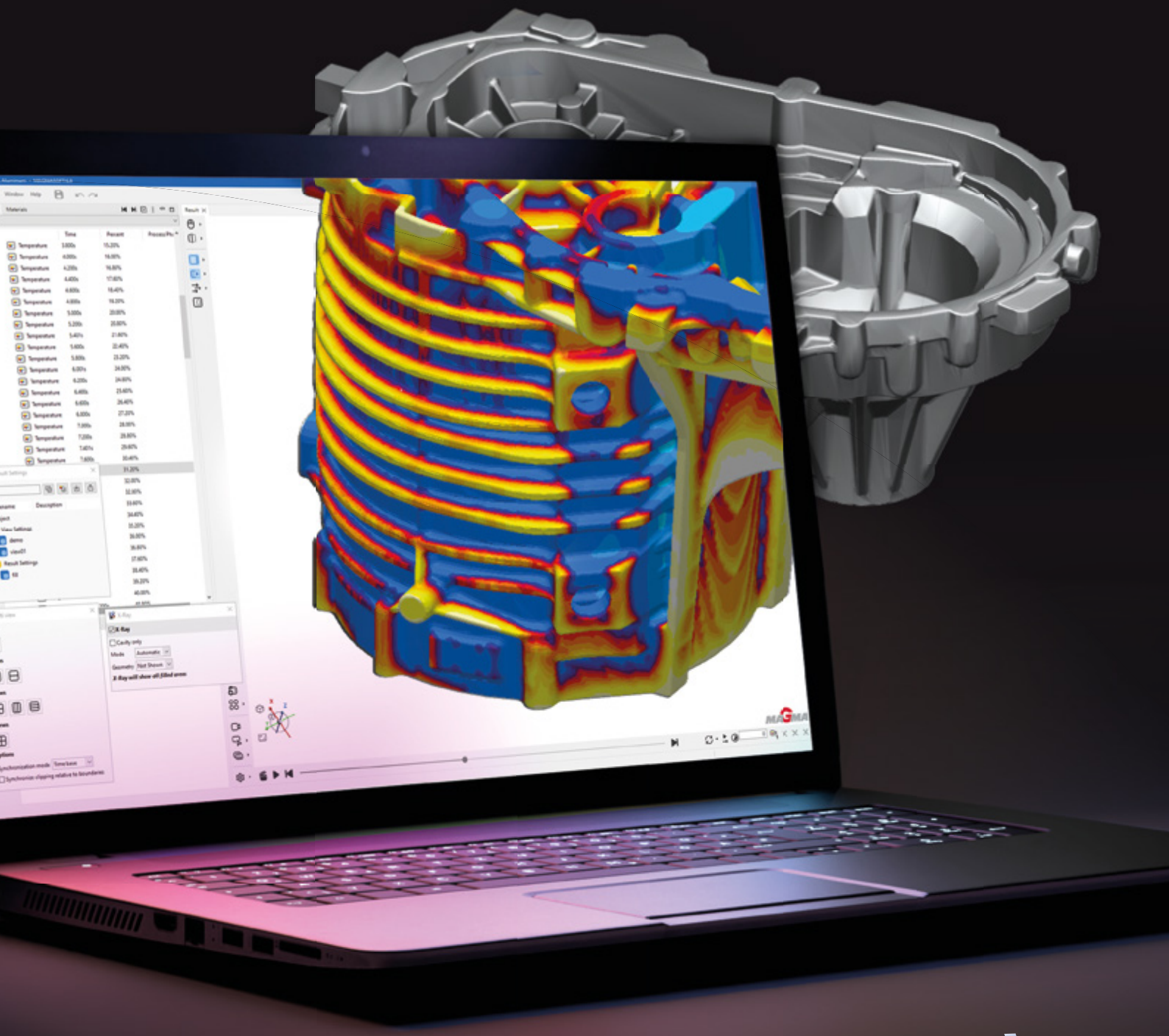
Casting Knowledge.
In a Software.

MAGMA
Committed to Casting Excellence



Learn more...

MAGMASOFT®
autonomous engineering

N° 44
MARS 2024

TECHNINews FONDERIE

DÉCOUVERTE

LES FONDERIES DE VAUCOULEURS

PAGE 16

TECHNIQUE

MECHANICAL INTEGRITY AND EROSION RESISTANCE OF 3D SAND PRINTING MATERIALS

PAGE 21

UNE PUBLICATION DE
ASSOCIATION TECHNIQUE DE FONDERIE

HA GROUP

Procédé Pentex

Résols alcalins

Boîte froide PU

Résines furaniques

Sables enrobés

Résines copolymères et condensées

Boîte chaude Cleantech

Résines phénoliques acides

Sables spéciaux
Additifs carbonés pour sable à vert

HÜTTENES ALBERTUS France
Des produits 100 % made in France
au service de toutes les fonderies

ha-group.com/fr

édito.

COP28 un nouveau départ ?

Gilbert RANCOULE
ATF

La COP28 : une histoire renouvelée sur une prise de conscience déjà ancienne. La planète brûle, mais que voit-on : encore et toujours des réunions pour statuer du besoin de changer nos modes de consommation, mais désirant avant tout conserver les acquis de chacun sur les moyens à mettre en œuvre pour y parvenir. Parler du climat, mais avant tout ne pas révolutionner notre modèle économique ni les perspectives de croissance, reconnaitre le problème du réchauffement climatique mais attendre autant que possible avant de rompre avec nos méthodes d'hier, faire acte de volonté sans avoir les moyens financiers de promouvoir le changement, parler encore, mais ne pas fixer ou repousser si possible l'échéance. Nous avons déjà vécu cela par le passé, la planète souffre, le monde écoute et regarde.

Quels sont les axes qui touchent notre industrie directement ou indirectement, que devrons nous affronter et a quoi devrons nous contribuer pour apporter notre pierre à l'édification d'un monde plus « écologique ». Parfois subir les contraintes qui nous seront imposées, parfois être acteur dans les changements économiques qui s'annoncent. La fonderie est énergivore et souvent polluante dans la fusion et le traitement métallurgique des métaux, mais elle est également porteuse d'une contribution inégalée dans la conception et la réalisation de pièces nécessaires aux transformations de notre environnement.

Entre réduction des énergies fossiles et lente transition vers les énergies renouvelables !

