTM No.5 and ASTM No.4 observed in tangential and axial directions respectively (Acceptance criteria; ASTM No. 4 or finer)

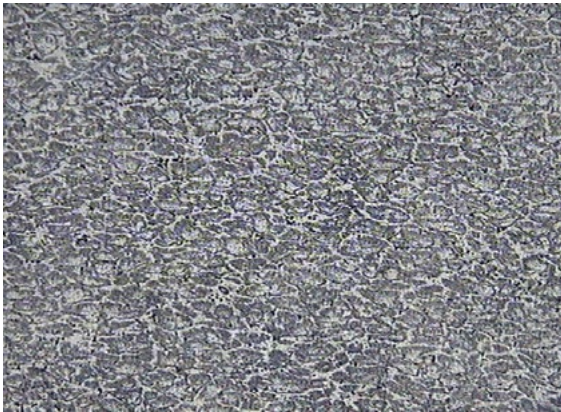


Fig.4 - Grain size ASTM No.5 in Tangential Specimens.



Fig.5 - Grain size ASTM No.4 in Axial Specimens.

CORROSION TESTS

EXFOLIATION TEST

Visual Assessment of Exfoliation Corrosion Susceptibility of Aluminium Alloys (ASSET test) according to ASTM G66 had been carried out on the production rings with the optimum mechanical properties. The test specimen of size (mm): 40 W x 9 T x 100 L with test solution quantity 1000ml with volume to surface area of 65 ml/in² was used. Prior to immersion in test solution, the specimens were degreased with acetone and then etched in 5% NaOH at 80°C for 1 minute followed by rinsing in water. Desmut for 30 seconds in conc.HNO₃ at room temperature followed by rinse with distilled water & air dry. Finally, the specimens were immersed in a solution containing ammonium chloride (NH₄Cl - 53.5 gms), ammonium nitrate (NH₄NO₃

-20 gms), ammonium tartrate ((NH₄)₂C₄H₂O) – 1.8 gms) and hydrogen peroxide (H₂O₂ – 10ml of 30% stock solution) with pH value of 5.2-5.4, for 24 hours at 65°C. The susceptibility to exfoliation is determined by visual examination using performance ratings established by reference to standard photographs.

Pitting Rating; Classification – N (no appreciable attack) both in specimen side A and B was observed as against acceptance criteria; Classification – N (no appreciable attack) or PA (pitting A degree). Pitting of degrees PB, PC and Exfoliation of degrees EA, EB, EC and ED are not acceptable (Refer below Figures)



Fig.6 - ASSET Tested Exfoliation Resistant Specimens (N—No appreciable attack; A, B, C—Three Degrees of Pitting and Pit-Blistering)

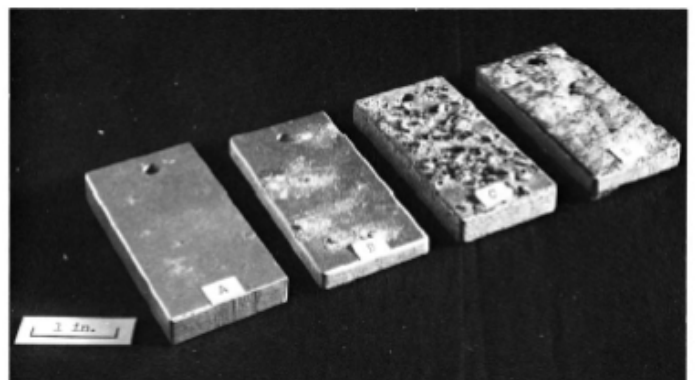


Fig.7 - ASSET Tested Exfoliation Susceptible Specimens (A, B, C, D—Four Degrees of Exfoliation)

NON-DESTRUCTIVE EXAMINATIONS

Post heat treatment, the rings were rough machined to OD 970 x ID 870 x HT 380mm and evaluated for absence of defects, by non-destructive surface and volumetric examinations viz. liquid penetrant test and ultrasonic flaw detection respectively, according to Customer specification requirements.

ULTRASONIC FLAW DETECTION (UT)

UT was performed on all the rings, according to ASTM B594 standard specification. Pulse-echo direct contact method was carried out using B4S (24mm dia, 4MHz) normal beam and MSEB4 (10mm dia, 4MHz) dual crystal probes with scanning in two mutually perpendicular directions (i.e. radial and axial scanning on rings).

DGS method using 1.5mm ERS reference curve was used. Level-2 qualified and certified personnel to SNT-TC-1A standard had been deployed on this examination. No recordable indications above DGS curve detected in any of the forgings (Acceptance criteria; Max.5 indications with size between 1.5mm to 2.5mm ERS allowed with minimum distance between 2 indications > 20mm. No indications beyond 2.5mm ERS is acceptable). Hence the above NDE examination on all rings complies to the stipulated Customer specification.

LIQUID PENETRANT TEST (PT)

PT was also performed on all the forgings, according to

ASTM E165 standard specification with acceptance criteria of no linear indications permissible beyond 1.5mm. Solvent removable penetrant and Non-flourescent technique was used. Level-2 qualified and certified personnel to NAS-410 standard had been deployed on this examination. No significant PT indications detected in the forgings and hence the above examination also comply to the stipulated specification by Customer.

CONCLUSION

Cold rolling/ cold straining without intermediate annealing operation, after initial hot rolling, has shown heavy peel off/ surface tearing of Aluminium layers during cold rolling process and eventually resulted in surface cracks/ defects. Hence, intermediate annealing operation between hot rolling & cold rolling is required to improve the formability during cold rolling, thereby guarantees the sound quality of the cold rolled rings.

From the above trials conducted, it is concluded that cold rolling rings with intermediate annealing and cold straining between 10-15% would produce the optimum test results meeting both strength (UTS & YS) and elongation requirements from our Customer in H116 temper condition. All the qualification checks carried out on the production rings including Chemical Analysis, Mechanical Properties, Metallography & Ultrasonic Examination conform to the applicable Customer Specifications and drawing.

REFERENCES

- [1] ASTM B247-Standard Specification for Aluminum alloy Die Forgings, Hand Forgings and Rolled Ring
- [2] ASTM B557- Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products
- [3] ASTM E3-Standard Guide for Metallographic Specimen Preparation
- [4] ASTM E112- Standard Test Methods for Determining Average Grain Size
- [5] ASTM G66- Standard Test Method for Visual Assessment of Exfoliation Corrosion Susceptibility of 5XXX Series Aluminum Alloys (ASSET Test)
- [6] ASTM B594-Practice for Ultrasonic Inspection of Aluminum Alloy Wrought Products for Aerospace Applications
- [7] ASTM E165- Standard Practice for Liquid Penetrant Examination
- [8] ASTM E1251- Test Method for Optical Emission Spectrometric Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by the Argon Atmosphere, Point-to-Plane, Unipolar Self-Initiating Capacitor Discharge
- [9] AS1990- Aluminium Alloy Tempers

[TORNA ALL'INDICE >](#)

Forgiatura e laminazione italiana - dal 2017 ad oggi

J. Guzzoni - President & Group CEO

A fine maggio si è tenuto il 22mo International Forgemasters Meeting (IFM), organizzato dall'Associazione Italiana di Metallurgia e da Federacciai, evento di rilevanza mondiale per imprenditori ed esperti nel settore della forgiatura e della laminazione a stampo aperto.

Con 637 partecipanti provenienti da 21 nazioni da tutto il mondo, l'IFM 2024 è stata l'occasione per discutere le questioni più importanti e attuali che interessano il settore, con la partecipazione di esperti di fama internazionale. I partecipanti hanno avuto l'opportunità di confrontarsi su temi chiave, scambiare idee innovative e trovare soluzioni alle sfide attuali del settore.

L'ultima edizione IFM avrebbe dovuto svolgersi nel 2020 in Cina, ma è stata annullata a causa della pandemia; di conseguenza, l'ultimo incontro si è tenuto nel 2017 a Graz, in Austria.

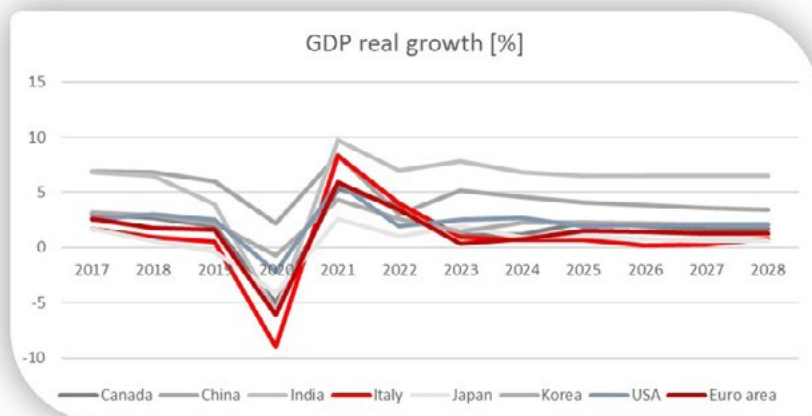
In questo articolo, esamineremo le tendenze economiche del nostro paese negli ultimi 7 anni, concentrandoci sui momenti più critici di queste crisi e analizzando dati specifici del settore della Forgia per capire meglio quali opportunità e difficoltà potremmo incontrare in futuro.

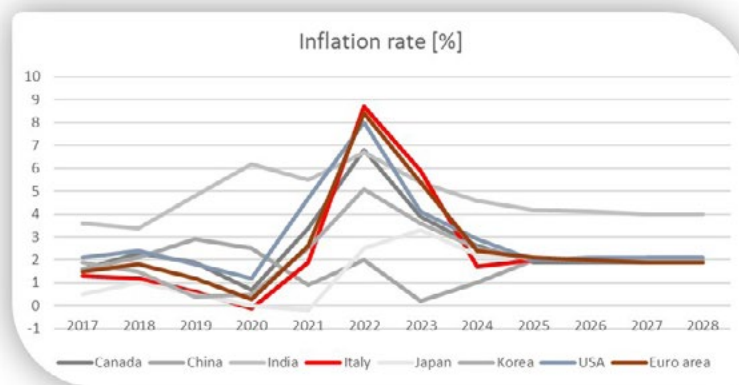
Al penultimo IFM del 2017, era impensabile immaginare le sfide che avremmo affrontato solo tre anni più tardi. La pandemia di COVID-19 ha avuto un impatto devastante

sulla vita quotidiana e sulle attività economiche, colpendo duramente le economie europee, e quella italiana in particolare. Nel 2021, sembrava che la situazione stesse migliorando significativamente, quasi come se la pandemia fosse diventata un ricordo del passato. Tuttavia, la situazione è peggiorata ulteriormente nel 2022 con l'invasione dell'Ucraina da parte della Russia, che ha precipitato l'Europa in una crisi ancora più grave, esacerbata dalle tensioni economiche e sociali iniziate nel 2020.

Durante il biennio 2022-2023, la crisi energetica in Europa ha scatenato un forte aumento dell'inflazione, che ha avuto ripercussioni a livello globale, colpendo soprattutto i paesi dipendenti dall'energia russa e dai rapporti commerciali con l'Europa.

In Occidente, sia il 2022 che il 2023 sono stati fortemente influenzati da questa crisi energetica, prima attraverso l'aumento dell'inflazione e successivamente attraverso il suo impatto sulla crescita reale del PIL (0,6% in Europa e 1,6% negli Stati Uniti). Secondo il Fondo Monetario Internazionale, l'Europa ora si trova di fronte all'arduo compito di ripristinare la stabilità dei prezzi pur perseguendo una crescita forte e sostenibile a lungo termine.





Come accennato in precedenza, sia la pandemia di COVID-19 che la crisi energetica hanno avuto un impatto diretto sull'Italia. Il COVID-19 ha fatto il suo ingresso ufficiale nella vita italiana nel febbraio 2020 e si è concluso nell'estate del 2021. Come mostrato nei grafici, il PIL italiano è diminuito del 9% nel 2020, segnando il peggiore risultato in Europa per quell'anno. Tuttavia, entro il 2021, l'economia italiana ha registrato una notevole ripresa, con un aumento del 7%, superando anche la media europea.

Nonostante questi ostacoli, l'Italia ha dimostrato una notevole resilienza. Il nostro settore, in particolare, ha dimostrato la sua forza producendo 937.338 tonnellate nel 2022, con un calo di produzione di solo il 10%.

Tra le varie sfide di questo periodo, alla fine del 2019, la Commissione Europea ha presentato per la prima volta il "Piano di investimento per il Green Deal europeo", un piano da 600 miliardi di euro con diverse nuove regolamentazioni.

Tra queste, l'ultima, nell'estate del 2023, è stata una nuova "tariffa ambientale" definita come un vero e proprio terremoto per il commercio.

Il suo nome è CBAM - Carbon Border Adjustment Mechanism, incluso nel pacchetto di regolamenti "FIT for 55%". Ma cosa è esattamente?

È un'imposta a garanzia che gli sforzi di riduzione delle emissioni di gas serra all'interno dell'UE non siano vanificati da un aumento delle emissioni al di fuori dei suoi confini per le merci prodotte nei Paesi extra UE e importate nell'Unione europea.

L'obiettivo finale è quello di proteggere l'industria europea in fase di decarbonizzazione da competitor esterni che non sono soggetti agli obiettivi climatici rigidi dell'Unione.

Questo dazio ambientale solleva però polemiche internazionali e rischia di compromettere gli equilibri che regolano gli attuali scambi commerciali oltre confine.

I primi test del CBAM sono stati lanciati nel 2023 ma si applicheranno definitivamente nel 2026. Vedremo nel prossimo futuro come questa nuova sfida impatterà sul business.

Tornando a noi: il settore della forgia, in Italia, conta circa 40 membri, e impiega 5.500 addetti diretti, con una produzione di oltre 1 milione di tonnellate e un fatturato che supera i 3 miliardi di euro.

Tenendo conto degli indicatori del nostro Paese, evidenziati in precedenza in questi ultimi sette anni, i risultati del comparto (forgiatura e laminazione) hanno di fatto seguito la stessa tendenza. Tendenza che malgrado le crisi ha mostrato un notevole resilienza, ma non sufficiente a recuperare i risultati precrisi.

Tra il 2017 e il 2023, gli investimenti aggregati nel settore della forgia hanno raggiunto i 524 milioni di euro, dimostrando un impegno notevole verso la crescita, l'innovazione e la sostenibilità. Questi investimenti, che rappresentano circa il 5,0% del fatturato totale, sono stati principalmente direzionati verso l'espansione delle capacità e la sostituzione delle strutture esistenti, con una particolare attenzione per le presse, i manipolatori, i laminatoi ad anelli e l'acciaio verde.

Altra sfida significativa che l'Italia e il suo settore industriale deve affrontare è quella legata alla forza lavoro. Le difficoltà nel reclutare giovani talenti con competenze tecniche e il crescente divario intergenerazionale stanno diventando sempre più un problema tangibile. Secondo l'Eurostat, infatti, l'invecchiamento della popolazione e l'emigrazione dei giovani talenti stanno riducendo la popolazione attiva del Paese, con previsioni di una riduzione di circa 630.000 persone entro i prossimi anni.

Guardando al futuro, il settore della forgia si prepara a navigare attraverso un paesaggio in rapida evoluzione, dove il cambiamento climatico, la spinta verso regolamentazioni net-zero, le tensioni geopolitiche, l'espansione economica nei mercati emergenti e l'evoluzione continua della tecnologia con un crescente impatto digitale presenteranno sia opportunità che minacce. La transizione verso l'energia verde e l'importanza crescente dell'idrogeno come alternativa al gas naturale e al petrolio segnano cambiamenti significativi nella storia economica recente,

richiedendo un adattamento strategico continuo per rimanere competitivi e sostenibili.