Les Parties sont finalement parvenues à un accord de compromis à Dubaï. Le texte d'accord prévoit une transition hors des énergies fossiles pour atteindre la neutralité carbone en 2050. L'accord final rappelle l'objectif de neutralité carbone en 2050 et son atteinte de manière « juste, ordonnée et équitable », afin de différencier les rythmes d'action des pays développés et des pays émergents ou en développement. Parmi les « véritables avancées » du texte, l'objectif inscrit noir sur blanc de tripler les énergies renouvelables et de doubler l'efficacité énergétique en 2030, l'opérationnalisation du fonds pour les pertes et préjudices et la mise en place d'un cadre en matière d'adaptation. Nous parlons à présent d'un pic de consommation en énergies fossiles vers 2028, avant une décroissance programmée même si encore trop lente au gout des mouvements pour l'environnement. De quoi voir dans le résultat de cette COP28 un nouveau compromis et une remise à plus tard pour des décisions fermes. Les paris technologiques sont encore trop mis en avant comme la capture et le stockage du carbone, le besoin de transition hors des énergies fossiles.

Décarboner les secteurs de la mobilité et de l'environnement

Le secteur des transports représentait environ 20 % des émissions mondiales de gaz à effet de serre, dont plus de 40 % provenaient des voitures particulières. La décarbonisation des secteurs de la mobilité et de l'environnement bâti nécessite une stratégie globale allant au-delà des émissions de gaz d'échappement.
L'Europe est à la pointe de la demande mais pas de la production dans ce domaine qui concentre de nombreuses ressources, une faute à l'intégration des étapes de conception et aux manques flagrants de matériaux stratégiques contributeurs d'une économie tournée définitivement vers l'électrique.

Tripler la production d'électricité nucléaire ?

La question consiste à savoir si tripler le nombre de réacteurs nucléaires en service dans le monde d'ici 2050 est autre chose qu'un effet d'annonce. Car les filières et industries nucléaires existantes aujourd'hui sont incapables de le faire. Pour y parvenir, elles doivent se lancer dans des programmes gigantesques de formation d'ingénieurs et de techniciens de haut niveau et de développement des capacités de production des équipements de haute technologie et de haute qualité indispensables au fonctionnement des centrales. Tout cela sans parler des usines d'enrichissement et de retraitement des combustibles et des mines d'uranium...

Accélérer la coordination sur les énergies renouvelables

Durant la 28ème édition de la Conférence des parties (COP 28), organisée aux émirats Arabes Unies, à Dubaï, un accord à été signé par 116 pays afin de tripler les capacités d'énergies renouvelables dans le monde, à l'horizon 2030, a annoncé la présidence de la Cop 28. Parmi les signataires figurent les États-Unis, le Canada, le Japon et l'Union européenne. Parmi les absents, la Chine, l'Inde et la Russie.
Ces pays se sont engagés à « travailler ensemble » en vue de porter les capacités mondiales d'énergies renouvelables (éoliennes, solaire, hydroélectricité...) à 11 000 gigawatts (GW) à cet horizon, contre environ 3 400 GW aujourd'hui, en prenant en compte « les différents points de départ et circonstances nationales » des différentes nations.

La COP n'est pas le plan directeur d'un changement, elle n'en est que la reconnaissance du chemin a prendre par nos économies pour sortir des énergies fossiles dans un horizon qui reste proche et malgré tout à définir. Les pressions économiques sont là pour nous rappeler que les efforts ne sont pas vains, construire le futur n'est pas oublier le passé mais faire abstraction de l'individualisme et mettre en avant le bien commun, sans attendre que la solution devienne évidente, des choix technologiques doivent être pris, de nouvelles opportunités apparaissent tous les jours.

Regardons les besoins et mettons nos ressources en adéquation avec la nouvelle économie qui se profile, nous avons tout à y gagner.

linkedin.com/company/foseco

FOSECO

L'avenir de l'industrie, c'est la connaissance.

La connaissance ne doit pas seulement être apprise, elle doit être expérimentée ; au cours de plusieurs décennies ; dans de nombreuses fonderies ; dans de nombreuses applications. C'est ce type de connaissances qui fait la différence ; qui permet de trouver des solutions et d'ouvrir la voie à l'avenir. C'est notre type de connaissance. Nous sommes Foseco.

Think beyond. Shape the future.

Profitez de nos connaissances et participez à notre webinaire „Efficient oxide removal with our user-friendly fluxes" ! Bénéficiez des conseils d'un expert et optimisez vos processus.

VESUVIUS
A VESUVIUS GROUP COMPANY

sommaire.

03 / EDITO
COP28 un nouveau départ ? *Article de Gilbert RANCOULE- ATF*

06 / AGENDA

PROFESSION
12 /
Poussières de silice : protégez-vous.
Journée d'amélioration des conditions de travail

13 /
Journée technique nationale
Valorisation des sables de fonderie : où en est-on ?

14 /
Despite existing uncertainties,
FISI increases in January.
FISI climbs to almost 93 index points.
Article du CAEF

ASSOCIATION
07 /
Journée Portes ouvertes au Lycée HENRI LORITZ de Nancy
Article de Stéphane SAUVAGE- ATF
Journée Portes ouvertes au Lycée MARIE CURIE de Nogent-sur-Oise
Article de Patrick VERDOT - ATF

08 /
Des étincelles lors des Portes ouvertes au Lycée HENRI BRISSON de Vierzon - Des étoiles plein les yeux lors de la visite de l'Observatoire radio astronomique de Nançay
Article de Patrice MOREAU - ATF

39 /
Assemblée Générale de l'ATF et Apéritif des fondeur au Midest

NEWS
15 /
Les secteurs de la transformation des métaux : Quelle sera la durabilité de la reprise ?
Article de FOUNDRY PLANET

DÉCOUVERTE
16 /
Découverte des Fonderies de Vaucouleurs
Interview de M. Luc BODART - Directeur Technique et Commercial Fonderies de Vaucouleurs par Bernard TARANTOLA

FORMATION
18 /
L'agenda des formations

20 /
Cyclatef Four Induction à Nancy du 6 au 7 février 2024 - *Article de l'équipe formation de l'ATF*

TECHNIQUE
21 /
Mechanical integrity and erosion resistance of 3D sand printing materials - Part 2
Article de Hyeon-Jin Sona, Seongwan Janga, Hyo-Jin Hyeonc, Hwan-Jong Leec, Jeong-Jik Yangc, Beom-Yeol Parkd, Seong-Sun Gwakd, Sung-Won Jangd, Chang-Jun Baea,

26 /
Effets de l'addition de Mn, de la vitesse de refroidissement et de la température de maintien sur la modification et la purification des composés riches en fer dans l'alliage AlSi10MnMg(Fe)
Article de Jon Mikel Sanchez, Maribel Arribas, Haize Galarraga, Maider Garcia de Cortazara, Marco Ellero, Franck Girot

33 / HISTOIRE & PATRIMOINE
Des fonderies de Tusey aux fonderies de Vaucouleurs De 1834 à 1959 - Partie 7
Article de Yves LICCIA - ATF

40 / ADHÉRER EN 2024

41 / ANNONCEURS

42 / EMPLOIS

TECH News FONDERIE

Revue professionnelle éditée par : Association Technique de Fonderie • 14 avenue de l'Opéra • 75001 Paris
Téléphone : +33 6 02 58 01 09 • E-mail : atf@atf-asso.com
https://atf.asso.fr/

Directrice de la publication : Mélody SANSON : Secrétaire Générale de l'Association Technique de Fonderie
Comité de rédaction : Guillaume ALLART, Pierre Marie CABANNE, Benjamin CLISSON, Patrice DUFEY, Fernand ECHAPPE, Emeline JOLIBERT, Gérard LEBON, André LE NEZET, Yves LICCIA, Xavier MENNUNI, Patrice MOREAU, Denis NAJJAR, André PIERSON, Gilbert RANCOULE, Cloé TEODORI, Jean Charles TISSIER, Alexis VAUCHERET
Publicité ATF : Gérard LEBON - Tél. : +33 6 19 98 17 72 • Emeline JOLIBERT - Tél. : +33 6 63 93 67 41 • Mélody SANSON Tél. : +33 6 02 58 01 09 • E-mail : regiepubtnf@atf-asso.com

Suivez-nous sur Linkedin :
ATF - Association Technique de Fonderie

Maquette et réalisation Kalankaa • +33 2 38 82 14 16

agenda.

MARS 2024

>>> **20 à Lohéac (France) :**
CONFERENCES TECHNIQUES AUTOUR DE L'ABRASION
Les matériaux et solutions existants
https://atf.asso.fr/media/technews/43/tnf43-agenda-plaquette-roc-et-tec-bretagne-loheac.pdf

>>> **25 au 28 à Paris Nord-Villepinte (France) :**
GLOBAL INDUSTRIE
https://www.global-industrie.com/fr/accueil

AVRIL 2024

>>> **4 à Vierzon (France) :**
J'ACT SILICE 2024 - Journée d'échanges dédiée aux conditions de travail et à l'attractivité des métiers exposant à la silice cristalline
https://helium-connect.fr/player/609bf55bb1ff6311211fd5ac/fid/6577246eb1ff630c597d08a8

>>> **4 au 5 à Lyon (France) :**
EUROPEAN CAST IRO GROUP MEETING
https://ecig2024.sciencesconf.org/

>>> **9 au 13 à Karlrue (Allemagne) :**
PAINT EXPO 2024 - Salon professionnel international des technologies de peinture industrielle
https://www.paintexpo.de/en/

>>> **17 au 19 à Osaka (Japon) :**
INTERMOLD OSAKA 2024 - Salon international des technologies de travail des matrices, des moules et des métaux
http://www.intermold.jp/2024

MAI 2024

>>> **11 au 13 à Guangzhou (Chine) :**
INTERNATIONAL DIE-CASTING, FOUNDRY & INDUSTRIAL FURNACE EXHIBITION 2024
Salon international spécialisé dans la fonderie, les moules et la coulée à haute pression ainsi que les fours industriels
https://www.julang.com.cn/

>>> **26 au 30 entre Stockholm (Suède) et Helsinki (Finlande) :**
HTC2024 - High-temperature melts in the casting process and much more
https://ju.se/en/collaboration/events-and-conferences/conferences/htc2024.html

JUIN 2024

>>> **4 au 6 à Colmar (France) :**
SEPEM INDUSTRIES EST 2024
Salon des services, équipements, process et maintenance
https://colmar.sepem-industries.com/fr

>>> **4 au 6 à Lyon (France) :**
3D PRINT 2024 - Congress & Exhibition
https://www.3dprint-exhibition-lyon.com/fr

>>> **4 au 6 à Stuttgart (Allemagne) :**
CASTFORGE 2024 - Salon des pièces moulées et forgées avec usinage
https://www.messe-stuttgart.de/castforge/en

>>> **4 au 7 à Poznan (Pologne) :**
METALFORUM 2024 - Salon de l'ingénierie de la métallurgie et de la fonderie
https://itm-europe.pl/en

>>> **5 au 8 à Shangai (Chine) :**
DIE & MOULD CHINA 2024 - Salon international des technologies pour les moulistes et les plasturgistes
https://www.dmcexpo.com/en/importantinfo.asp?3182.html

>>> **19 à Düsseldorf (Allemagne) :**
3ÈME JOURNÉE DU FUTUR DE L'INDUSTRIE DE LA FONDERIE 2024
https://www.guss.de/organisation/zukunftstag-2024

>>> **26 au 28 à Nagoya (Japon) :**
INTERMOLD DIE & MOLD ASIA 2024
Salon japonais international des technologies d'emboutissage des métaux
https://www.intermold.jp/nagoya/english/

JUILLET 2024

>>> **3 au 5 à Shanghai (Chine) :**
ALUMINIUM CHINA 2024 - Salon asiatique de l'industrie de l'aluminium. Matières premières, produits finis et semi-finis. Approvisionnement, échanges, mise en réseau
https://www.aluminiumchina.com/en-gb.html

APÉRITIF DES FONDEURS L'ATF SERA RAVIE DE VOUS ACCUEILLIR

le jeudi 28 mars 2024 de 12h00 à 15h00
au SALON GLOBAL INDUSTRIE-MIDEST
à Paris Nord Vilepinte Stand FONDERIE GIROUD INDUSTRIE
Hall 6B10

ASSEMBLÉE GÉNÉRALE ORDINAIRE DE L'ATF

le jeudi 28 mars 2024 à partir de 17h00
à l'hôtel Mercure Roissy Charles de Gaulle
Allée des Vergers - 95700 Roissy-en-France

Apéritif et dîner à partir de 19h au restaurant de l'hôtel.
Contact pour vous inscrire : atf-sg@atf-asso.com

Journée Portes ouvertes au Lycée HENRI LORITZ

De Nancy

Beau Succès de cette journée dans les ateliers du Lycée Loritz.

L'ATF, représentée par Bernard TARANTOLA et Stéphane SAUVAGE, était présente à NANCY au Lycée scientifique et technologique Henri LORITZ afin de promouvoir les métiers de la fonderie auprès des jeunes étudiants.

L'atelier de fonderie accueille les jeunes fondeurs des formations BTS Fonderie, BTS Fonderie Fine et Licence Pro Fonderie ainsi que ceux du Bac Pro Fonderie du lycée professionnel Jean PROUVÉ.

Par ces formations très complètes, le lycée LORITZ montre son attachement aux métiers de la fonderie.

Le stand ATF était dans le pôle métier de la porte ouverte dans lequel se trouvaient deux sociétés concernées par la fonderie : Stellantis site de Sept-fons et Saint-Gobain.

Nous avons pu **échanger avec les étudiants** sur le fait que la fonderie avait également besoin des métiers de la mécanique, le l'électrotechnique, de la conception etc....