In conclusione, mentre affrontiamo questi cambiamenti, è fondamentale abbracciare e allinearsi con queste trasformazioni significative, non solo per contribuire alla conservazione ambientale ma anche per navigare con successo le sfide del mercato. Con l'energia rinnovabile destinata a diventare la principale fonte energetica entro il 2050, l'impegno collettivo nel progresso verde sarà decisivo per il nostro futuro prospero e resiliente.

Questo percorso però deve essere sostenuto da delle politiche in tema ambientale condivise e approvate, in pratiche commerciali, a livello globale. Altrimenti ci troveremo sempre più in uno scenario dove l'Europa "detta" una velocità e il resto del mondo va ad un'altra, creando delle disuguaglianze in termini commerciali per le aziende europee.

[TORNA ALL'INDICE >](#)

Acciaio e metalli: dinamiche, cicli e tendenze di mercato

Rubrica trimestrale a cura di Achille Fornasini

Ha insegnato all'Università Bocconi di Milano, all'Università di Venezia e all'Università di Brescia, dove è responsabile del Laboratorio per lo studio delle Dinamiche dei Sistemi e dei Mercati finanziari. Coordina l'osservatorio congiunturale di Confindustria Brescia e di ANIMA Confindustria. Partner di Sidewerb, da vent'anni cura rubriche dedicate ai mercati siderurgici e metallurgici. È autore di libri e centinaia di saggi, editoriali e articoli su temi economico-finanziari.



Superata la boa di metà anno, i mercati continuano a soffrire il rallentamento della crescita mondiale. I dati sull'inflazione sono inoltre deludenti: la banca centrale americana per ora mantiene i tassi d'interesse nel range massimo 5,25-5,50%, mentre la Bce sembra intenzionata a proseguire nei tagli dopo il primo modesto ritocco al ribasso d'inizio giugno. Saggi che si mantengono tuttavia elevati sia per le operazioni di finanziamento a tasso fisso, sia per quelle a tasso variabile, deprimendo la propensione agli investimenti delle imprese, tra i quali anche la costituzione di scorte di materie prime e di semilavorati.

Le diverse direzioni di politica monetaria intraprese dalla Federal Reserve e dalla Banca Centrale Europea originano l'ampliamento del differenziale tra i rendimenti dei bond americani ed europei, orientando la domanda di investimento finanziario verso titoli denominati in dollari con il conseguente rafforzamento della divisa statunitense nei riguardi delle altre principali valute, euro compreso. Qualora il differenziale tra i tassi si estendesse ulteriormente, ne deriverebbe un nuovo irrobustimento del dollaro con inevitabili aumenti dei prezzi delle materie prime quotate in dollari e relative ricadute inflattive

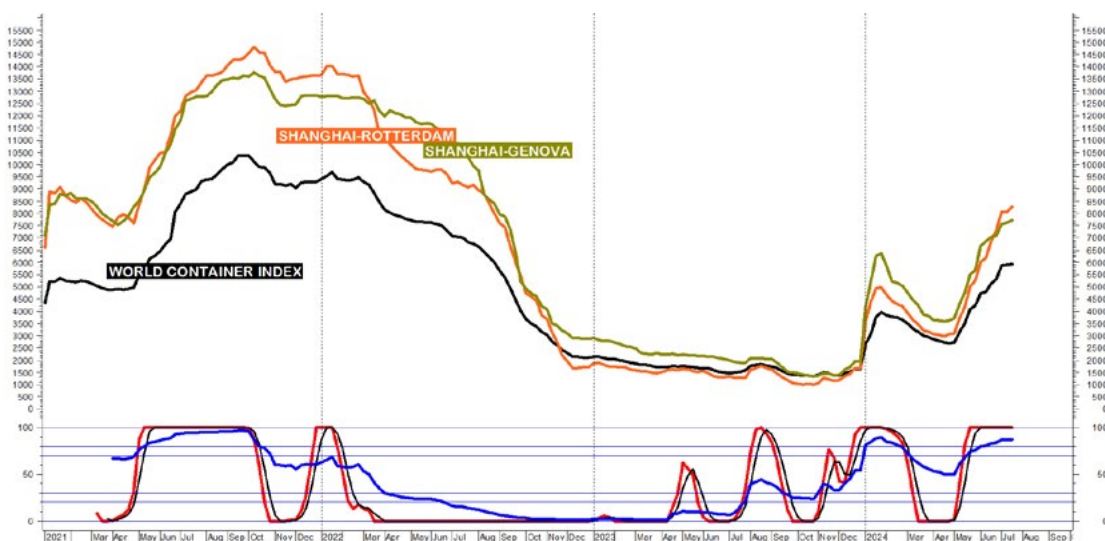


Fig. 1 - Le dinamiche dei noli marittimi.

Nella congiuntura corrente si afferma inoltre una nuova variabile, che sta preoccupando le imprese importatrici

europee e nazionali: l'esplosione dei costi dei noli marittimi, che avevamo introdotto e commentato nel numero

di maggio. Come si può osservare nella figura 1, il World Container Index - parametro che sintetizza i costi di trasporto di container per le principali rotte marittime rilevati dall'agenzia Drewry - esprime due ondate rialziste, la prima delle quali inizia con gli attacchi Houthi nello stretto di Bab-el-Mandeb a fine novembre 2023. Segue l'ampia correzione coincidente con la caduta della domanda motivata dalle festività cinesi svoltesi nel mese di febbraio. Il successivo sviluppo sopravanza rapidamente il top precedente, realizzando nuovi massimi annuali. Stesse dinamiche, ben più esplosive, riguardano le rotte Shanghai-Rotterdam e Shanghai-Genova che, all'epoca in cui scrivo, la terza settimana di luglio, raggiungono rispettivamente quota 8.267 e 7.727 dollari per FEU (Forty-foot Equivalent

Unit) - container di misura standard - corrispondenti ad aumenti del 723,4% e del 475% rispetto ai livelli precisi. Tali incrementi di costo non possono che ripercuotersi sui prezzi alla produzione di comparti industriali nazionali, come quelli chimico e metallurgico, che più degli altri stanno soffrendo il blocco del Mar Rosso. Una situazione destinata purtroppo a perdurare dato che la domanda di stiva continua ad essere superiore all'offerta proprio nel periodo di picco della stagione 2024. È peraltro probabile che nelle prossime settimane si possa assistere ad un'attenuazione della domanda, con conseguente storno dei prezzi dei noli, che si assesteranno tuttavia su livelli ben più elevati di quelli registrati mediamente nel 2023.

LE MATERIE PRIME

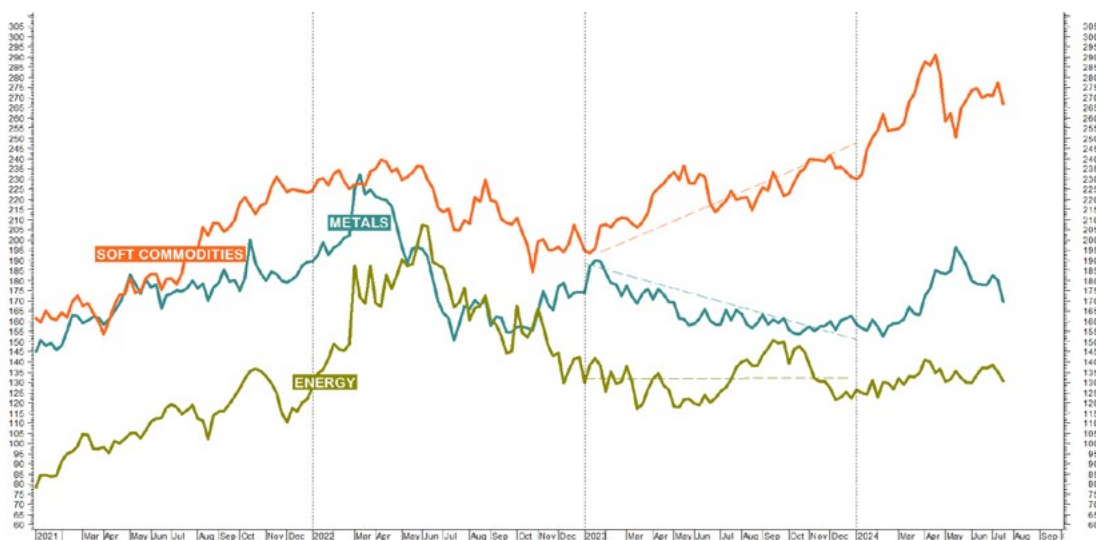


Fig. 2 - L'evoluzione generale delle materie prime.

Riguardo agli andamenti generali delle materie prime, la figura 2 illustra l'evoluzione di tre panieri globali: i metalli e le fonti energetiche, che insieme costituiscono le cosiddette hard commodities, e i beni agro-alimentari intesi anche come soft commodities. Dopo il calo sistematico del 2023, quest'anno l'insieme dei metalli mette a segno un robusto rialzo (+20,8%) spinto dalle quotazioni dei metalli preziosi e non ferrosi, che si esaurisce peraltro in maggio, quando prende corpo la flessione che dura tuttora (-13,3%). Il complesso energetico prosegue invece nella fase stazionaria avviata lo scorso anno a causa della diminuzione della domanda globale di petrolio, malgrado

l'esacerbarsi delle tensioni medio-orientali. Il terzo aggregato tende infine a mantenere l'orientamento rialzista consolidatosi nel 2023, procedendo al rialzo fino ad aprile (+25,8%), epoca dalla quale si sviluppa una fase correttiva (-13,7%) seguita da un rimbalzo (+10,5%) e da un nuovo storno (-3,7%): trattasi di segnali di consolidamento su valori medi superiori a quelli del 2023.

LE PRODUZIONI DI ACCIAIO A CICLO INTEGRALE

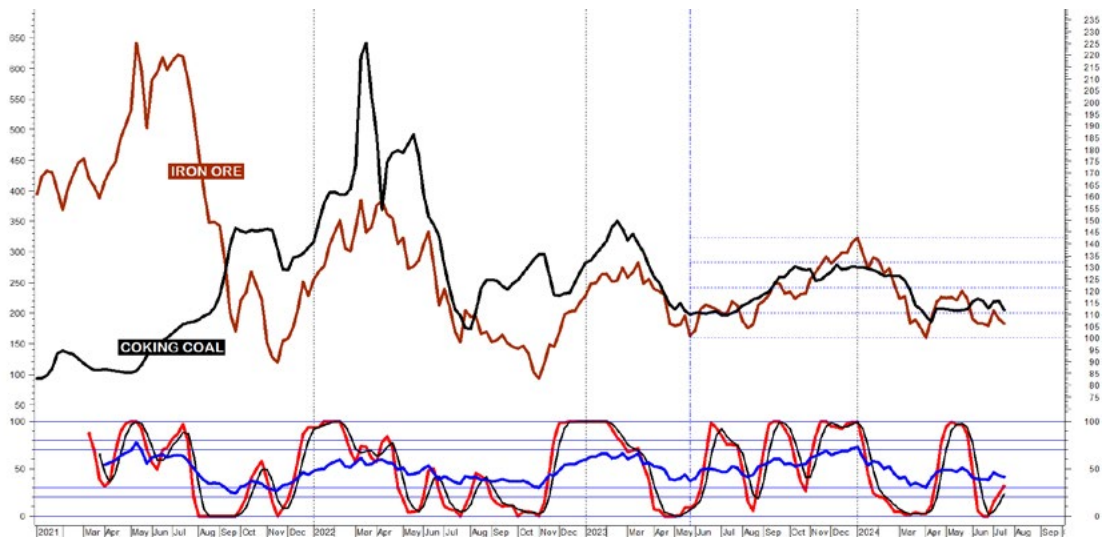


Fig. 3 - Gli elementi basilari del ciclo integrale dell'acciaio.

La figura 3 mostra gli andamenti dei prezzi medi settimanali in US\$/ton. del minerale di ferro (scala di destra) e del carbone metallurgico (scala di sinistra). Dopo la crescita dei prezzi spintasi fino a 143,95 US\$/ton. sull'onda dei ristoccaggi cinesi, da inizio anno si avvia una caduta che si arresta il 4 aprile a quota 98,30: -29,8% dai massimi di gennaio. Successivamente il mercato sembra riprendersi, con una risalita dei prezzi a 120,70 US\$ il 22 maggio (+19,6%), ma una repentina flessione riporta i prezzi intorno ai minimi: 102,65 US\$ a fine giugno. Il successivo rimbalzo non modifica la tendenza di fondo, che ben illustra la continuazione della latitanza della domanda proveniente dal

Dragone, il maggior importatore mondiale di minerale. Il carbone metallurgico segue le dinamiche del minerale: dopo il picco di fine dicembre 2023 (278,60 US\$/ton.) segue un primo trimestre in discesa a quota 186,13 US\$ (-32,5%). Il successivo recupero (+20%) si spegne rapidamente, prefigurando un periodo di assestamento. L'andamento del valore teorico di carica d'altoforno "core", che intercetta cioè le dinamiche ponderate unicamente del minerale e del coke, esprime un deciso calo nel primo trimestre (-29,3%) seguito da un rimbalzo (+13,2%), che prelude ad una fase stazionaria.

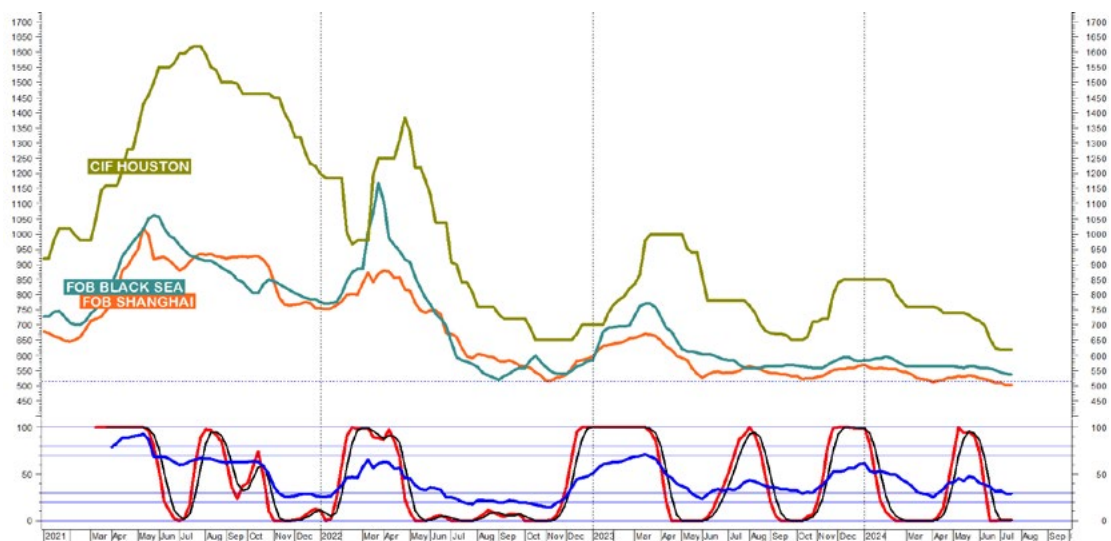


Fig. 4 - I mercati internazionali dei coils.

Nell'ambito delle produzioni a ciclo integrale, si consideri la figura 4, comprendente le curve di prezzo in US\$/ton. dei coils a caldo per le rese FOB Shanghai, FOB Black Sea e CIF Houston. Si osserva innanzitutto il vistoso crollo della volatilità dei mercati con prezzi stazionari da inizio anno come conseguenza di una domanda asfittica. Le performance sono del tutto coerenti: i coils cinesi iniziano il

2024 a 568 US\$/ton. per calare fino a 520 in aprile, risalire a 533 e fissare infine il nuovo minimo pluriennale a 502,4, che si posiziona sui livelli dell'ultimo trimestre 2020. I prezzi FOB Black Sea e CIF Houston si mantengono in discesa da gennaio per chiudere a luglio su nuovi minimi. La posizione assunta dalle curve tecniche poste a piè di grafico prefigura la continuazione dell'attuale fase recessiva.

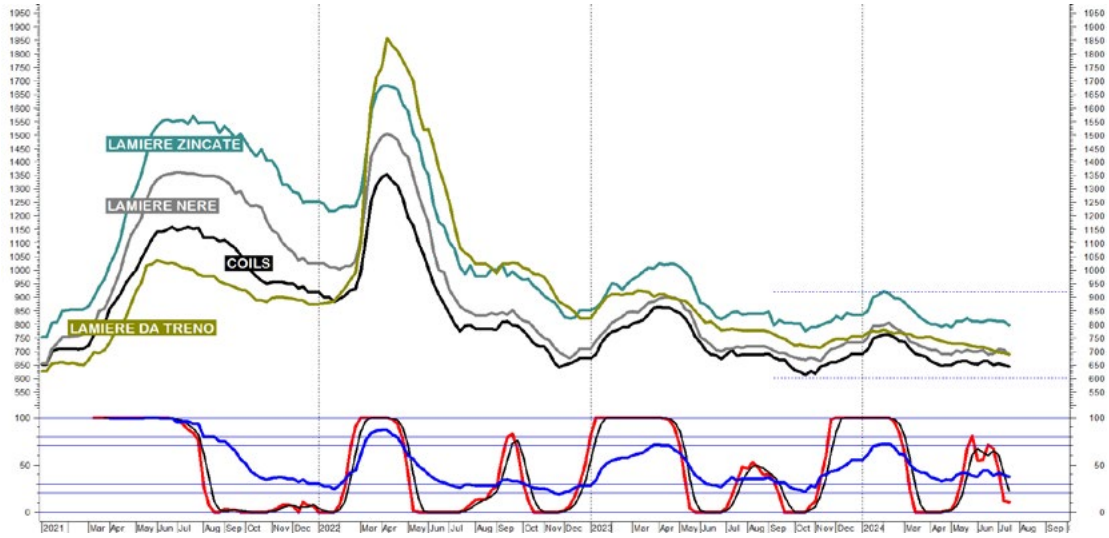


Fig. 5 - Il mercato nazionale dei prodotti piani.

Le evoluzioni dei prezzi dei principali prodotti piani nazionali rilevati settimanalmente da Siderweb in Euro/ton. sono segnalate nella figura 5: confermandosi l'alta concordanza dinamica, da inizio anno si evidenzia dapprima la discesa esauritasi in aprile. Seguono un blando recupero e l'attuale stabilizzazione laterale con performance gennaio-luglio tutte negative: coils -5,3%, lamiere nere -3,4%, lamiere zincate -2,7%, lamiere da treno -7,5%. Esiti che

attestano la scarsa direzionalità dei mercati conseguente alla diffusa contrazione della domanda. Precipita anche la volatilità complessiva dei mercati dei piani, come certifica il Volatility Ratio: parametro che, dai picchi raggiunti nell'aprile 2022, segnala una capitolazione media del 93,6%! Una condizione che appare destinata a proseguire anche nei prossimi mesi fino a quando non miglioreranno le condizioni finanziarie di contesto.

LE PRODUZIONI A FORNO ELETTRICO

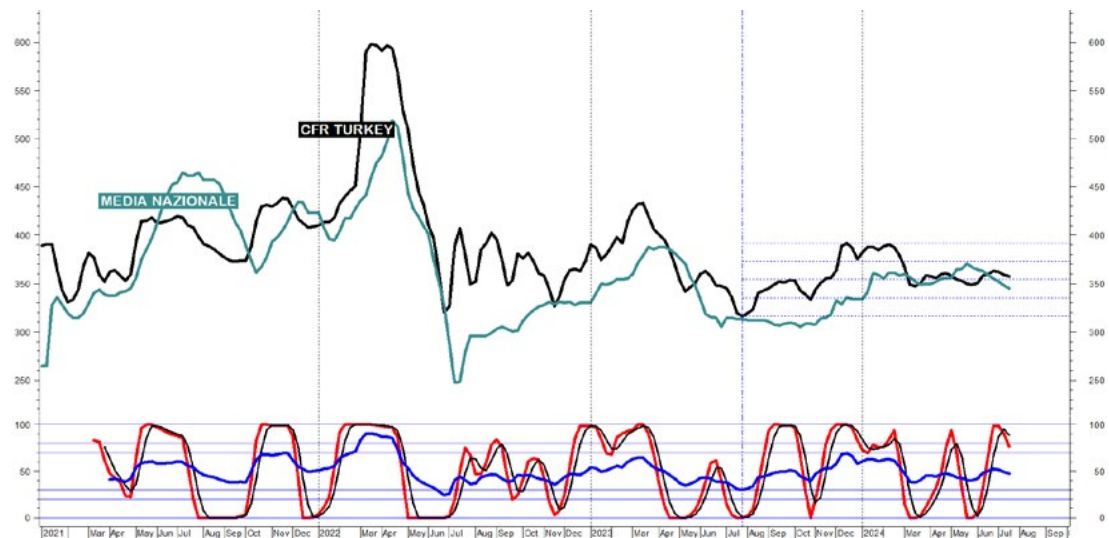


Fig. 6 - Le quotazioni dei rottami ferrosi.

In campo elettro-siderurgico la continuità dell'analisi è garantita dalla figura 6, che offre gli sviluppi dei prezzi in Euro/ton. del rottame ferroso per resa CFR Turkey e della media delle quotazioni di varie tipologie di rottame - frantumato, da demolizioni, torniture e lamierino - rilevate da Siderweb a livello nazionale. Il rottame turco tocca quota 390 Euro/ton. a inizio anno per poi cedere posizioni. Se-

gue una fase stazionaria con prezzi che si riportano nel range 360-362. La media nazionale si muove in moderata controtendenza fino a metà maggio (+11%) per poi flettere (-5%). Anche in questo caso si rileva un crollo della volatilità media del mercato del rottame con il Volatility Ratio in decremento dell'89,5% rispetto ai livelli raggiunti due anni fa.

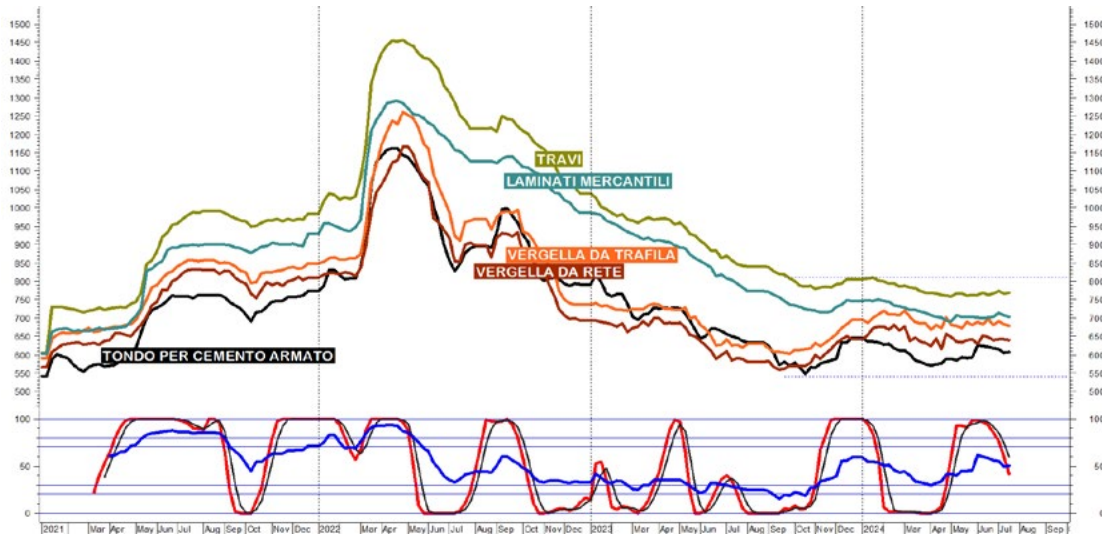


Fig. 7 - Il mercato nazionale dei prodotti lunghi.

La figura 7 è dedicata alle dinamiche dei prezzi in Euro/ton. dei principali prodotti lunghi. Come si può osservare, nel 2024 le quotazioni scivolano al ribasso assestandosi sui minimi e registrando performance annuali negative. Da gennaio alla terza settimana di luglio: -4,9% il tondo per cemento armato, -0,7% la Vergella da trafilata, nessuna

variazione la Vergella da rete, -4,4% i laminati mercantili, -3,9% le travi. Rispetto a tali dinamiche di prezzo dei prodotti finiti, le quotazioni dei rottami ferrosi si mantengono su livelli relativamente elevati, compromettendo la marginalità dei produttori.

METALLI NON FERROSI



Fig. 8 - I metalli non ferrosi quotati al London Metal Exchange.

La figura 8 presenta la dinamica media dei metalli non ferrosi derivata dalle quotazioni settimanali dei prezzi in US\$/ton. dell'Alluminio, del Rame, del Nickel, dello Zinco, del Piombo e dello Stagno quotati al London Metal Exchange (scala di destra) e l'istogramma della contestuale evoluzione del complesso delle loro scorte fisiche detenute presso i magazzini ufficiali dello stesso mercato (scala di sinistra).

La curva di sintesi si impenna all'inizio dell'anno per proseguire al rialzo, violando le resistenze opposte dai massimi risalenti a un anno fa, fino a metà aprile (+21,6%) sull'onda dell'accumulazione iniziata nel 2023 per poi stornare (-10%). Nel contempo, l'entità degli stock sale fino a luglio (+54,3%), quando si consolida: una sorta di

zavorra persistente che peserà sui prossimi tentativi di recupero. Tra i metalli quotati al mercato londinese, i prezzi dell'alluminio conseguono il loro massimo nove giorni dopo quello del rame, che realizza il suo record storico: vette favorite dalle persistenti posizioni lunghe assunte dai fondi di investimento, che esercitano una pesante influenza sulla direzione dei prezzi. Il calo di giugno, che ha interessato tutti i non ferrosi, si spiega infatti con le massicce liquidazioni effettuate dalla speculazione finanziaria, che ha abbandonato il mercato nella consapevolezza di sostegni fondamentali divenuti poco consistenti. Sono insomma saltate le scommesse su futuri deficit di offerta, che non sono sostenute da una solida domanda corrente.

COMPARTO INOX

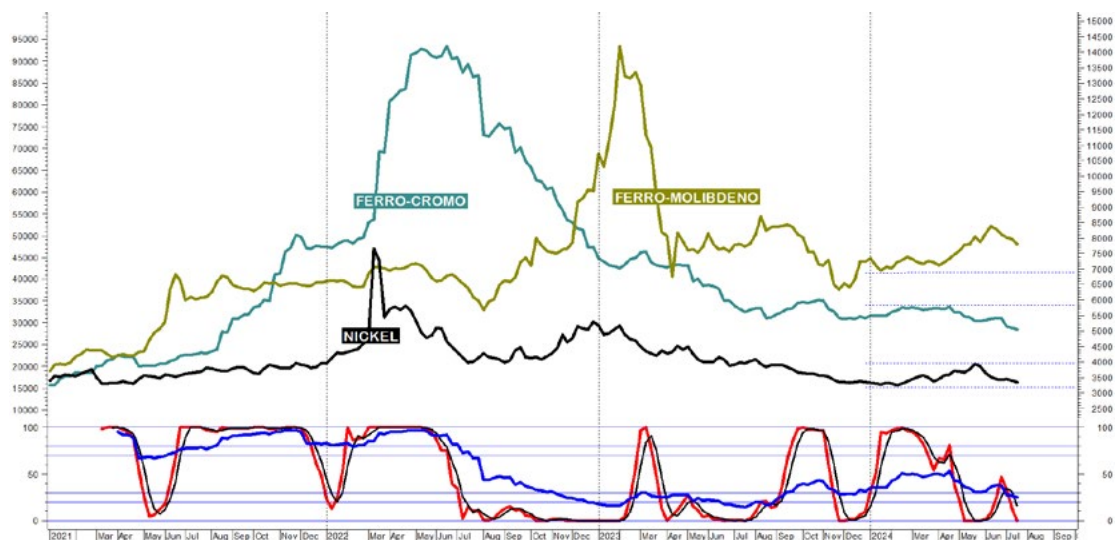


Fig. 9 - I prezzi delle principali ferroleghie.

I partecipanti al mercato dell'acciaio inossidabile non appaiono propensi ad accumulare scorte in questa fase storica connotata dai tassi di interesse elevati e dalle incertezze legate alla congiuntura economica e geopolitica. Si consideri preliminarmente la figura 9 riservata a talune ferroleghie: il Ferro-Cromo si mantiene debole da inizio anno (-6,7%), chiudendo luglio su livelli di prezzo comunque superiori alla media annuale del 2020 (+45,3%), ma inferiori alle medie annuali riferite agli anni più recenti. Le quotazioni del Ferro-Molibdeno risalgono invece fino a giugno (+18,7%) per poi flettere (-7,8%). A differenza del Ferro-Cromo, la quotazione corrente del Molibdeno si posiziona a +150% rispetto alla media annuale del 2020, a +65% sopra la media del 2021 e a +6% sopra la media del 2022, mentre cede

rispetto alla media 2023 (-24,8%). La dinamica del Nickel si mostra più volatile: i prezzi del metallo risalgono fino alla terza settimana di maggio, quando prende corpo un rapido ridimensionamento che dura tuttora (-24,3%) accompagnato da un consistente incremento delle scorte (+60%). Gli andamenti delle ferroleghie accompagnano le evoluzioni dei prezzi delle lamiere inox riferite alle tipologie di acciaio AISI (American Iron & Steel Institute) illustrate nella figura 10. Per comprenderne appieno i movimenti, si consideri che le lamiere di natura austenitica come le categorie 304 e 316 sono guidate, oltre che dal prezzo del rottame, dai mercati del Nickel e del Molibdeno, mentre le lamiere di natura ferritica, come la categoria 430, sono influenzate dalla dinamica del Ferro-Cromo.

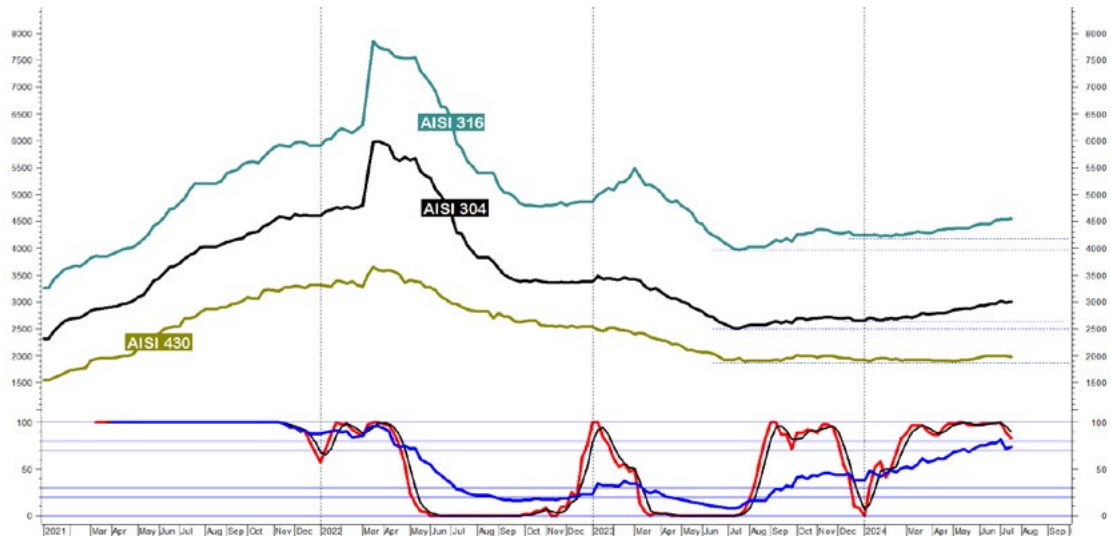


Fig. 10 -L'andamento dei prezzi delle lamiere inox.