La section fonderie avait organisé 2 coulées devant le public : coulée de bronze le matin et coulée de fonte l'après-midi.

Un atelier moulage était également organisé afin de montrer du concret aux futurs étudiants. Des moules ont été coulés et démoulés devant le public.

L'équipe enseignante nous a invité le midi pour un verre de l'amitié entre fondeurs (Philippe Betz, Laurent Henriot et Yvon Arzur).

Invitation par l'organisation (Laurence LOCHE et Didier KECK) à déjeuner avec les intervenants du pôle Métier.

Stéphane SAUVAGE - ATF ////////

Journée Portes ouvertes au Lycée Marie Curie

De Nogent-sur-Oise

Beaucoup de monde et un franc succès à la journée portes ouvertes du Lycée Marie Curie de Nogent -sur-Oise samedi 17 février.
Merci à Patrick VERDOT et André LE NEZET d'y avoir représenté notre association et d'avoir contribué à la promotion de nos métiers !

Patrick VERDOT - ATF ////////

Des étincelles lors des Portes ouvertes au Lycée HENRI BRISSON

Des étoiles plein les yeux lors de la visite de l'Observatoire radio astronomique de Nançay

Le lycée Henri Brisson, ouvrait une nouvelle fois ses portes aux visiteurs d'un jour afin que parents et futurs élèves puissent apprécier la qualité et la diversité des enseignements techniques qui y sont proposés.

Nos associations l'ATF et l'AAESF tout comme à Creil, Charleville-Mezières, Nancy, Nogent-sur-Oise et Lyon se sont jointes à ces évènements importants pour nos lycées d'enseignements techniques.

Parmi ces enseignements celui auquel notre revue s'intéresse tout particulièrement La Fonderie, sans oublier le modelage, les deux apprentissages étant associés par nature depuis fort longtemps.
Cette année de nouveau douze stands, sur lesquels neuf fonderies un équipementier et deux associations avaient installé leurs pièces de fonderie brutes ou usinées ainsi que leurs créations.
L'appui des entreprises permet ainsi de faire-savoir que notre métier recrute et qu'il a d'importants besoins de futurs talents.
Entreprises associations lycées le disent le répètent depuis des années, par le biais de différents médias.
Cette multiplication de médias et réseaux disponibles imposent de démultiplier nos messages.
Ainsi si certains de nos jeunes lecteurs souhaitent utiliser et partager cet article ou autres messages, vidéos photos des différents "posts" diffusés sur les différents réseaux sociaux en vogue en 2024 qu'ils s'en emparent et démultiplient ainsi ces informations auprès des jeunes en quête de parcours professionnels passionnants.

Cette présence illustre ce que notre métier apporte à l'industrie Française.
Les pièces exposées, des composants automobiles aéronautiques mécaniques électriques et bien d'autres encore tous plus éclectiques ne peuvent que convaincre de l'étendue des besoins que couvre la fonderie.
Ces exemples et cette présence des entreprises et de leurs représentants permettent également aux enseignants de convaincre parents et futurs élèves qu'ils entrent dans une formation vers un métier passion !
Il permet de plus de valider qu'entrer dans une filière de formation technique permet de tracer son chemin vers un emploi assuré.
Bien entendu les fondeurs sont là également pour encourager les élèves en cours d'apprentissage et futurs élèves, à venir vers leurs entreprises.
Ils les informent des différentes voies possibles, les stages, les formations en apprentissage, leurs différents niveaux qui mèneront les plus opiniâtres vers l'Ecole Supérieure de Fonderie et de Forge qui forme les futurs ingénieurs de notre profession.
Notons ici que Pierre-Yves BRAZIER directeur de l'ESFF était présent en matinée pour saluer enseignants, étudiants et industriels présents sur place.

Ces industriels sont venus de Vierzon pour **FCI Industries**, de l'Allier pour le site **Stellantis** de Sept Fons et **Saint-Rémy Industrie** (groupe LBI), de la Corrèze pour **Ucelia** (ex Constellium), de la Creuse pour les **fonderies FRAISSE**, de la Nièvre pour **Danielson**, du Loir & Cher pour **Barbas et Plailly**, du Loiret pour l'équipementier **Scoval**, de la Sarthe pour **Grandry, de** l'Indre pour **Linamar.**

L'**ATF** et l'**AAESFF** étaient représentées par les animateurs de la région Centre Auvergne. (Signataires de ce reportage pour TNF)
Nos deux associations ayant pris l'opportunité de réunir leurs adhérents régionaux pour à la fois découvrir les ateliers de fonderie du Lycée et fêter avec un peu de retard notre Saint-Eloi régionale.
Félicitations à tous, qui ont voulu, et sont venus voir ou revoir de nouveau Vierzon le samedi, pour soutenir les actions de la section fonderie du Lycée Technique.

Comme à son habitude la fonderie a fait le show et en fin de matinée, la coulée de différentes pièces en fonte a été suivie par une très nombreuse assistance qui avait bien enregistré l'heure où la magie de la coulée et de ses étincelles, fait toujours autant d'effets auprès des non-initiés.
Commentées en direct par Olivier CHUECA, orchestrées par Patrick CHUNLEAU et Jérôme GRADÈS, les différentes phases de la coulée ont mis en valeur jeunes et anciens élèves.
Ces derniers étaient fiers d'avoir étudié le moulage le noyautage d'avoir réalisé leurs moules, d'y associer la maîtrise du métal en fusion et de pouvoir le démontrer à un public toujours nombreux dans de telles occasions.

CONCOURS DE POIGNÉES DE PORTES

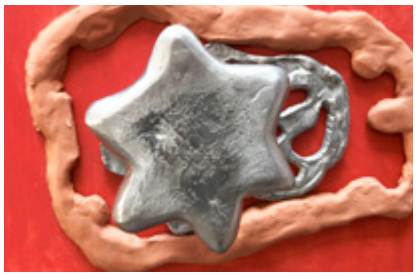
Autre source de fierté cette année un concours de réalisation de poignées de portes aux designs tous différents. Ces poignées réalisées en alliage d'aluminium étaient soumises aux votes des visiteurs de tous bords de tous âges. La poignée plébiscitée est la poignée au titre suivant « Brut », la seconde « Foisonnement » et la troisième « Liquide ».

Une idée simple pour démontrer aux familles que nos bruts de fonderie étaient non seulement nécessaires aux ensembles mécaniques les plus complexes mais aussi dans nos vies sous la forme de pièces que l'on empoigne chaque jour plusieurs fois par jour, sans forcément nous en rendre compte.
Difficile d'être exhaustif en quelques lignes pour décrire et informer nos lecteurs sur l'histoire du Lycée, les possibilités pédagogiques, y compris les formations par

Brut - 1ère

Foisonnement - 2ème

Liquide - 3ème



apprentissage. C'est pourquoi vous trouverez ci-après différents liens pour vous permettre de vous diriger soit vers le site internet, soit de prendre contact avec les enseignants qui pourront vous apporter toutes les informations que vous souhaiteriez pour donner suite à la lecture de cet article.