I prezzi della lamiera AISI 304 si orientano al moderato rialzo dall'inizio dell'anno (+13,2%) per consolidarsi a metà luglio intorno ai massimi annuali. La condizione di ipercomprato evidenziata dalle curve tecniche lascia presagire l'avvio di una fase di assestamento. Questa tipologia di semilavorato, che risente maggiormente della volatilità del nickel quotato al LME, chiude luglio su un livello superiore a quello medio annuale del 2020 (+38,4%) ma inferiore alle medie annuali seguenti, collocandosi sullo stesso livello medio annuale dello scorso anno. I prezzi della Lamiera AISI 316 evolvono in modo del tutto analogo (+7,1%), sebbene connotati da un'intensità direzionale inferiore. Il valore corrente si colloca a +43,7% rispetto alla media annuale del 2020 e a livelli inferiori alle medie dei tre anni successivi. La Lamiera AISI 430 mostra infine

una dinamica scarsamente volatile e direzionale, mantenendosi poco oltre i livelli d'inizio anno (+2,5%). Il valore più recente si posiziona sopra la media annuale del 2020 (+33,4%), ma al di sotto delle medie degli anni successivi.

CONCLUSIONI

Nei prossimi mesi continuerà l'incertezza dei mercati a causa del protrarsi delle tensioni geopolitiche e dei rischi di un ulteriore allargamento del conflitto in Medio Oriente. Non è inoltre da escludersi che l'incremento dei costi di trasporto e la permanenza delle strozzature negli approvvigionamenti conseguenti alle turbolenze nel Mar Rosso possano determinare un impatto significativo sull'inflazione, allontanando l'avvento di politiche monetarie più accomodanti.

Per le domande e i sempre graditi confronti: achille.fornasini@unibs.it

TORNA ALL'INDICE >

Speech of Federacciai's President Antonio Gozzi at IFM 2024

Ladies and gentlemen, it is a great honor for me to open the proceedings of this event. We work with passion steel and we are facing several challenges related to the energy transition and the climate change.

Steel, as a permanent material, which can be recycled over and over again without losing its properties, is fundamental to the circular economy. Adopting circular principles is an integral part of industrial and societal transformation and is an important contributor to meeting the targets of the Paris Agreement. Steel (from a strategic perspective, decarbonized steel) is a key material for a number of applications that are fundamental to the ecological transition and sustainable development: from renewable energy production, to energy-efficient buildings and infrastructure, to sustainable mobility and rail transport, to networks for collecting and transporting water resource.

We face a weak economic scenario depressed by high inflation, high costs and falling household purchasing power, rising geopolitical uncertainties, such as the continuation of the Russia-Ukraine war and the conflict in the Middle East, and forceful monetary tightening. As we approach the end of this monetary tightening cycle, we observed that tighter credit conditions and higher costs have led to a sharp slowdown in housing activity in most major markets, and have hampered manufacturing sector globally. While it seems the world economy will experience a soft landing from this monetary tightening cycle, global steel demand is expected to remain fragile. According to the latest forecasts of the World Steel Association of April 2024, after the recovery of 2021 (+2.8% on 2020), in 2022 and 2023 world steel demand shrank by 3.4% and 1.1% respectively. An improvement of less than 2% is expected for this year, that, however, will bring the global steel demand just less than 1% (0.8% precisely) up to the pre-pandemic level. Although global steel demand is expected to recover, it will not grow fast enough to keep up with the overcapacity growth rate. According to OECD



Steel Committee, global steelmaking capacity exceeded steel production by more than 600 million tonnes last year (more than the combined steel production of India, the Americas, EU, Japan, and Türkiye in 2023).

Excess capacity, a long-lasting issue of the steel sector, is expected to increase significantly over the next three years. Around 160 million tonnes of new capacity is potentially coming on stream until 2026, while steel demand is expected to grow by only around 30 million tonnes per year. Around 60% of the new capacity growth in the next three years will take place in Southeast Asia - supported by significant investment by Chinese steel companies - India and the Middle East.

Most of it is in carbon intensive blast furnaces and will undermine the efforts toward the decarbonization. We need to reinstate the level playing field and commit

ourselves to the energy transition. Indeed, we still have much to do, if we look to global crude steel production. According to the World Steel Association, in 2023 EAF crude steel production was only roughly 30% of global crude steel production. The share rise to roughly 45% in the case of EU and peak to more than 85% in the case of Italy.

I'm proud to say that Italy, the second major steel market in the EU and the 11^o at worldwide level, is a champion when we speak of Decarbonization.

The transition to low-carbon steel production will also require that inputs for decarbonisation are available and affordable to the steel industry, including steel scrap, renewable energy, high-grade iron ore, hydrogen, skilled labour, access to R&D, innovation, and capital for investments.

To comply with Paris Agreement objectives, direct emissions of global steel production have to decrease by 90% by 2050. Despite regional heterogeneities in decarbonisation pathways, net-zero scenarios suggest that circular economy and ferrous scrap will play a key role in reaching near zero emission steel globally. It further highlights the growing strategic nature of scrap in a decarbonisation context.

Strong concerns about the availability of scrap for future low-carbon steel production arise if we consider that, global EAF crude steel production is foreseen to move from 28% of 2023 to 41% in 2030. Overall, by 2030 scrap is expected to contribute 50 percent of the global iron content in steel compared to the current 35 percent. In this context, there is not surprisingly a trend in many third countries to hoard this important raw material through a series of export trade restrictions with a growing phenomenon: outright export ban, licensing system, ad valorem duties, fixed duties, export quotas and mixed systems.

The OECD counted 76 different scrap export restrictions present globally in more than 60 countries. Global demand for scrap will grow at a rate exceeding availability with the risk of a critical shortage.

The challenges we face today require high skilled workers. Globally, over 6 million people work directly for the steel industry. According to a study of Oxford Economics of May 2019, for every 2 jobs in the steel sector, 13 more jobs are supported throughout its supply chain: 40.5 million people work within the steel industry's global supply chain. Accounting for jobs created in steel using sectors, further 46 million jobs are created through the steel industry. As a result, the steel industry employs to 96 Million jobs. The steel industry employs people with many different skills and diverse knowledge, who have the ability to work in multi-disciplinary teams.

Metallurgy, materials science, physics, chemistry, engineering, environment, mathematics, information technology and computer science, languages, business, and accountancy are just a few of the disciplines where expertise is sought after in the steel industry. Steel companies can offer challenging and rewarding careers, often in an international context with opportunities to travel and experience many cultures. Employees can quickly gain experience, responsibility and leadership.

Steel companies around the world face a shortage of talent in several fields. As the industry continues to introduce technological innovations, the profile of the workforce will evolve and require higher level of education and training than ever before.

The steel industry needs to attract and retain young talent to drive the process of innovation forward. For these reasons, steel companies around the world also cooperate with universities and educational centers to provide employees with further educational opportunities.

Steel companies are committed to fostering the well-being of their employees and provide them with a safe and healthy work environment. Safety requires a permanent 100% commitment from everyone in a steel plant. Most importantly, safety requires commitment from senior management, which sets the culture in which everyone knows that safety must not be compromised for any other objective.

The most successful steel companies are also the safest.
I'm sure you will enjoy the event and our amazing territory.
Thank you.

Discorso del Presidente Federacciai Antonio Gozzi at IFM 2024

Signore e signori, è per me un grande onore inaugurare i lavori di questo evento. Ci occupiamo con passione di acciaio e stiamo affrontando diverse sfide legate alla transizione energetica e al cambiamento climatico. L'acciaio, essendo un materiale permanente che può essere riciclato più e più volte senza perdere le sue proprietà, è fondamentale per l'economia circolare. L'adozione di principi circolari è una parte integrante della trasformazione industriale e sociale e contribuisce significativamente al raggiungimento degli obiettivi dell'Accordo di Parigi. L'acciaio (dal punto di vista strategico, l'acciaio decarbonizzato) è un materiale chiave per numerose applicazioni fondamentali per la transizione ecologica e lo sviluppo sostenibile: dalla produzione di energia rinnovabile, agli edifici e alle infrastrutture energeticamente efficienti, alla mobilità sostenibile e al trasporto ferroviario, alle reti per la raccolta e il trasporto delle risorse idriche.

Stiamo affrontando uno scenario economico debole, depresso dalla alta inflazione, alti costi e calo del potere d'acquisto delle famiglie, crescenti incertezze geopolitiche, come il proseguimento della guerra russo-ucraina e il conflitto in Medio Oriente, e un severo inasprimento monetario. Avvicinandoci alla fine di questo ciclo, abbiamo osservato che condizioni di credito più rigide e costi più elevati hanno portato a un forte rallentamento dell'attività edilizia nella maggior parte dei principali mercati e hanno ostacolato il settore manifatturiero a livello globale. Sebbene sembri che l'economia mondiale sperimenterà un atterraggio morbido da questo ciclo di inasprimento monetario, la domanda globale di acciaio dovrebbe rimanere fragile. Secondo le ultime previsioni della World Steel Association di aprile 2024, dopo la ripresa del 2021 (+2,8% rispetto al 2020), nel 2022 e 2023 la domanda mondiale di acciaio è diminuita rispettivamente del 3,4%

e dell'1,1%. Si prevede un miglioramento di meno del 2% per quest'anno, che tuttavia porterà la domanda globale di acciaio a meno dell'1% (0,8% precisamente) sopra il livello pre-pandemia. Sebbene si preveda una ripresa della domanda globale di acciaio, essa non crescerà abbastanza velocemente da tenere il passo con il tasso di crescita della sovraccapacità. Secondo l'OECD Steel Committee, la capacità globale di produzione di acciaio ha superato la produzione di oltre 600 milioni di tonnellate lo scorso anno (più della produzione combinata di acciaio di India, Americhe, UE, Giappone e Turchia nel 2023).

L'eccesso di capacità, un problema di lunga data del settore siderurgico, è destinato a crescere significativamente nei prossimi tre anni. Circa 160 milioni di tonnellate di nuova capacità potrebbero entrare in funzione fino al 2026, mentre si prevede che la domanda di acciaio crescerà di circa 30 milioni di tonnellate all'anno. Circa il 60% della crescita della nuova capacità nei prossimi tre anni avverrà nel sud-est asiatico, sostenuta da significativi investimenti delle aziende siderurgiche cinesi, in India e nel Medio Oriente. La maggior parte di questa nuova capacità sarà in altoforni ad alta intensità di carbonio e comprometterà gli sforzi verso la decarbonizzazione. Dobbiamo ristabilire condizioni di parità e impegnarci nella transizione energetica. Infatti, abbiamo ancora molto da fare, se guardiamo alla produzione globale di acciaio grezzo. Secondo la World Steel Association, nel 2023 la produzione di acciaio grezzo tramite forno elettrico ad arco (EAF) rappresentava solo circa il 30% della produzione globale di acciaio grezzo. La quota sale a circa il 45% nel caso dell'UE e supera l'85% nel caso dell'Italia.

Sono orgoglioso di dire che l'Italia, il secondo mercato siderurgico più grande dell'UE e l'undicesimo

a livello mondiale, è campione quando si parla di decarbonizzazione. La transizione verso una produzione di acciaio a basso contenuto di carbonio richiederà anche che gli input per la decarbonizzazione siano disponibili e accessibili all'industria siderurgica, compresi rottami d'acciaio, energia rinnovabile, minerale di ferro di alta qualità, idrogeno, manodopera qualificata, accesso a R&S, innovazione e capitali per gli investimenti.

Per rispettare gli obiettivi dell'Accordo di Parigi, le emissioni dirette della produzione globale di acciaio devono diminuire del 90% entro il 2050. Nonostante le eterogeneità regionali nei percorsi di decarbonizzazione, gli scenari di emissioni Net Zero suggeriscono che l'economia circolare e i rottami ferrosi giocheranno un ruolo chiave nel raggiungere un acciaio a emissioni quasi zero a livello globale. Questo evidenzia ulteriormente la crescente natura strategica dei rottami in un contesto di decarbonizzazione.

Preoccupazioni forti riguardo alla disponibilità di rottami per la futura produzione di acciaio a basso contenuto di carbonio sorgono se consideriamo che, secondo le previsioni, la produzione globale di acciaio grezzo tramite EAF passerà dal 28% del 2023 al 41% nel 2030. Complessivamente, entro il 2030 si prevede che i rottami contribuiranno al 50% del contenuto di ferro globale nell'acciaio rispetto all'attuale 35%. In questo contesto, non sorprende che ci sia una tendenza in molti paesi terzi a accumulare questa importante materia prima attraverso una serie di restrizioni commerciali all'esportazione con un fenomeno in crescita: divieto totale di esportazione, sistema di licenze, dazi ad valorem, dazi fissi, quote di esportazione e sistemi misti.

L'OCSE ha contato 76 diverse restrizioni all'esportazione di rottami presenti a livello globale in più di 60 paesi. La domanda globale di rottami crescerà a un tasso che supera la disponibilità con il rischio di una carenza critica.

Le sfide che affrontiamo oggi richiedono lavoratori altamente qualificati. A livello globale, oltre 6 milioni di persone lavorano direttamente per l'industria siderurgica. Secondo uno studio di Oxford Economics del maggio

2019, per ogni 2 posti di lavoro nel settore siderurgico, altri 13 posti di lavoro sono supportati lungo la sua catena di approvvigionamento: 40,5 milioni di persone lavorano nella catena di approvvigionamento globale dell'industria siderurgica. Considerando i posti di lavoro creati nei settori utilizzatori di acciaio, ulteriori 46 milioni di posti di lavoro sono creati attraverso l'industria siderurgica. Di conseguenza, l'industria siderurgica impiega fino a 96 milioni di posti di lavoro. L'industria siderurgica impiega persone con molte competenze diverse e conoscenze diversificate, che hanno la capacità di lavorare in team multidisciplinari.

Metallurgia, scienza dei materiali, fisica, chimica, ingegneria, ambiente, matematica, tecnologia dell'informazione e informatica, lingue, economia e contabilità sono solo alcune delle discipline in cui l'esperienza è ricercata nell'industria siderurgica. Le aziende siderurgiche possono offrire carriere stimolanti e gratificanti, spesso in un contesto internazionale con opportunità di viaggio e di conoscere molte culture. I dipendenti possono acquisire rapidamente esperienza, responsabilità e leadership.

Le aziende siderurgiche in tutto il mondo affrontano una carenza di talenti in diversi campi. Man mano che l'industria continua a introdurre innovazioni tecnologiche, il profilo della forza lavoro evolverà e richiederà un livello di istruzione e formazione superiore rispetto al passato. L'industria siderurgica deve attrarre e trattenere giovani talenti per portare avanti il processo di innovazione. Per queste ragioni, le aziende siderurgiche in tutto il mondo collaborano anche con università e centri educativi per offrire ai dipendenti ulteriori opportunità.

Le aziende siderurgiche sono impegnate a promuovere il benessere dei propri dipendenti e a fornire loro un ambiente di lavoro sicuro e sano. La sicurezza richiede un impegno permanente del 100% da parte di tutti in uno stabilimento siderurgico. Soprattutto, la sicurezza richiede l'impegno della dirigenza senior, che stabilisce la cultura in cui tutti sanno che la sicurezza non deve essere compromessa per nessun altro obiettivo. Le aziende siderurgiche di maggior successo sono anche le più sicure. Sono sicuro che vi piacerà l'evento e il nostro straordinario territorio. Grazie.

Verbale della Ottantunesima Assemblea Ordinaria dei Soci AIM

La 81a Assemblea Ordinaria dei soci AIM ha avuto luogo a Milano in modalità mista, martedì 23 aprile 2024 alle ore 12.30 in seconda convocazione, dato che la prima era andata deserta. Sono presenti 25 Soci (di cui 2 rappresentati per delega). Al tavolo di Presidenza, oltre al Presidente Silvano Panza, il Tesoriere, dr. Stefano Vittadini, e il Revisore dei conti, dr. Arrigo Berenghi.

Ordine del giorno:

1. Relazione del Consiglio Direttivo AIM
2. Relazione del Tesoriere
3. Relazione del Collegio dei Revisori dei Conti
4. Approvazione bilancio consuntivo 2023 e previsionale 2024
5. Elezione dei Nuovi Consiglieri
6. Nomina del Collegio dei Revisori dei Conti
7. Varie ed eventuali

Il Presidente Panza comunica che l'Assemblea è stata convocata con avviso telematico ai Soci e, poiché si svolge in seconda convocazione, come previsto dallo Statuto, è valida qualunque sia il numero dei presenti.

Il Presidente chiede all'Assemblea di modificare la successione dei punti all'Ordine del Giorno, anticipando l'elezione dei nuovi Consiglieri e del Collegio dei Revisori. L'Assemblea concorda; pertanto vengono nominati come scrutatori Mario Cusolito e Federica Bassani e si dà inizio all'elezione.

Si passa quindi ad esaminare i punti all'Ordine del Giorno: circa il primo punto, il Presidente legge la relazione del Consiglio Direttivo relativa alle attività svolte nel 2023; il Tesoriere illustra in seguito la relazione sul bilancio 2023 ed il previsionale 2024; infine, il Dr. Arrigo Berenghi, in rappresentanza del Collegio dei Revisori dei Conti, legge la relativa relazione sul bilancio 2023.

Dopo aver aperto e concluso la discussione, l'Assemblea approva all'unanimità il bilancio consuntivo 2023 e il bilancio previsionale 2024.

In chiusura dei lavori, il Presidente Panza legge i risultati dell'elezione e dà lettura del relativo verbale; vengono eletti come membri del Consiglio Direttivo per il quadriennio 2024-2028: Epis ing. Caterina, Disarò ing. Giacomo, Gaudenzi ing. Natale, Morandi dr.ssa Francesca, Sangoi dr.ssa Alessandra, Semino dr. Francesco, Svanera ing. Massimo, Venturini ing. Roberto, Zambelli ing. Ruggero.

Per il Collegio dei Revisori vengono eletti la dr.ssa Anna Giacobelli, la dr.ssa Anna Magro e il dr. Luca Nicodemi.

La proclamazione del verbale di votazione non riceve osservazioni o contestazioni da parte dell'Assemblea.

Infine, il Presidente Panza ringrazia e saluta i Soci convenuti.

L'Assemblea termina alle ore 13.30.

Il Presidente
Silvano Panza

RELAZIONE DEL CONSIGLIO DIRETTIVO Anno: 2023

Cari Soci ed Amici, Vi ringrazio caldamente per la Vostra partecipazione all'Assemblea dei Soci. Ringrazio inoltre il Consiglio Direttivo per la rinnovata fiducia e la possibilità di continuare a guidare l'Associazione per il prossimo biennio.

Entrando nel vivo della relazione, sono lieto di confermare anche per l'ultimo anno di esercizio un risultato positivo per l'Associazione Italiana di Metallurgia sia nel bilancio culturale che in quello economico.

Manifestazioni

Nel 2023 l'Associazione ha organizzato ben 37 manifestazioni, di cui:

- 8 Corsi di formazione ed aggiornamento;
- 22 Giornate di Studio;
- 2 Convegni Internazionale;
- 4 Workshop Internazionali;
- 1 Convegno Nazionale, ovvero la XV edizione delle Giornate Nazionali sulla Corrosione e Protezione

Nel corso del 2023 si sono registrati complessivamente 2208 partecipanti, dei quali il 35% non soci e l'11% studenti (soci junior).

Tra gli eventi che hanno registrato ampia partecipazione, citiamo le Giornate di Studio Duplex e superduplex: filiera di produzione e networking svolte in maggio in Franciacorta con 122 partecipanti, il Convegno internazionale European Conference On Heat Treatment, tenutosi a Genova sempre in maggio con 156 iscritti, il convegno nazionale Giornate Nazionali Di Corrosione e Protezione, con sede a Torino in luglio con 129 iscritti, il Corso itinerante Metallurgia Sicura con oltre 140 partecipanti e il Workshop internazionale EAF: Productivity, Energy Efficiency, Raw Materials and Decarbonization di fine anno a Bergamo con ben 212 iscritti.

Soci

Benemeriti	21
Sostenitori	86
Ordinari	1202
Senior	36
Junior	185

Si rileva continuità con i numeri del 2022.

Centri di Studio

Ringraziamo vivamente i nostri Centri di Studio, che contribuiscono in modo determinante all'attività associativa

permettendo la realizzazione di un importante numero di iniziative ampiamente apprezzate e partecipate.

Attività editoriale

E' stato pubblicato il secondo volume di Diario di un corrosionista - Appunti, ricordi, polemiche a distanza, con autore Luciano Lazzari.

Si è poi provveduto alla ristampa di 100 copie del volume Le Prove non distruttive AA.VV.

La rivista "La Metallurgia Italiana – International Journal of the Italian Association for Metallurgy", edita da Siderweb, si è arricchita di nuove rubriche, tra le quali Le aziende di AIM, dove i nostri soci benemeriti e sostenitori pubblicano articoli su tematiche di estrema attualità e interesse e la rubrica a cura del prof. Fornasini sull'andamento del mercato e sull'analisi dei prezzi del settore siderurgico e metallurgico.

Sostegno alla ricerca e alla didattica

E' stato assegnato per la prima volta il Premio Carlo Longaretti, generosamente finanziato dalla famiglia Longaretti per ricordare una delle più insigni figure che si sono stagliate nel panorama dell'industria metallurgica italiana del XX e XXI secolo. Il premio è rivolto a studiosi impegnati nello sviluppo di un'innovazione: un nuovo materiale di natura metallica o un nuovo materiale anche non metallico che abbia un impatto positivo nella produzione o nell'applicazione delle leghe metalliche o una nuova tecnologia metallurgica o a servizio del settore metallurgico.

Conclusioni

In chiusura, desidero ringraziare, anche a nome del Consiglio Direttivo, tutti i Soci, in particolare i Soci Benemeriti e Sostenitori, per il sostegno e la rinnovata fiducia.

Rivolgo a tutti Voi un caloroso saluto e ringraziamento per la Vostra partecipazione.

Il Presidente
Silvano Panza

RELAZIONE DEL TESORIERE SUL RENDICONTO DELL'ESERCIZIO 2023

Signori Soci,

Il presente bilancio assolve il fine di informare in merito all'attività posta in essere dalla Vostra Associazione nel conseguimento dello scopo istituzionale, esprimendo le modalità tramite le quali ha acquisito ed impiegato risorse, e di fornire, per mezzo di valori quantitativo – monetari, una rappresentazione chiara veritiera e corretta della situazione patrimoniale, finanziaria, e del risultato della gestione conseguito dall'Ente nell'intervallo temporale cui il bilancio si riferisce. Il presente bilancio è la sintesi delle istituite scritture contabili, volte alla sistematica rilevazione degli eventi che hanno interessato l'Associazione e che competono all'esercizio cui il bilancio si riferisce. Il bilancio si compone dello Stato Patrimoniale, del Rendiconto gestionale, della presente Relazione.

Il documento di Stato Patrimoniale esprime la complessiva situazione patrimoniale e finanziaria dell'Associazione alla data di chiusura dell'esercizio ed espone in termini comparativi i valori riferibili all'esercizio precedente.

Il documento di Rendiconto gestionale espone le modalità tramite le quali l'Ente ha acquisito ed impiegato risorse, evidenzia le componenti economiche positive e negative che competono all'esercizio e sintetizza il risultato di gestione conseguito. La forma prescelta è a sezioni contrapposte esponendo in termini comparativi i valori riferibili all'esercizio precedente, con separata specifica dei proventi e degli oneri in funzione della area gestionale di afferenza (attività tipica /istituzionale o attività accessoria/commerciale).

La presente relazione, facente funzione di nota integrativa, assolve lo scopo di fornire ulteriori informazioni sulle voci più significative, con criterio descrittivo ed analitico, ritenute utili ad una chiara comprensione delle evidenze riportate nei documenti di Stato Patrimoniale e Rendiconto gestionale ed a favorirne l'intelligibilità. La redazione del bilancio è stata eseguita nel rispetto del generale principio di prudenza e nella prospettiva di continuazione dell'attività della Associazione; è stato inoltre applicato il principio della competenza economica. Lo Stato Patrimoniale e il Rendiconto gestionale sono redatti in unità di euro e la presente relazione contiene illustrazioni ai dati di bilancio in unità di euro.

..*

Il bilancio che vado a illustrarVi rappresenta i dati consuntivi di un esercizio caratterizzato da un volume di ricavi che superano l'obiettivo di budget del 20%, pur con un significativo ridimensionamento dei volumi di attività rispetto al 2022, annualità caratterizzata da un eclatante risultato determinato oltre al resto da un effetto "rimbalzo" post Covid trascorso il biennio 2020-2021 cui avevamo assistito al significativo ridimensionamento all'attività convegnistica e formativa con conseguente impatto sui ricavi.

Il rendiconto che vado ad analizzare chiude con un avanzo di gestione pari ad Euro 94.863, dopo avere accantonato imposte correnti per Euro 30.311. L'esercizio precedente chiudeva con un avanzo di Euro 283.378.

Stato patrimoniale attivo

IMMOBILIZZAZIONI:

Le movimentazioni dell'esercizio sono le seguenti:

Costo storico ad inizio esercizio	1.803.767
Fondo ammortamento ad inizio esercizio	-456.965
Valore netto ad inizio esercizio	1.346.802
Acquisti dell'esercizio	10.454
Cessioni dell'esercizio, al netto fondo amm.to	0
Ammortamenti dell'esercizio	-52.067
Valore netto a fine esercizio	1.305.189

Le movimentazioni intervenute nell'esercizio sono interamente riconducibili all'accantonamento delle quote di ammortamento.

RIMANENZE:

Nel corso dell'esercizio, si è avuta la seguente movimentazione:

Prodotto	Inizio esercizio	Fine esercizio	Differenza
Libri e pubblicazioni	24.411	26.211	1.800
Materiale vario per convegni	4.421	4.610	189
Libretti AIM	0	0	0
TOTALE MAGAZZINO	28.832	30.821	1.989

Il criterio utilizzato per la valutazione delle rimanenze è quello del minore tra il costo unitario di acquisizione ed il valore di mercato.

CREDITI VERSO I CLIENTI:

Si tratta di crediti sia per quote di partecipazione a convegni che per acquisti di volumi e di atti dei convegni. L'importo esposto a bilancio è pari ad Euro 13.845 al netto di un fondo rischi su crediti pari a Euro 5.751. Nel corso dell'esercizio sono stati effettuati accantonamenti al fondo rischi per Euro 195,00;

Descrizione	2023	2022
Crediti verso clienti correnti	13.845	29.677
Fondo svalutazione crediti	-5.751	-5.656
Valore netto a bilancio	8.094	24.021

TITOLI:

Il valore nominale dei titoli in portafoglio ammonta a Euro 2.439.241; il valore è variato rispetto a quello dell'esercizio precedente in virtù dell'investimento effettuato nel mese di febbraio su obbligazioni Eni per Euro 30.000. La quotazione di mercato dell'intero portafoglio al 31.12.2023 è pari ad Euro 2.497.751 (nel 2022 il dato si attestava a Euro 2.332.569) con una rivalutazione media rispetto al valore di carico del 2,2% che attesta il recupero integrale della perdita derivante dalla valorizzazione dell'anno scorso; in presenza di perdite di valore a carattere non durevole, l'Associazione aveva applicato la deroga prevista dal

Decreto Legge 21 giugno 2022, n.73, articolo 45 comma 3-octies in base alla quale erano stati confermati i valori di iscrizione al 31 dicembre 2021 a fronte della destinazione a riserva di utili indisponibile del corrispondente valore delle svalutazioni non operate pari a Euro 76.672. Alla luce di quanto sopra dettagliato in ordine al valore corrente del portafoglio si è disposto lo svincolo della suddetta riserva.

Nel dettaglio, le performances dei tre investitori che gestiscono il patrimonio dell'associazione sono le seguenti:

Gestore	Capitale gestito	Quotazione a inizio esercizio	Quotazione a fine esercizio	Variazione valore	Variazione %
CREDEM	902.144	863.416	920.671	57.255	6,63
BANCA INTESA	1.214.290	1.186.132	1.282.598	96.466	8,13
BANCO DESIO	292.806	283.021	294.481	11.460	4,05
Totali	2.409.240	2.332.569	2.497.750	165.181	7,08

La situazione sopra rappresentata esprime il risultato globale della gestione del patrimonio mobiliare; a livello di pura rappresentazione contabile il risultato non compare nel bilancio che vi viene sottoposto che espone solamente i risultati conseguiti per cassa e quindi, precisamente, le

plusvalenze realizzate da eventuali cessioni e l'ammontare delle cedole incassate.

Le cedole accreditate in conto sono passate da Euro 4.135 a Euro 7.326; non risultano plusvalenze né minusvalenze.

FONDO LIQUIDAZIONE:

La AIM ha in essere due polizze assicurative a garanzia delle indennità di cessazione del rapporto dei dipendenti in forza; a quella esistente fino al 2015 con INA si è assommata una stipulata con Cattolica, ove vengono versati i premi a partire dal 2016. Il saldo al 31.12.2023, pari a complessivi Euro 152.405 (di cui 92.582 su Cattolica), ri-

sulta invariato rispetto al 01.01.2024 e risente del mancato adeguamento annuale al fondo trattamento fine rapporto maturato a favore dei dipendenti (Euro 207.337), che verrà effettuato nel corrente 2024 mediante versamento delle quote di competenza del 2023 e del 2024.

RATEI ATTIVI:

Accoglie i ricavi di competenza dell'anno in corso che avranno manifestazione finanziaria nel corso dell'esercizio successivo.

RISCONTRI ATTIVI:

Accoglie i costi di competenza degli anni successivi relativi a fatture contabilizzate nell'anno in corso.

Stato patrimoniale passivo

FONDO DI DOTAZIONE

E' principalmente costituito da riserve costituite con il riporto a nuovo degli utili maturati nel passato per Euro 4.113.422, incrementatesi nel 2022 in virtù dell'accantonamento dell'avanzo 2022 (Euro 283.378).

DEBITI VERSO ISTITUTI BANCARI

La partita in esame è sorta nel corso dell'esercizio 2016 in occasione dell'accensione del mutuo ipotecario contratto con il Banco Desio per complessivi Euro 800.000 della durata di 10 anni, per l'acquisto dell'ufficio di Milano. Il saldo al 31.12.2023 pari a Euro 92.803, è riconducibile al capitale residuo al netto delle rate pagate nell'esercizio per Euro 38.338.

FORNITORI:

Il saldo esistente a fine esercizio è pari ad Euro 23.047 comprensivo delle fatture da ricevere per 9.048. Nessuno dei debiti esistenti è scaduto.

DEBITI VERSO L'ERARIO E VERSO GLI ENTI PREVIDENZIALI:

Il debito si riferisce per Euro 28.936 agli importi dovuti per contributi e tributi relativi al mese di dicembre 2023 e già tutti versati nei termini di legge. La differenza pari a Euro 14.025 è riferibile principalmente alle ritenute d'acconto di professionisti e collaboratori.

ALTRI DEBITI:

La posta in questione pari a Euro 30.825, è principalmente rappresentata da incassi anticipati su quote di partecipazione di competenza del 2024.

RATEI PASSIVI:

Si tratta di costi imputati all'esercizio in corso che avranno manifestazione finanziaria nel corso dell'esercizio successivo.

Rendiconto gestionale

RICAVI:

Come accennato in sede di premessa l'esercizio 2023 registra una flessione dei ricavi rispetto al dato 2022 (Euro 1.115.580) registrando un dato complessivo pari a Euro 902.673, che tuttavia, come anticipato, supera le previsioni del budget.