Le Lycée et contacts pour la fonderie :

>>> https://lycee-henribrisson.com/

>>> https://lycee-henribrisson.com/filiere/bts-fonderie/

>>> Olivier CHUECA. olivier.chueca@gmail.com

SORTIE DU GROUPE CENTRE AUVERGNE

En complément de la journée, l'action régionale Centre Auvergne ATF AESFF ont célébré avec un peu de retard à la fois leur saint-patron Eloi et les bientôt 30 ans de la relance de notre action régionale CENTRE AUVERGNE.

En effet notre action régionale Centre Auvergne fut relancée en 1995 ici dans la même ville le même lieu le 01 décembre 1995.

Il nous revenait, à nous animateurs actuels de la région de décider qui après Pierre SADON son actuel et donc bientôt "past-détenteur", allait recevoir la crosse de Saint-Eloi qu'il aime à remettre année après année à ses pairs.

Une crosse imaginée par notre groupe crée, taillée sculptée par l'un de nos anciens adhérents M. SERRAULT un ancien de la fonderie des pompes Guinard de Châteauroux que notre récipiendaire de cette année Gérard LEROUX a dirigé sous une autre raison sociale lorsqu'il travaillait pour le groupe AFE (devenu SAFE METAL).

Gérard LEROUX fidèle de nos sorties et de nos associations, qui vient de recevoir une magnifique cloche offerte par ses collègues, pour son départ en retraite de la Fonderie Grandry. Et pas n'importe quelle cloche puisqu'elle a été fondue par un célèbre saintier Français la Fonderie Cornille Havard de Villedieu-les-Poêles.

Une cloche et une crosse de St Eloi Gérard pourra porter la bonne parole du fondeur pendant les mois qui viennent.

DES ETOILES PLEIN LES YEUX

Le temps fort de notre après-midi fût sans nul doute la visite du Pôle des étoiles, une attraction locale bâtie autour du télescope radio astronomique installé à Nancay et inauguré par le Général de Gaulle le 05 mai 1965.

Cet établissement dépend et est dirigé par les services de l'observatoire de Paris

>>> Histoire du site de Nançay - Observatoire de Paris - PSL - Centre de recherche en astronomie et astrophysique

>>> Pôle des Étoiles de Nançay, un lieu exceptionnel au cœur du Berry (poledese-toiles.fr)

Notre guide du jour nous a expliqué pas à pas le mode de fonctionnement de cette installation, son principe de fonctionnement quelques-uns de ses objectifs actuels.

Un bref rappel du passé est nécessaire, la découverte du début du siècle dernier des différentes ondes non détectables émises par la matière donc présentes dans l'univers pousse les scientifiques dans les années 1930 1940 à concevoir des instruments d'observations de ces rayonnements de différentes fréquences. Les gigantesques projets conçus sont freinés par les guerres mondiales.

En France c'est sous l'impulsion d'Yves ROCARD Yves Rocard — Wikipédia (wikipedia.org) après la seconde guerre mondiale que Nançay est lancé il convint le Général de Gaulle de la nécessité de lancer cet instrument scientifique. Ce sera l'un des premiers au monde et il reste aujourd'hui le quatrième plus grand (Le premier par la taille est désormais Chinois)

Le choix du lieu fût dicté par la proximité de Paris, par son calme et l'absence dans cette partie basse de notre Sologne de foyers d'ondes et de rayonnements aux alentours. Les 150 hectares achetés à l'époque étaient peu chers et se situaient dans une zone plate non accidentée. (Les instruments du site se doivent d'être alignés dans le même plan horizontal).

La taille de cet instrument se trouve sur le lien ci-dessus. Son principe est simple en apparence une antenne parabolique métallique mobile orientable vers la partie de l'univers que l'on souhaite scruter, celui-ci qu'envoie les ondes vers un miroir fixe (constitué de poutres et de grillages métalliques) qui lui renvoie ces ondes électromagnétiques sur un capteur mobile en translation sur un rail.

Il va sans dire que nous nous sommes sentis un peu petit à l'énoncé des dimensions de cet outil ainsi qu'à l'énoncé des dimensions de notre système solaire, notre voie lacté composante de l'une des galaxies de l'univers.

Une voie lactée elle-même de petite dimension au vu du nombre de galaxies de notre univers.

En effet en ce début de siècle les scientifiques estimaient que notre univers comptait entre cent et deux cent milliards de galaxies, elles-mêmes composées en moyenne de plus de 100 milliards d'étoiles... Depuis avec le développement de nouveaux moyens d'observation ce chiffre a été semble-t-il fortement revu à la hausse.

La physique, nous indique notre guide, est une science où le doute est de mise.

Preuve en est avec des télescopes de plus en plus puissants, les incertitudes et probabilités associées semblent aussi vastes que l'univers.

Dans tous las cas vous comprendrez pourquoi

Remise de la crosse de Pierre SADON a gérard LEROUX

nous nous sentons à ce moment dans l'infiniment petit, face à cet infiniment grand.
Notre guide a commencé la visite avec une vue en direct du soleil, ici perpétuellement observé pour en saisir les mouvements.
Il nous indique en quoi cette observation est utile, en effet les orages magnétiques provoqués par les plus importantes éruptions solaires ont déjà provoqué des dégâts sur terre sur les régions les plus près des pôles moins protégés par l'atmosphère que le reste de la planète. Il nous précise que les satellites d'observation qui tournent au-dessus de nos têtes et qui eux ne sont pas protégées peuvent aussi être affectés, notamment leurs systèmes électroniques, La détection demande huit minutes, les orages provenant de cet astre se déplaçant beaucoup plus lentement, les systèmes de protection que ce soit sur terre ou dans l'espace peuvent être activés.
Notre guide nous indique ensuite et pour ne citer que quelques-unes de toutes ces informations qui auront marquées notre visite :

- Que l'observation des mouvements des galaxies mesurés par cet observatoire, permet de dire, mais jusqu'à preuve du contraire que les galaxies s'éloignent, donc que notre univers est en expansion. "Ce qui constitue une bonne nouvelle".
- Que l'âge de notre système solaire a été affiné, auparavant estimé entre 10 et 20 milliards d'années il serait plus proche de 12 Milliards et ne devrait pas s'éteindre avant encore 5 milliards d'années ?
- Que tous les chiffres donnés ici sont des estimations,

Nous terminerons cet article par une petite information anecdotique :
Certains citoyens en France se battent pour éloigner les antennes 4G ou autres 5G nécessaires à nos mobiles et à nos GPS.
Ici à l'entrée du village une banderole mise en place par certains habitants, réclame la 4G, en effet le village en est privé pour ne pas perturber le fonctionnement du radio télescope.
Effectivement en sortant du site nous n'avons pas pu réactiver nos mobiles mis en mode avion pour la visite ni nos GPS pendant quelques kilomètres, mais tous avons pu comme avant, retrouver nos chemins à vue sans le guide des ondes radios !