In particolare nell'esercizio si sono svolte 39 manifestazioni, ciò ha determinato ricavi totali delle manifestazioni per Euro 708.100, contro Euro 943.908 del 2022.

COSTI:

La dinamica sopra richiamata sul fronte dei ricavi ha consentito di assorbire i costi fissi che sono principalmente costituiti dal costo del personale che si attesta a complessivi Euro 306.490.

Sono stati accantonati ammortamenti in misura ordinaria che impattano per Euro 52.067.

PROVENTI FINANZIARI:

Come già detto in commento alla gestione degli investimenti finanziari, la redditività espressa in bilancio è rappresentata dalle cedole incassate ed accreditate direttamente in conto corrente.

In bilancio non viene rappresentata la variazione di quotazione intervenuta nell'esercizio sul totale degli investimenti finanziari in forza della specifica deroga citata nella apposita sezione dell'attivo patrimoniale.

INFORMAZIONI SUI FATTI DI RILIEVO AVVENUTI DOPO LA CHIUSURA DELL'ESERCIZIO

Dopo la chiusura dell'esercizio non sono avvenuti fatti di rilievo da segnalare, i cui effetti possano impattare i saldi e le valutazioni testè dettagliate.

CONCLUSIONE:

La gestione economica dell'Associazione nell'anno 2023 chiude pertanto con un avanzo di Euro 94.863, dopo avere accantonato imposte correnti per Euro 30.311.

In ottica di destinazione di detto avanzo, alla luce delle previsioni statutarie, l'ipotesi di stanziare una Riserva per l'erogazione di contributi per il sostegno ad iniziative di ricerca nell'ambito metallurgico risulta coerente con la struttura economica e finanziaria del bilancio consuntivo testè commentato nonché dei dati di budget per l'anno 2024, e sostenibile, in misura non eccedente il 16% dell'avanzo di gestione.

IL TESORIERE
(dott. Stefano VITTADINI)

Milano, 17 aprile 2024

BILANCIO CULTURALE 2023 / CULTURAL BALANCE 2023

CONVEGNI

WORKSHOP FRACTURE TOUGHNESS: AN ADDITIONAL PARAMETER TO CONTROL SHEET METAL QUALITY

Organizzato dall'AIM
Webinar, 19 April 2023
37 partecipanti

ECHT 2023 European Conference HEAT TREATMENT & SURFACE ENGINEERING

Organizzato dall'AIM e dai CdS Trattamenti Termici e Rivestimenti e Tribologia
Genova, 29-31 May 2023
156 partecipanti

S2P 2023 17th International Conference on SEMISOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES

Organizzato dall'AIM e dal CdS Pressocolata
Brescia, 6-8 September 2023
87 partecipanti

XV GIORNATE NAZIONALI CORROSIONE E PROTEZIONE

Organizzata dall'AIM e dal CdS Corrosione
Torino, 5-7 luglio 2023
129 partecipanti

International Workshop on HIGH STRENGTH STEELS

Organizzato dall'AIM e dai CdS Acciaierie, Lavorazioni Plastiche dei Metalli, Forgiatura e Ambiente e Sicurezza
Bergamo, 26-27 ottobre 2023
48 partecipanti

International Meeting EAF: PRODUCTIVITY, ENERGY EFFICIENCY, RAW MATERIALS & DECARBONIZATION

Organizzato dall'AIM e dai CdS Acciaierie, Lavorazioni Plastiche dei Metalli, Forgiatura e Ambiente e Sicurezza
Bergamo, 30 November-1 December 2023
212 partecipanti

CORSI

Corso CREEP – Modulo Base (ME)

organizzato dal CdS Materiali per l'Energia
Milano, 17-18 gennaio 2023
Milano, 15 marzo 2023
22 partecipanti

Scuola di TECNICHE ELETTROCHIMICHE PER LO STUDIO DELLA CORROSIONE "CECILIA MONTICELLI"

organizzato dal CdS Corrosione
Ferrara, 7-8-9 febbraio 2023
63 partecipanti

Corso METALLURGIA DI BASE PER I TRATTAMENTI TERMICI

organizzato dal CdS Trattamenti Termici e Metallografia
Milano, 7-8 marzo - Webinar FaReTra, 16-17 marzo 2023
35 partecipanti

Corso FAILURE ANALYSIS

organizzato dal CdS Controllo e Caratterizzazione Prodotti
ibrido, 16-17-23 maggio 2023
49 partecipanti

Corso RIVESTIMENTI – I MODULO RIVESTIMENTI SOTTILI: PVD, CVD, ALD

organizzato dal CdS Rivestimenti e Tribologia

Rivoli TO, 8-9 giugno 2023

24 partecipanti

Corso itinerante MACCHINA FUSORIA

organizzato dal CdS Acciaieria

7-21-22-28 giugno – 13 luglio 2023

94 partecipanti

Corso itinerante METALLURGIA SICURA

organizzato dal CdS Ambiente e Sicurezza

Aosta c/o Cogne Acciai Speciali - Lonato-Calvisano BS c/o Feralpi Siderurgica - Brescia c/o ORI Martin, 5-12-19 ottobre 2023

143 partecipanti

Corso ANALISI CHIMICHE

organizzato dal CdS Controllo e Caratterizzazione Prodotti

Milano, 18-19 ottobre 2023

66 partecipanti

GIORNATE DI STUDIO

Giornata di Studio I METALLI E LO SCAMBIO TERMICO: NUOVI TREND. APPROCCI INNOVATIVI PER SCAMBIATORI DI CALORE E GESTIONE DEL CALORE

organizzata dai CdS Materiali per l'Energia e Metallurgia Fisica e scienza dei Materiali e

Milano, 24 gennaio 2023

36 partecipanti

Seminario ASPETTI E GESTIONE DELLA NORMATIVA NEL CAMPO DEI TRATTAMENTI TERMICI

organizzata dal CdS Trattamenti Termici e Metallografia

Webinar FaReTra, 9 febbraio 2023

36 partecipanti

Giornata di Studio TECNICHE SPERIMENTALI PER LA CARATTERIZZAZIONE DEI MATERIALI

organizzata dal CdS Metallurgia Fisica e scienza dei Materiali

Vicenza, 23 febbraio 2023

72 partecipanti

Giornata di Studio IL PRINCIPIO DI MATERIALITÀ NEL REPORTING DI SOSTENIBILITÀ organizzata dall'AIM e dal CdS Ambiente e Sicurezza

Webinar FaReTra 23 febbraio 2023

Giornata di Studio EMERGENZA COSTI ENERGETICI: CHE FARE IN FONDERIA organizzata dal CdS Pressocolata

Webinar FaReTra 24 febbraio 2023

30 partecipanti

Seminario VERIFICA E MANUTENZIONE DI STRUTTURE METALLICHE STORICHE

organizzato dai CdS Corrosione e Storia della Metallurgia

Milano, 9 marzo 2023

65 partecipanti

Giornata di Studio DUPLEX E SUPERDUPLEX: FILIERA DI PRODUZIONE E NETWORKING organizzata dal CdS Forgiatura

Erbusco BS, 18-19 maggio 2023

122 partecipanti

Giornata di Studio I LAMINATI DI ALLUMINIO: APPLICAZIONI E INNOVAZIONI organizzata dal CdS Metalli Leggeri

San Marco Evangelista CE c/o Laminazione sottile, 19 maggio 2023

28 partecipanti

Giornata di Studio TUBI SALDATI E TUBI FORMA: INNOVAZIONE, SOSTENIBILITÀ E STRUMENTAZIONE organizzata dal CdS Lavorazione Plastica dei Metalli

Reggiolo RE c/o Profiltubi Spa, 26 maggio 2023

43 partecipanti

Giornata di Studio LA SOSTENIBILITÀ IN TRATTAMENTO TERMICO

organizzata dal CdS Trattamenti Termici e Metallografia

Veduggio con Colzano MB c/o A. Agrati Spa, 21 giugno 2023

44 partecipanti

Giornata di Studio FATTORI DI INFLUENZA SULLA RESISTENZA A FATICA DEI MATERIALI METALLICI: ASPETTI TEORICI E CASI APPLICATIVI

organizzata dai CdS Metallurgia Fisica e scienza dei Materiali e Controllo Caratterizzazione Prodotti

Milano, 27 giugno 2023

36 partecipanti

Giornata di Studio MATERIALI AVANZATI PER IL MONDO RACING

organizzata dai CdS Metalli Leggeri, Metallurgia Fisica e scienza dei Materiali e Metallurgia delle Polveri e tecnologie additive

Milano, 4 settembre 2023

90 partecipanti

Giornata di Studio POST PROCESSING DEI COMPONENTI REALIZZATI IN ADDITIVE organizzata dai CdS Metallurgia delle Polveri e tecnologie additive e Trattamenti Termici e Metallografia

Caravaggio BG c/o TAV, 19 settembre e Nembro BG c/o GFM, 20 settembre 2023

52 partecipanti

Giornata di Studio STATO DI SERVIZIO DEGLI IMPIANTI, CON PARTICOLARE ATTENZIONE ALLA METALLURGIA E AGLI ESAMI UTILIZZATI

organizzata dal CdS Controllo e Caratterizzazione Prodotti

Milano, 27 settembre 2023

25 partecipanti

Giornata di Studio PREVENZIONE E RIDUZIONE DELLE DEFORMAZIONI IN SALDATURA

organizzata dal CdS Metalli Leggeri

Webinar FaReTra, 28 settembre 2023

50 partecipanti

Giornata di Studio INNOVAZIONE NEI MATERIALI PER LA MOBILITÀ ELETTRICA organizzata dal CdS Metalli e Tecnologie Applicative

Bologna c/o Bi-Rex, 10 ottobre 2023

44 partecipanti

Giornata di Studio NUCLEARE: PROSPETTIVE E CRITICITÀ

organizzata dai CdS Materiali per l'Energia e Forgiatura

Milano, 12 ottobre 2023

70 partecipanti

Giornata di Studio METALLO DURO

organizzata dal CdS Metallurgia delle Polveri e tecnologie additive

Pallanza VB, 12-13 ottobre 2023

35 partecipanti

Giornata di Studio DIFFRATTOMETRIA A RAGGI X APPLICATA AI TRATTAMENTI TERMOCHIMICI ED ALLA PAL-

LINATURA CONTROLLATA

organizzata dal CdS Trattamenti Termici e Metallografia
Agrate Conturbia NO c/o GNR, 17 ottobre 2023
32 partecipanti

Giornata di Studio METODOLOGIE DI CARATTERIZZAZIONE DI SUPERFICI E RICOPRIMENTI

organizzata dai CdS Rivestimenti e Tribologia e Controllo e Caratterizzazione Prodotti
Rovigo c/o Laboratorio Te.Si, 15 novembre 2023
41 partecipanti

Giornata di Studio RIPARAZIONI TRAMITE SALDATURA

organizzata dal CdS Metalli e Tecnologie Applicative
Milano, 22 novembre 2023
34 partecipanti

Giornata di Studio DIFETTI: GIUNTI FREDDI

organizzata dal CdS Pressocolata
Brescia, 23 novembre 2023
25 partecipanti

Giornata di Studio IL MONDO INDUSTRIAL: ASPETTI METALLURGICI E METODOLOGIE DI CONTROLLO

organizzata dal CdS Trattamenti Termici e Metallografia
Torino c/o CNH Industrial Village, 5 dicembre 2023
33 partecipanti

RELAZIONE DEL COLLEGIO DEI REVISORI SUL BILANCIO AL 31 DICEMBRE 2023

Signori Soci,

il Bilancio di chiusura al 31 dicembre 2023 predisposto dal Vostro Consiglio Direttivo espone i seguenti dati (arrotondati all'unità di Euro):

Valori di bilancio	31/12/2023	31/12/2022	Variazioni
Attivo Stato Patrimoniale			
Immobilizzazioni	1.305.189	1.346.802	- 41.613
Rimanenze	30.821	28.832	
Crediti	175.403	181.237	- 5.834
Attività finanziarie	2.439.242	2.409.241	30.001
Disponibilità liquide	683.849	680.834	3.015
Ratei e Risconti	30.279	12.567	17.712
Totale Attivo	4.664.783	4.659.513	5.270
Passivo Stato Patrimoniale			
Fondo Patrimoniale	4.113.422	3.830.044	283.378
Risultato di esercizio	94.863	283.378	- 188.515
Patrimonio Netto	4.208.285	4.113.422	94.863
Fondi e accantonamenti	-	50.000	- 50.000
Trattamento di fine rapporto	207.338	190.810	16.528
Debiti	189.635	250.286	- 60.651
Ratei e risconti	59.525	54.994	4.531
Totale Passivo	4.664.783	4.659.512	5.271
Conto Economico			
Valore della Produzione	897.866	1.109.723	- 211.857
Costi della Produzione	- 779.318	- 791.652	12.334
Differenza	118.548	318.071	- 199.523
Proventi ed oneri finanziari	6.479	900	5.579
Proventi ed oneri straordinari	147	153	300
Risultato prima delle imposte	125.174	318.818	- 193.644
Imposte sul reddito	- 30.311	- 35.440	5.129
Risultato di esercizio	94.863	283.378	- 188.515

Possiamo confermarVi che le singole voci dello Stato Patrimoniale e de Conto Economico concordano con le risultanze della contabilità, la cui regolare tenuta a sensi di legge, è stata da noi riscontrata nel corso dell'esercizio.

I Revisori ricordano che l'Associazione, come per l'anno precedente, tiene separata contabilmente l'attività istituzionale dall'attività commerciale, al fine del corretto calcolo dell'IVA e delle imposte sul reddito Ires ed Irap.

In particolare si dà atto che:

- sono state rispettate le norme civilistiche circa la valutazione degli elementi dell'attivo, del passivo e del conto economico;
- le immobilizzazioni materiali ed immateriali sono state sistematicamente ammortizzate in relazione alla loro utilità sociale;
- le attività finanziarie che non costituiscono immobilizzazioni sono state valutate al costo non essendoci state perdite durevoli di valore ed inoltre alla data del 31 dicembre 2023 vi è stato il recupero integrale della perdita derivante dalla valorizzazione dello scorso anno; si ricorda infatti che l'Associazione, nel bilancio dello scorso anno, aveva applicato la deroga prevista dal Decreto Legge 21 giugno 2022, n.73, articolo 45 comma 3-octies in base alla quale erano stati

confermati i valori di iscrizione al 31 dicembre 2021 a fronte della destinazione a riserva di utili indisponibile del corrispondente valore delle svalutazioni non operate pari a Euro 76.672. Alla luce di quanto sopra l'Associazione ha quindi disposto lo svincolo della suddetta riserva.

- i crediti sono valutati al valore presumibile di realizzo;
- le disponibilità liquide, depositi bancari e denaro e valori in cassa, sono espresse in base al valore numerario;
- i fondi rischi sono relativi al fondo svalutazione crediti;
- i ratei e risconti sono iscritti in bilancio nel rispetto della loro competenza temporale;
- il fondo trattamento di fine rapporto dei dipendenti risulta determinato in modo congruo e rappresenta quanto maturato a tale titolo a favore dei dipendenti al netto degli eventuali anticipi corrisposti. L'Associazione ha in essere due polizze assicurative a garanzia delle indennità di cessazione del rapporto dei dipendenti in forza.
- i debiti sono iscritti a bilancio al valore nominale.

I criteri di valutazione utilizzati nella formazione del bilancio chiuso al 31 dicembre 2023 non si discostano dai medesimi utilizzati per la formazione del bilancio del precedente esercizio.

La valutazione delle voci di bilancio è stata fatta ispirandosi a criteri generali di prudenza e competenza nella prospettiva della continuazione dell'attività.

Nel corso dell'esercizio abbiamo vigilato sull'osservanza della legge e dello statuto e sul rispetto dei principi di corretta amministrazione.