Patrice MOREAU - ATF

PRÉFÈTE DE LA RÉGION CENTRE-VAL DE LOIRE
Liberté
Égalité
Fraternité

Direction régionale de l'économie, de l'emploi, du travail et des solidarités

PLAN SANTÉ AU TRAVAIL 2021-2025 RÉGION CENTRE-VAL DE LOIRE

Programme du 04.04.24 au Centre de Congrès de Vierzon

JOURNÉE d'AMÉLIORATION des CONDITIONS de TRAVAIL comme levier d'attractivité des métiers
J'ACT la Si Silice
exposant à la SILICE CRISTALLINE

Poussières de silice, protégez-vous !

9 h 00 **Café d'accueil**

9 h 30 **Introduction**
(Directrice Régionale de la DREETS CVL)

9 h 45 **Table ronde**
Accueil d'un nouveau salarié
(Aract, CGT, FFB, Org. Prévention, Entreprise)

10 h 30 **Pause / Visite des stands**

10 h 50 **Présentation des travaux**
du DÉFI Silice par les lycées professionnels et CFA

11 h 30 **La silice en quelques questions**
Quiz interactif avec la salle
(APST18, APST37, DREETS)

12 h 20 **Remise des trophées du DÉFI Silice**

12 h 30 **Déjeuner**

14 h / 16 h **Ateliers** – Les participants prendront part à l'ensemble des ateliers.

Atelier 1
Démarche de prévention des risques professionnels (OPPBTP, SanTBTP, Carsat, APST18, APST37, CIHL, MSA)

Atelier 2
Employeurs – apprentis/stagiaires : **un duo gagnant** (DDETS 18 – 37 – 41)

Atelier 3
« Règles d'or pour accueillir un jeune en sécurité » (Aract)

16 h 00 Clôture

Inscrivez-vous dès maintenant !

Inscription ICI

Centre de Congrès de Vierzon
16 Rue de la Société Française 18100 Vierzon

L'Assurance Maladie RISQUES PROFESSIONNELS · Carsat Centre-Val de Loire · msa santé famille retraite services L'essentiel & plus encore · OPPBTP · présanse PRÉVENTION ET SANTÉ AU TRAVAIL CENTRE-VAL DE LOIRE

Valorisation des sables de fonderie : où en est-on ?

Avec le soutien de :

Resand.

PROGRAMME

JEUDI 4 AVRIL 2024
À PARTIR DE 08H00- THÉÂTRE DE ST-DIZIER
PL. ARISTIDE BRIAND, 52100 ST-DIZIER
ET LA VISITE DE LA FONDERIE DE ST-DIZIER

08:00 - 08:30 / Accueil des participants
Mélody SANSON, Secrétaire Générale de - ATF
Guillaume KOZUBSKI, Responsable Relation Adhérents - FFF

08:30 - 08:40 / Introduction de la journée
Clotilde MACKE-BART, Responsable R&D - CETIM
Mélody SANSON, Secrétaire Générale – ATF
Guillaume KOZUBSKI, Responsable Relations Adhérents – FFF

08:40 - 09:15 / Cadre réglementaire applicable aux sables de fonderie
Nicolas CREON - FFF
(Actualités BREF et exigences réglementaires en matière de gestion HSE)

09:15 - 10:00 / Régénération et revalorisation des sables de fonderie, solutions techniques et évolutions
Jean-Bernard VIROLLES - CETIM
(Les points clés à maitriser)

10:00- 10:15 / PAUSE

10:15 - 10:45 / Perspective béton : Expérimentations et voies de développement
Marjorie PETITPAIN - CERIB
(Expérimentation et possibilités)

10:45 - 11:30 / Régénération des sables Solution et Business Model
Philippe DIAZ - RESAND OY

11:30 - 11:45 / Retour Expérience Fonderie
Leszek-Ander KLODZINSKI - FUNDICIONES PALACIO (Spain)

12:00 - 13:15 / Table Ronde, Groupe de travail

13:15 - 14:15 / Apéritif déjeunatoire en commun offert

FSD

14:30 - 16:00 / Visite de la fonderie de ST-DIZIER
Baptiste BOUAN - FONDERIES de ST-DIZIER
38, rue Waldeck Rousseau
Apportez vos propres EPI

INSCRIPTION

Auprès de votre contact ATF ou de votre contact FFF :

MELODY SANSON - ATF
SECRÉTAIRE GÉNÉRALE
MOB. : +33 (0)6 02 58 01 09
atf-sg@atf-asso.com

Demande d'inscription

GUILLAUME KOZUBSKI - FFF
RELATIONS ADHÉRENTS ET GROUPEMENTS
TÉL. : +33 (0)1 43 34 76 51
MOB. : +33 (0)6 58 49 29 84
g.kozubski@forgefonderie.org

Demande d'inscription

Afin de permettre la bonne organisation de l'évènement,
Les inscriptions sont souhaitées avant le jeudi 21 mars 2024

The European Foundry Association

PRESS RELEASE • 26 FEBRUARY 2024

European Foundry Industry Sentiment, January 2024:
Despite existing uncertainties, FISI increases in January. FISI climbs to almost 93 index points.

This January, the European Foundry Industry Sentiment Indicator (FISI) records a delightful increase, marking an upswing to 92.9 index points. This adjustment exceeds the negative development observed in December, as the index experiences an increase of 2.9 points, settling at 92.9 compared to 90.0 the previous month.

A new year always bears the possibility of change and a positive turnaround. Despite the many difficulties that foundries have had to endure in recent years, the industry remains robust. Eventhough the industry has noticed a lack of subsidies, support, or any kind of relief, the FISI still managed to increase in the second month of the new year. This result is partially due to the fact that we have received mixed results from the member associations for the current month. Furthermore, it has to be mentioned that the significant increase in January is predominantly ttributed to the Non-Ferrous Sector.

Persistent challenges such as elevated energy prices, labour shortages, and uncertainties surrounding the availability of raw materials persistently exert pressure on foundries across Europe. These factors, when considered collectively, create a complex environment that necessitates strategic planning and adaptation to ensure the resilience and sustainability of the foundry industry in the region.

Meanwhile the **Business Climate Indicator** (BCI) stands at -0.42 index points in January.
This marks the seventh consecutive time that the BCI is below the critical threshold of 0 index points. The index increased once again by 0.03 points from -0.45 in December. This month the negative BCI can be attributed as in the previous month mainly to the situation of the assessment of export order-book levels. The ongoing geopolitical tensions in both the Middle East and Ukraine are playing a pivotal role in propelling this development.

European Foundry Industry sentiment Indicator (FISI) and Business Climate Indicator Euro Area (BCI) • January 2024

The FISI – European Foundry Industry Sentiment Indicator – is the earliest available composite indicator providing information on the European foundry industry performance. It is published by CAEF the European Foundry Association every month and is based on survey responses of the European foundry industry. The CAEF members are asked to give their assessment of the current business situation in the foundry sector and their expectations for the next six months.

The BCI – Business Climate Indicator – is an indicator published by the European Commission.
The BCI evaluates development conditions of the manufacturing sector in the euro area every month and uses five balances of opinion from industry survey: production trends, order books, export order books, stocks and production expectations.

Please find the chart enclosed or combined with additional information at www.caef.eu.

>>> BACKGROUND INFORMATION ON CAEF:

CAEF is the umbrella organisation of the national European foundry associations. The organisation, founded in 1953, has 22 European member states and works to promote the economical, technical, legal and social interests of the European foundry industry. At the same time, CAEF implements activities which aim at developing national foundry industries and coordinating their shared international interests. The General Secretariat is situated in Düsseldorf since 1997.

CAEF represents 4 400 European foundries. Nearly 260 000 employees are generating a turnover of 39 billion Euro. European foundries are recruiting 20 000 workers and engineers per year. The main customer industries are e.g. the automotive, the general engineering and the building industries as well as the electrical engineering industry. No industrial sector exists without using casted components.

Further information at www.caef.eu. and CAEF LinkedIn

CAEF The European Foundry Association contact:
Johannes KAPPES
Secretary Commission for Economics & Statistics
phone: +49 211 68 71 – 291
e-mail: johannes.kappes@caef.eu

Les secteurs de la transformation des métaux : Quelle sera la durabilité de la reprise ?

Une analyse du secteur de la transformation des métaux sur la place internationale prenant comme référence le marché Allemand, permet de mesurer la reprise de l'activité industrielle depuis 2020 et de se projeter sur des secteurs économiques particulièrement malmenés dans Europe de l'énergie. La reprise de l'activité automobile est analysée à la vue de l'introduction des véhicules électriques dans notre environnement post covid. Les tendances 2023 montrent que nous ne sommes pas encore parvenus à retrouver les niveaux de production d'avant la crise.

Le contexte mondial, la e-mobilité et l'industrie mécanique très caractéristiques du marché Allemand sont analysés au travers des statistiques. La reprise économique initialement envisagée pour 2024, montre déjà des signes de faiblesse. La hausse des taux d'intérêt, l'inflation toujours présente et les prix de l'énergie seront des acteurs particulièrement importants pour la concrétisation d'une croissance attendue.

L'importance de l'éolien dans le paysage énergétique restera une valeur sûre de 2024, même si les entreprises allemandes se retiennent d'investir plus, notamment en raison de l'incertitude quant à l'évolution future des couts de l'énergie et de la durée des conflits. La place prépondérante de la Chine dans cette production mondiale d'éoliennes avec près de 60% du marché actuel, grâce en partie à la situation de quasi-monopole dans l'extraction des terres rares renforçant cette position domination de la Chine. Le développement de l'industrie automobile autour de l'électrique progresse, même si la production souffre également des coûts de l'énergie et de la pénurie croissante de main-d'œuvre qualifiée.

MBI MetalSource publication

FOUNDRY-PLANET 2023

Maîtrisez la production de votre sable de moulage
avec nos malaxeurs à vitesse variable

ROTOMAX Compact 7 à 20 t/h
ROTOMAX 20 à 170 t/h

- Optimisation de la qualité de votre sable de moulage,
- Gains de consommation d'énergie,
- Diminution de vos rebuts et consommation d'additifs,
- Réduction des coûts de maintenance.

SCOVAL

33 (0)2 38 22 08 12 • www.scoval.fr

Représentant officiel : VIBROTECH engineering (Vibrants) aju (Grenailleuses)

La FRENCH FAB CENTRE VAL DE LOIRE

Découverte des fonderies de Vaucouleurs

FONDERIES DE VAUCOULEURS

La société Fonderie Jeanne d'Arc à Vaucouleurs crée fin 19ème a été acquise par la société MATROT et de FORSAN en 1916 et prend le nom de Fonderies et Ateliers de la Meuse en 1922.
M. Georges de FORSAN résistant sera déporté et décédera en 1945. Après la guerre c'est alors M. Alexandre DENIS qui reprendra la gestion de la société avec l'aide de Monsieur Pierre ESCH qui dirigeait alors les Fonderies de Tusey.

Dans les années 1950 les deux sociétés fusionneront et prendront en 1961 le nom de **Fonderies de Vaucouleurs**. Monsieur Pierre ESCH prendra alors la direction de cette société anonyme jusqu'en 1975 où M. Jean-Marie BODART, puis son fils Luc et enfin M. Patrick MULLER lui succéderont.

>>> DES INVESTISSEMENTS JUDICIEUX ET RÉGULIERS

Au cours de toutes ces années la société s'est efforcée d'investir régulièrement pour pouvoir rester compétitive, **elle s'est dotée d'un atelier d'usinage équipé de machines de précision qui lui permettent de livrer des ensembles et sous- ensembles finis.** Nous élaborons des pièces en fonte grise et en fontes GS (élaborée au fil fourré) en petites et moyennes séries voir à l'unité d'un poids maximum de 2 tonnes.

Fraiseuse CNC à banc fixe LAGUN GBR 3

Centre de tournage 4 axes CNC Mazak INTEGREX 70

La perte d'un gros client en 1993 qui a délocalisé sa production et fermé certains de ses sites en France puis en Allemagne oblige l'entreprise à se séparer d'une partie de ses effectifs, mais les récents investissements de cette époque, notamment son premier centre d'usinage lui permettent de surmonter cette période difficile et de rester présente sur le marché.

En 1999, la société investie dans **un four à induction moyenne fréquence de 2 tonnes, améliorant de ce fait sa métallurgie, diminuant ces rejets de poussières et améliorant son empreinte carbone.** Trois années plus tard un deuxième four à induction vient compléter le poste de fusion.

En 2008 nous avons investi dans **un centre d'usinage de fraisage 5 axes et de tournage Ø1800 DMC** être en mesure de répondre d'une part à la demande croissante d'un de nos clients, mais également pour sécuriser ses approvisionnements. A l'époque cet investissement représentait 50 % de notre chiffre d'affaires.