Diamo atto quanto segue:

- abbiamo partecipato all'Assemblea Ordinaria dei Soci ed alle riunioni del Consiglio Direttivo, tutte svolte nel rispetto delle norme statutarie e legislative che ne disciplinano il funzionamento;
- abbiamo ottenuto dal Consiglio Direttivo le informazioni sul generale andamento della gestione;
- abbiamo valutato e vigilato sull'adeguatezza del sistema organizzativo ed amministrativo/contabile;
- abbiamo vigilato sull'impostazione generale data dal Consiglio Direttivo al bilancio chiuso al 31 dicembre 2023, verificandone la rispondenza ai fatti ed alle informazioni di cui abbiamo avuto conoscenza a seguito dell'espletamento dei nostri doveri e quindi non abbiamo osservazioni al riguardo.

In relazione alle informazioni sui fatti di rilievo avvenuti dopo la chiusura dell'esercizio, si segnala, come riportato nella Relazione del Tesoriere, che non sono avvenuti fatti di rilievo da segnalare i cui effetti possano impattare i saldi e le valutazioni del bilancio al 31 dicembre 2023.

Signori Associati,

in considerazione di quanto sopra esposto, formuliamo il nostro assenso all'approvazione del bilancio in esame, nonché della proposta del Consiglio Direttivo in merito all'imputazione dell'avanzo di esercizio, pari ad Euro 94.863.

IL COLLEGIO DEI REVISORI DEI CONTI

Milano, 23 aprile 2024



Dott. Arrigo Berenghi
Dott. Maurizio Perugini
Dott.ssa Anna Giacovelli

STATO PATRIMONIALE 2022

Stato Patrimoniale	Dati in euro Anno 2023	Dati in euro Anno 2022	Dati in euro Anno 2021
ATTIVO			
A) QUOTE ASSOCIATIVE ANCORA DA VERSARE			
B) IMMOBILIZZAZIONI			
I- IMMOBILIZZAZIONI IMMATERIALI			
1) costi di sviluppo			
2) diritti di brevetto industriale e diritti di utilizzazione delle opere dell'ingegno			
3) spese di manutenzione da ammortizzare			
4) oneri pluriennali	574	872	1.170
5) altre			
TOTALE	574	872	1.170
II- IMMOBILIZZAZIONI MATERIALI			
1) terreni e fabbricati	1.294.251	1.343.574	1.392.896
2) impianti e attrezzature			0
3) altri beni	10.364	2.356	3.298
4) immobilizzazioni in corso e acconti			
5) altre			
TOTALE	1.304.615	1.345.930	1.396.195
III- IMMOBILIZZAZIONI FINANZIARIE			
1) partecipazioni			
2) crediti di cui esigibili entro l'esercizio successivo			
3) altri beni			
TOTALE	0	0	0
B) TOTALE IMMOBILIZZAZIONI	1.305.189	1.346.802	1.397.364
C) ATTIVO CIRCOLANTE			
I- RIMANENZE			
1) materie prime, sussidiarie e di consumo			
2) prodotti in corso di lavorazione e semilavorati			
3) lavori in corso su ordinazione			
4) prodotti finiti e merci	30.821	28.832	30.904
5) acconti			
TOTALE	30.821	28.832	30.904
II- CREDITI			
1) verso clienti di cui esigibili oltre l'esercizio successivo	8.094	24.021	9.502
2) verso altri di cui esigibili oltre l'esercizio successivo	167.308	157.216	142.297
	152.405	152.405	135.972
TOTALE	175.403	181.237	151.799
III- ATTIVITA' FINANZIARIE NON IMMOBILIZZATE			
1) partecipazioni			
2) altri titoli	2.439.241	2.409.241	2.409.241
TOTALE	2.439.241	2.409.241	2.409.241
IV- DISPONIBILITA' LIQUIDE			
1) depositi bancari e postali	681.825	680.339	345.095
2) assegni			
3) denaro e valori in cassa	2.024	495	430
TOTALE	683.849	680.834	345.525
C) TOTALE ATTIVO CIRCOLANTE	3.329.314	3.300.144	2.937.469
D) RATEI E RISCONTI			
TOTALE ATTIVO	30.279	12.567	1.271

Stato Patrimoniale	Dati in euro Anno 2023	Dati in euro Anno 2022	Dati in euro Anno 2021
PASSIVO			
A) PATRIMONIO NETTO			
I- FONDO DI DOTAZIONE			
II- PATRIMONIO VINCOLATO			
1) riserve statutarie			
2) fondi vincolati per decisione degli organi istituzionali			
3) fondi vincolati destinati a terzi		50.000	5.000
III- PATRIMONIO LIBERO			
1) risultato gestionale esercizio in corso	94.863	283.378	102.453
2) riserve accantonate negli esercizi precedenti	4.113.422	3.830.044	3.727.591
TOTALE	4.208.284	4.163.421	3.835.044
B) FONDI PER RISCHI E ONERI			
1) per trattamento di quiescenza e obblighi simili	207.338	190.810	163.686
2) altri			
TOTALE	207.338	190.810	163.686
C) TRATTAMENTO DI FINE RAPPORTO LAVORO SUBORDINATO			
D) DEBITI			
1) debiti verso banche	92.803	131.141	169.141
esigibili oltre l'esercizio successivo	53.612	92.803	131.446
2) debiti verso altri finanziatori			
esigibili oltre l'esercizio successivo			
3) acconti			
esigibili oltre l'esercizio successivo			
4) debiti verso fornitori	23.047	25.862	9.667
esigibili oltre l'esercizio successivo			
5) debiti tributari	25.883	35.677	18.922
esigibili oltre l'esercizio successivo			
6) debiti verso istituti di previdenza e di sicurezza sociale	17.078	16.272	14.521
esigibili oltre l'esercizio successivo			
7) altri debiti	30.825	41.335	22.396
esigibili oltre l'esercizio successivo			
TOTALE	189.635	250.286	234.647
E) RATEI E RISCONTI			
TOTALE PASSIVO	59.525	54.994	102.728

RENDICONTO GESTIONALE

	ANNO 2023	ANNO 2022	ANNO 2021		ANNO 2023	ANNO 2022	ANNO 2021
ONERI				PROVENTI E RICAVI			
1) Oneri da attività tipiche	607.191	612.420	463.881	1) Proventi e ricavi da attività tipiche	676.095	859.936	570.631
1.1) Acquisti	17.080	17.507	17.507	1.1) Da convegni e corsi	499.509	694.268	418.063
1.2) Convegni e corsi	200.491	198.741	89.455	1.2) Da contratti con enti pubblici			
1.3) Godimento beni di terzi				1.3) Da soci e associati	175.363	160.965	144.083
1.4) Personale	232.932	232.791	225.415	1.4) Da non soci			
1.5) Ammortamenti	39.571	38.933	43.681	1.5) Altri proventi e ricavi	1.223	959	1.679
1.6) Oneri diversi di gestione	116.922	124.348	85.943	1.6) Altri		3.744	6.806
1.7) Altri	195	100	1.880				
2) Oneri promozionali e di raccolta fondi	600	4.000	2.000	2) Proventi da raccolta fondi	0	0	0
2.1) Borsa di studio	600	4.000	2.000	2.1) raccolta 1			
2.2) raccolta 2				2.2) raccolta 2			
2.3) raccolta 3				2.3) raccolta 3			
2.4) attività ordinaria di promozione				2.4) altri			
3) Oneri da attività accessorie	171.526	175.233	91.592	3) Proventi e ricavi da attività accessorie	226.578	255.644	113.694
3.1) Acquisti commerciali	6.592	3.983	2.955	3.1) Da attività commerciali	15.998	5.963	9.730
3.2) Servizi vari commerciali	42.274	52.943	15.918	3.2) Variazione rimanenze	1.989	-2.072	-936
3.3) Godimento beni di terzi				3.3) Da soci e associati			
3.4) Personale	73.558	69.535	46.169	3.4) Da non soci			
3.5) Ammortamenti	12.496	11.629	8.947	3.5) Altri proventi e ricavi	208.591	251.753	104.900
3.6) oneri diversi di gestione	36.607	37.143	17.603	3.6) Altri			
3.7) Altri							
4) Oneri finanziari	7.187	9.363	13.539	4) Proventi finanziari e patrimoniali	9.005	4.253	8.148
4.1) Su rapporti bancari				4.1) Da rapporti bancari			
4.2) Su prestiti	2.525	3.353	4.171	4.2) Da altri investimenti finanziari	9.005	4.253	3.006
4.3) Da patrimonio edilizio				4.3) Da patrimonio edilizio			
4.4) Da altri beni patrimoniali				4.4) Da altri beni patrimoniali			
4.5) Oneri straordinari	4.661	6.010	9.368	4.5) Proventi straordinari			5.142
5) Oneri di supporto generale	0	0	0				
5.1) Acquisti							
5.2) Servizi							
5.3) Godimento beni di terzi							
5.4) Personale							
5.5) Ammortamenti							
5.6) Altri oneri							
TOTALE ONERI	786.504	801.016	571.012	TOTALE PROVENTI	911.678	1.119.833	692.473
IMPOSTE	30.311	35.440	19.010				
Risultato gestionale positivo	94.863	283.378	102.453	Risultato gestionale negativo	94.863	283.378	102.453

BUDGET PER L'ANNO 2024

VOCI DI CONTO	2020	2020	2021	2021	2022	2022	2023	2023	2024
	CONSUNTIVO	BUDGET	CONSUNTIVO	BUDGET	CONSUNTIVO	BUDGET	CONSUNTIVO	BUDGET	CONSUNTIVO
RICAVI									
Soci benemeriti	30.000,00	31.500,00	30.000,00	35.750,00	35.000,00	35.125,00	35.000,00	38.000,00	35.000,00
Soci sostenitori	45.000,00	52.500,00	50.000,00	55.500,00	55.000,00	60.500,00	55.000,00	65.010,00	60.000,00
Soci ordinari	50.000,00	52.325,00	50.000,00	48.703,00	50.000,00	61.810,00	55.000,00	68.688,00	60.000,00
Soci junior	2.000,00	2.155,00	2.000,00	3.030,00	3.000,00	2.505,00	3.000,00	2.765,00	3.000,00
Soci senior	1.000,00	675,00	600,00	1.100,00	1.000,00	1.025,00	1.000,00	900,00	1.000,00
Contributo METRO/STACAST	0,00	0,00	0,00		0,00		0,00		0,00
Ricavi rivista e vendita libri	14.000,00	15.599,00	12.000,00	11.410,00	10.000,00	6.921,65	8.000,00	17.220,00	10.000,00
Ricavi e contributi da manifestazioni	450.000,00	116.737,00	355.000,00	522.963,00	530.000,00	943.908,00	550.000,00	703.293,00	655.000,00
Ricavi diversi	0,00	0,00	0,00	6.806,00	0,00		0,00		0,00
Proventi finanziari	8.000,00	3.606,00	3.000,00	3.006,00	3.000,00	4.252,72	3.000,00	9.005,00	3.000,00
Abbuoni e sopravvenienze	1.000,00	1.219,00	1.000,00	5.142,00	3.000,00	5.857,73	3.000,00	4.808,00	3.000,00
Utilizzo Fondo Riserva	0,00	0,00	0,00		0,00		0,00		0,00
Rimanenze finali	32.000,00	31.840,00	30.000,00	30.904,00	32.000,00	28.832,00	28.000,00	30.821,00	28.000,00
TOTALE RICAVI	633.000,00	308.156,00	533.600,00	724.314,00	722.000,00	1.150.737,10	741.000,00	940.510,00	858.000,00
COSTI									
Costi editoriali/rivista	16.000,00	19.754,00	16.000,00	18.467,00	22.000,00	17.507,00	22.000,00	17.080,00	20.000,00
Costi libri/materiali	4.000,00	2.689,00	3.600,00	2.955,00	5.000,00	3.982,70	5.000,00	6.592,00	8.000,00
Manifestazioni	143.000,00	33.633,00	100.000,00	104.413,00	200.000,00	251.684,00	200.000,00	242.765,00	250.000,00
Costo METRO/STACAST	0,00	0,00	0,00		0,00		0,00		0,00
Costo del personale	265.000,00	239.071,00	240.000,00	271.584,00	270.000,00	302.326,00	270.000,00	305.655,00	300.000,00
Spese generali	81.000,00	83.182,00	80.000,00	103.546,00	100.000,00	156.926,40	110.000,00	153.529,00	140.000,00
Borse di studio e premi	25.000,00	18.000,00	0,00	2.000,00	20.000,00	4.000,00	20.000,00	600,00	20.000,00
Ammortamenti e accantonamenti	55.000,00	21.256,00	50.000,00	54.508,00	50.000,00	50.562,00	50.000,00	53.097,00	50.000,00
Abbuoni e sopravvenienze	1.000,00	8.427,00	1.000,00	9.368,00	8.000,00	10.674,00	9.000,00	4.661,00	5.000,00
Esistenze iniziali	28.000,00	28.373,00	28.000,00	31.840,00	32.000,00	30.904,00	30.000,00	28.832,00	30.000,00
Minusvalenze ed oneri finanziari	5.000,00	4.967,00	5.000,00	4.170,00	5.000,00	3.353,00	5.000,00	2.525,00	5.000,00
Imposte sul reddito	10.000,00	9.996,00	10.000,00	19.010,00	10.000,00	35.440,00	20.000,00	30.311,00	30.000,00
TOTALE COSTI	633.000,00	469.348,00	533.600,00	621.861,00	722.000,00	867.359,10	741.000,00	845.647,00	858.000,00
RISULTATO D'ESERCIZIO	0,00	-161.192,00	0,00	102.453,00	0,00	283.378,00	0,00	94.863,00	0,00

Metallurgia per non metallurgisti

MILANO | 15-16-22-23-29-30 OTTOBRE 2024

L'iniziativa di formazione si rivolge a chi lavora con i materiali metallici e sovente non ha potuto ricevere in tempo opportuno le basi metallurgiche necessarie.

Il Corso si sviluppa in sei giornate, suddivise su tre settimane consecutive, per garantire continuità e, nel contempo, limitare assenze prolungate dalle aziende. I docenti, scelti tra esperti noti in Italia e all'estero, di estrazione sia accademica che industriale, assicurano un mix di competenze difficilmente raggiungibili in altra sede.

Il Corso è dedicato a persone non coinvolte in attività che richiedono una preparazione avanzata nei vari settori metallurgici, ma alle quali è sufficiente la conoscenza, l'interpretazione e la spiegazione della metallurgia nei più svariati settori tecnologici, applicativi, selettivi, ispettivi e di collaudo.

"Metallurgia per non metallurgisti", con un linguaggio per "non addetti ai lavori", è rivolto a manager, personale di vendita e di acquisto, progettisti, ispettori e in generale a tutti coloro che devono lavorare e utilizzare materiali metallici, senza avere necessariamente una preparazione universitaria. Il programma fornisce sia pure succintamente, e lezione per lezione, le principali indicazioni riguardanti i diversi argomenti trattati nel Corso. Le lezioni, si susseguiranno tra loro in modo da fornire al partecipante una conoscenza panoramica a trecentosessanta gradi dell'ampio settore metallurgico.

Docenti del Corso

Paolo Albertelli - Politecnico di Milano
 Silvia Barella - Politecnico di Milano
 Francesca Bisaglia - RTM Breda, Cormanò
 Francesca Bonfanti - Fomas Group, Osnago
 Mattia Bosatra - Fondinox, Serignano
 Giovanni Maria Caironi - F.I.A.S., Gorla Minore
 Alessandro Caironi - F.I.A.S., Gorla Minore
 Enrique Mariano Castrodeza - Politecnico di Milano
 Chiara Colombo - Politecnico di Milano
 Mario Cusolito - Consulente, Lecco
 Fabrizio D'Errico - Politecnico di Milano
 Paola Demitri - A.Benevenuta & C., Forno Canavese
 Andrea Gruttadauria - Politecnico di Milano
 Nora F. Lecis - Politecnico di Milano
 Vincenzo Loconsolo - Consulente, Milano
 Carlo Mapelli - Politecnico di Milano
 Davide Mombelli - Politecnico di Milano
 Fabrizio Montagnoli - Leonardo Helicopters
 Alberto Morini - Fondinox, Serignano
 Tommaso Pastore - Università di Bergamo
 Dario Ripamonti - CNR ICMATE, Milano
 Andrea Tavasci - Tenaris, Dalmine

Segreteria organizzativa



**ASSOCIAZIONE
ITALIANA DI
METALLURGIA**

Via F. Turati, 8
 20121 Milano
 Tel. +39 0276397770
 e-mail: met@aimnet.it
 www.aimnet.it



Organizzato da



**ASSOCIAZIONE
ITALIANA DI
METALLURGIA**

con il patrocinio di



ASSOFOND
ASSOCIAZIONE ITALIANA FONDERIE



Coordinatori del Corso



Silvia Barella
Politecnico di Milano



Carlo Mapelli
Politecnico di Milano

**IL PROGRAMMA COMPLETO
E LE INFORMAZIONI PER
ISCRIVERSI AL CORSO SONO
DISPONIBILI ONLINE SUL SITO**

www.aimnet.it

Eventi AIM / AIM events



ESOMAT 2024 - 12th European Symposium on Martensitic Transformations

Lecco, 26-30 agosto 2024

>> [SCOPRI DI PIÙ](#)



40° CONVEGNO NAZIONALE AIM

Napoli, 11-13 settembre 2024

>> [SCOPRI DI PIÙ](#)



Analisi infortuni e near miss nel settore metallurgico

>> [SCOPRI DI PIÙ](#)



Corso METALLURGIA PER NON METALLURGISTI

Milano, 15-16-22-23-29-30 ottobre 2024

>> [SCOPRI DI PIÙ](#)

Per ulteriori informazioni rivolgersi alla Segreteria AIM, e-mail: info@aimnet.it, oppure visitare il sito internet www.aimnet.it



ECIC 2024 - 9TH EUROPEAN COKE AND IRONMAKING CONGRESS

Bardolino, 16-18 ottobre 2024

>> [SCOPRI DI PIÙ](#)

www.aimnet.it



International Meeting on CIRCULAR METALLURGY - Raw Materials, By-products & Recycling Bergamo

28-29 novembre 2024

>> [SCOPRI DI PIÙ](#)

SCARICA IL CALENDARIO EVENTI AIM

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

Comitati tecnici / Study groups

ACCIAIERIA

Fondato nel 1947

- Presidente:** Carlo Mapelli - Politecnico di Milano
Vicepresidente: Gianpaolo Foglio - Feralpi Siderurgica SpA
Segretario: Silvia Barella - Politecnico di Milano

AMBIENTE E SICUREZZA

Fondato nel 1999

- Presidente:** Ettore Bordon - Cogne Acciai Speciali SpA
Vicepresidenti: Eric Filippini - Gruppo Feralpi; Giovan Battista Landra - AFV Acciaierie Beltrame
Segretario: Claudia Sacchetto - Cogne Acciai Speciali SpA

CONTROLLO E CARATTERIZZAZIONE DEI PRODOTTI

Fondato nel 1947

- Presidente:** Igor Giroletti - Omeco Srl
Vicepresidente: Luca Bertolini - Libero Professionista
Segretario: Francesca Bisaglia - RTM Breda Srl

CORROSIONE

Fondato nel 1955

- Presidente:** Fabio Bolzoni - Politecnico di Milano
Vicepresidente: Marina Cabrini - Università di Bergamo
Segretario: Tiziano Bellezze - Università Politecnica delle Marche

FONDERIA

Fondato nel 1947

- Presidente:** Giovanni Caironi - FIAS Srl

FORGIATURA

Fondato nel 2011

- Presidente:** Gabriele Rampinini - Forgiatura A. Vienna
Vicepresidente: Michele Formentelli - Forge Monchieri
Segretario: Cristian Viscardi - Ecotre Valente

LAVORAZIONI PLASTICHE METALLI

Fondato nel 1956

Presidente: Guido Capoferri - Consulente

Vicepresidente: Estore Donini - Consulente

Segretario: Enrico Mariani - Consulente

MATERIALI PER L'ENERGIA

Fondato nel 1959

Presidente: Giorgio Gavelli - Consulente

Vicepresidente: Augusto Di Gianfrancesco - CompuSystem

Segretario: Cristina Guardamagna - RSE SpA

METALLI E TECNOLOGIE APPLICATIVE

Fondato nel 1986

Presidente: Vincenzo Loconsolo - UNIMET

Segretario: Riccardo Gerosa - Politecnico di Milano, Lecco

METALLI LEGGERI

Fondato nel 1954

Presidente: Giulio Timelli - Università di Padova, Vicenza

Vicepresidente: Amelia Montedoro - Tubiflex SpA

Segretario: Elisa Fracchia - Politecnico Di Torino, Alessandria

METALLURGIA DELLE POLVERI E TECNOLOGIE ADDITIVE

Fondato nel 1949

Presidente: Ilaria Rampin - Pometon SpA

Vicepresidente: Riccardo Casati - Politecnico di Milano

Segretario: Lisa Biasetto - Università di Padova

METALLURGIA FISICA E SCIENZA DEI MATERIALI

Fondato nel 1991

Presidente: Paola Bassani - CNR ICMATE

Vicepresidente: Riccardo Donnini - CNR IENI

Segretario: Alberto Castellero - Università di Torino

PRESSOCOLATA

Fondato nel 2001

- Presidente:** Piero Parona - Baraldi Srl
- Vicepresidente:** Giulio Timelli - Università di Padova, Vicenza
- Segretario:** Roberto Martina - Diecasting Service

RIVESTIMENTI E TRIBOLOGIA

Fondato nel 2006

- Presidente:** Giovanni Bolelli - Università di Modena e Reggio Emilia
- Vicepresidente:** Denis Romagnoli - STS Group
- Segretario:** Lorenzo Montesano - Università di Brescia

STORIA DELLA METALLURGIA

Fondato nel 1953

- Presidente:** Gian Luca Garagnani - Università di Ferrara
- Vicepresidente:** Alessandro Ervas - Fucina Ervas

SVILUPPO TRATTAMENTI TERMICI

Fondato nel 2011

- Presidente:** Marco Trevisan - Trevisan Srl
- Vicepresidente:** Alessandro Crema - Cullati Trattamenti Termici Srl
- Segretario:** Karim Mattea - S.T.T. srl

TRATTAMENTI TERMICI E METALLOGRAFIA

Fondato nel 1948

- Presidente:** Enrico Morgano - SILCO Srl
- Vicepresidente:** Massimo Pellizzari - Università di Trento
- Segretario:** Antonio De Sario - Vimi Fasteners SpA

siderweb
THE ITALIAN STEEL COMMUNITY

**PARTECIPA AI PROSSIMI EVENTI
di SIDERWEB, la community dell'acciaio!**

26 settembre 2024

siderweb
FORUM

2024

Un nuovo evento, un nuovo format,
un nuovo momento per pensare al futuro dell'acciaio.



Teatro Palladio
VICC, Vicenza Convention Centre

13 novembre 2024

**BILANCI
D'ACCIAIO
2024**

Analisi in chiave strategica e prospettica
dei bilanci 2023 della filiera siderurgica.



Villa Fenaroli
Brescia

6-7-8 maggio 2025

MADE IN 
STEEL
CONFERENCE & EXHIBITION

L'evento internazionale
dedicato alla filiera siderurgica.



fieramilano Rho
Milano

maggiori dettagli su
www.siderweb.com

Normativa / Standards

Norme pubblicate e progetti in inchiesta (aggiornamento al 30 giugno 2024)

Norme UNSIDER pubblicate da UNI nel mese di giugno 2024

UNI EN 10051:2024

Nastri laminati a caldo in continuo e lamiere/fogli tagliati da nastri larghi di acciai non legati e legati - Tolleranze sulle dimensioni e sulla forma

Norme UNSIDER ritirate con sostituzione da UNI nel mese di giugno 2024

UNI EN 10051:2011

Nastri laminati a caldo in continuo e lamiere/fogli tagliati da nastri larghi di acciai non legati e legati - Tolleranze sulle dimensioni e sulla forma

Norme UNSIDER pubblicate da CEN e ISO nel mese di giugno 2024

EN ISO 15544:2024

Oil and gas industries - Offshore production installations - Requirements and guidelines for emergency response (ISO 15544:2024)

EN ISO 21068-2:2024

Chemical analysis of raw materials and refractory products containing silicon-carbide, silicon-nitride, silicon-oxynitride and sialon - Part 2: Determination of volatile components, total carbon, free carbon, silicon carbide, total and free silicon, free and surface silica (ISO 21068-2:2024)

EN ISO 21068-3:2024

Chemical analysis of raw materials and refractory products containing silicon-carbide, silicon-nitride, silicon-oxynitride and sialon - Part 3: Determination of nitrogen, oxygen and metallic and oxidic constituents (ISO 21068-3:2024)

EN ISO 21068-4:2024

Chemical analysis of raw materials and refractory products containing silicon-carbide, silicon-nitride, silicon-oxynitride and sialon - Part 4: XRD methods (ISO 21068-4:2024)

EN ISO 8840:2024

Refractory materials - Determination of bulk density of granular materials (grain density) (ISO 8840:2021)

EN 17970:2024

Ductile iron pipes - Push-in joints for ductile iron pipe systems - Resistance against root penetration - Requirements and test methods

EN 10188:2024

Steels and cast irons - Determination of chromium content - Flame atomic absorption spectrometric method (FAAS)

EN 10178:2024

Steels - Determination of niobium - Spectrophotometric method

EN 10179:2024

Steels - Determination of nitrogen (trace amounts) - Spectrophotometric method

ISO 15544:202

Oil and gas industries — Offshore production installations — Requirements and guidelines for emergency response

ISO 13623:2017/Amd 1:2024

Petroleum and natural gas industries

— Pipeline transportation systems
— Amendment 1: Complementary requirements for the transportation of fluids containing carbon dioxide or hydrogen

ISO 6398-1:2024

Oil and gas industries including lower carbon energy — Submersible linear motor systems for artificial lift — Part 1: Submersible linear motor

ISO 4954-1:2024

Steels for cold heading and cold extruding — Technical delivery conditions — Part 1: Non-alloy and alloy steels

ISO 4954-2:2024

Steels for cold heading and cold extruding — Technical delivery conditions — Part 2: Stainless steels

Progetti UNSIDER messi allo studio dal CEN (Stage 10.99) – luglio 2024

prEN 1564 rev

Founding - Ausferritic spheroidal graphite cast irons

prEN 10346 rev

Continuously hot-dip coated steel flat products for cold forming - Technical delivery conditions

Progetti UNSIDER in inchiesta prEN e ISO/DIS – luglio 2024

prEN – progetti di norma europei

prEN ISO 14723

Oil and gas industries including lower carbon energy - Pipeline transportation systems - Subsea pipeline valves (ISO/

DIS 14723:2024)

prEN 15991

Testing of ceramic raw materials and ceramic materials - Direct determination of mass fractions of impurities in powders and granules of silicon carbide by inductively coupled plasma optical emission spectrometry with electrothermal vaporisation (ETV-ICP-OES)

prEN ISO 683-7

Heat-treatable steels, alloy steels and free-cutting steels - Part 7: Bright products of non-alloy and alloy steels (ISO 683-7:2023)

ISO/DIS – progetti di norma internazionali
ISO/DIS 14723

Oil and gas industries including lower carbon energy — Pipeline transportation systems — Subsea pipeline valves ISO/DIS 10903
 Oil and gas industries including low carbon energy — Pipeline transportation systems — Pipeline geohazard monitoring processes, systems and technologies

Progetti UNSIDER al voto FprEN e ISO/FDIS – luglio 2024
FprEN – progetti di norma europei
FprEN ISO 10426-5

Oil and gas industries including lower carbon energy - Cements and materials for well cementing - Part 5: Determination of shrinkage and expansion of well cement formulations (ISO/FDIS 10426-5:2024)

FprEN ISO 23936-4

Oil and gas industries including lower

carbon energy - Non-metallic materials in contact with media related to oil and gas production - Part 4: Fiber-reinforced composite (ISO/FDIS 23936-4:2024)

FprCEN/TS 17889

District heating pipes - Factory made flexible pipe systems - Classification, requirements and test methods for bonded or non-bonded system with thermoplastic reinforced service pipes (TRSP)

FprEN ISO 643

Steels - Micrographic determination of the apparent grain size (ISO/FDIS 643:2024)

FprEN ISO 642

Steel - Hardenability test by end quenching (Jominy test) (ISO/FDIS 642:2024)

FprEN ISO 9658

Steel - Determination of aluminium content - Flame atomic absorption spectrometric method (ISO/FDIS 9658:2024)

ISO/FDIS – progetti di norma internazionali
ISO/FDIS 23936-4

Oil and gas industries including lower carbon energy — Non-metallic materials in contact with media related to oil and gas production — Part 4: Fiber-reinforced composite materials

ISO/DTS 20790

Oil and gas industries including lower carbon energy — Guidelines for green manufacturing and lower carbon emission of oil and gas-field equipment and materials

ISO/FDIS 14404-1

Calculation method of carbon dioxide emission intensity from iron and steel production — Part 1: Steel plant with blast furnace

ISO/FDIS 14404-2

Calculation method of carbon dioxide emission intensity from iron and steel production — Part 2: Steel plant with electric arc furnace (EAF)

ISO/FDIS 14404-3

Calculation method of carbon dioxide emission intensity from iron and steel production — Part 3: Steel plant with electric arc furnace (EAF) and coal-based or gas-based direct reduction iron (DRI) facility

ISO/FDIS 10426-5

Oil and gas industries including lower carbon energy — Cements and materials for well cementing — Part 5: Determination of shrinkage and expansion of well cement formulations

ISO/FDIS 9658

Steel — Determination of aluminium content — Flame atomic absorption spectrometric method

ISO/DTR 7035-2

Design and asset management of DIP for water application — Part 2: Design, installation and operation

ISO/FDIS 643

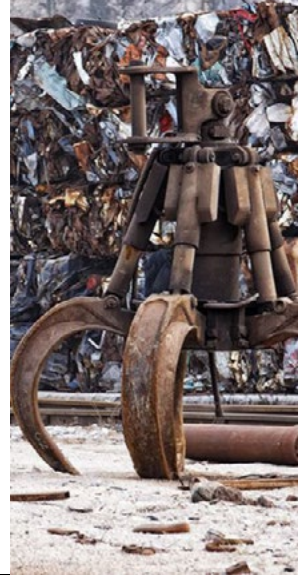
Steels — Micrographic determination of the apparent grain size

ISO/FDIS 642

Steel — Hardenability test by end quenching (Jominy test)

CIRCULAR METALLURGY

international meeting



**RAW MATERIALS,
BY-PRODUCTS
& RECYCLING**

**BERGAMO
28-29 NOVEMBER
2024**

CALL FOR PAPERS

Prospective authors wishing to present are invited to submit a tentative title and an abstract of about 400 words (in English) to the Organising Secretariat. The abstract should provide sufficient information for a fair assessment.

Two ways to submit papers will be available:

- to fill in the form on the International Meeting website at www.aimnet.it
- to send the title and the abstract, together with the requested information (Name and Surname, Affiliation, Mailing Address, Phone and e-mail) by e-mail to: aim@aimnet.it

ORGANISED BY



**ASSOCIAZIONE
ITALIANA DI
METALLURGIA**

WITH THE SUPPORT OF



RICREA
CONSORZIO NAZIONALE RICICLO
E RECUPERO IMBALLAGGI ACCIAIO

CIRCUMET