Tout comme en 1993, cet équipement nous a permis de retrouver de nouveaux clients en dépit de la crise de 2009.
En 2015, nous avons créé un **nouveau chantier de moulage en sable furanique, avec des dimensions des châssis de 1070x1070.**

Cette même année, la société a investi dans **une fraiseuse 4 axes avec magasin de 60 outils de courses utiles 3500x1250 hauteur 1500.**

Nous sommes une fonderie à taille humaine ce qui nous permet d'être très réactif à toute demande de nos clients.

> ***Satisfaction : être toujours présent et parvenir à se moderniser***

Ces dernières années nous avons axé nos investissements sur les équipements de fonderie :

En 2020 **une grenailleuse à plateau de trois mètres et tout récemment une cellule robotisée de finition** de pièces fonte par outil porté avec l'intégration d'un robot ABB, ainsi qu'une cisaille hydraulique pour débarrasser les pièces de leurs systèmes de coulée.

> ***Les difficultés : actuellement la difficulté majeure à laquelle nous devons faire face est celle de trouver du personnel.***

Le second point et non des moindres sera pour l'entreprise de **faire face à la hausse des coûts de l'énergie** qu'il est difficile de répercuter auprès des clients soumis à la concurrence internationale.

Le personnel, la transmission du savoir-faire seront les points d'actualité de ces prochaines années.

La volonté de la société reste la continuité des améliorations des conditions de travail des salariés tout en continuant à évoluer sur le plan qualitatif et technologique.

Interview de M. Luc BODART ////////
Directeur Technique et Commercial
Fonderies de Vaucouleurs
par Bernard TARANTOLA - ATF ////////

Cellule robotisée d'ébarbage SiiF FLEX 500 – Poste de chargement

Cellule robotisée d'ébarbage SiiF FLEX 500 – Intérieur de la cabine avec robot ABB

Centre d'usinage DECKEL MAHO DMC 200FD de fraisage 5 axes et de tournage Ø 1800

L'AGENDA 2024 DES FORMATIONS Cyclatef®

FORMATION FONDERIE

INSCRIVEZ-VOUS DIRECTEMENT À UNE FORMATION

Initiation aux bases de la fonderie	**du 12 au 15 mars** (Nancy)
Utilisation des données 3D pour la mise au point en fonderie	**du 3 au 5 avril** (Metz)
Les aciers moulés : métallurgie, élaboration et traitements thermiques	**du 9 au 11 avril** (Feurs)
Sables à prise chimique	**du 16 au 18 avril** (Nogent-sur-Oise)
Usage des réfractaires en fonderie	**du 14 au 16 mai** (Lille)
Fontes à graphite sphéroïdal	**du 22 au 24 mai** (Le Mans)
Défauts et imperfections en fonderie de fonte	**du 4 au 6 juin** (Lorient)
Réaliser un audit en fonderie	**du 25 au 27 juin** (Saint-Quentin)
Défectologie et imperfections en fonderie d'aciers	**du 10 au 12 septembre** (Saint-Dizier)
Sables à vert	**du 24 au 27 septembre** (Besançon)
Élaboration métallurgique et traitements thermiques des alliages d'aluminium moulés en atelier	**du 8 au 10 octobre** (Magny-Cours)
Outillages coquille métallique gravité, basse pression, contre pression pour alliages d'aluminium : conception, remplissage, thermique, poteyage	**du 15 au 17 octobre** (Châteauroux)
Métallurgie et métallographie des alliages d'aluminium	**du 5 au 7 novembre**
Fonderie sous pression NOUVEAU	**du 19 au 21 novembre** (Amiens)
Moulage de précision à la cire perdue	**du 26 au 28 novembre** (Toulouse)
Management des ateliers	**du 3 au 5 décembre**
Fonderie d'art et d'ornement NOUVEAU	**du 10 au 12 décembre**
Défauts en fonderie d'alliages d'aluminium coulés par gravité, basse pression, contre pression : diagnostics et solutions	**du 17 au 19 décembre** (Brive-la-Gaillarde)

RÉFÉRENCE

Cyclatef® : Initiation aux bases de la fonderie

Public concerné & prérequis

Prérequis : Niveau Bac ou équivalent, connaissance générale sur le monde de l'industrie.
Public concerné : Toutes personnes travaillant avec des fondeurs et souhaitant comprendre leur langage et leurs problématiques.

Objectifs

- *Connaître le vocabulaire utilisé en fonderie.*
- *Comprendre les étapes d'étude de conception et de fabrication d'une pièce de fonderie.*
- *Connaître les moyens utilisés pour définir la qualité des pièces de fonderie.*

Méthodes & moyens pédagogiques

Méthodes : magistrales, interrogatives, démonstratives, interactives.
Moyens : tableau blanc, paperboard, vidéoprojecteur, support de cours.

Synthèse du programme

- Généralité et vocabulaire de fonderie.
- Masselottage et remplissage d'une pièce de fonderie.
- Les propriétés des principaux alliages.
- Les différents moyens de mise en œuvre *(fusion, moulage et noyautage)*.
- Analyse des défauts de fonderie.
- Les contrôles non-destructifs.
- Travaux pratiques : *Fabrication et coulée d'un moule.*
- Illustration concrète en entreprise.

Suivi des formations & appréciations des résultats

Moyens de suivi : Feuille d'émargement signée par demi-journée et attestation de fin de formation plus certificat de réalisation.
Moyens d'évaluation mis en œuvre : la validation des acquis peut se faire via des études de cas, des quizz, tout au long de la formation et à la fin.

DURÉE : 4 jours
LIEU : Nancy, Lyon, Creil
PRIX HT (TVA 20%) : **1650 €**
ANIMATEUR : J.C. TISSIER

Cliquer sur les fiches pour les afficher.

Les dates peuvent évoluer, merci de nous consulter. Les formations sont assurées tant en présentiel qu'à distance, en inter comme en intra entreprise.

Cyclatef® : Utilisation des données 3D pour la mise au point de la fonderie

Public concerné & prérequis

Prérequis : Niveau Bac, maîtrise ordinateur, vision dans l'espace, connaissance des procédés de base en fonderie.
Public concerné : Techniciens, ingénieurs et clients de la fonderie, services, méthodes, outilleurs.

Objectifs

- *Comprendre comment le Scan 3D peut résoudre très simplement les problèmes de mise au point et de maintenance des moules.*
- *Prendre en main différents outils matériels.*
- *Appliquer la démarche logicielle pour corriger les problèmes et communiquer.*

Méthodes & moyens pédagogiques

Méthodes : présentation, initiation logicielle, apprentissage par la pratique (scan, assemblage virtuel), magistral, exercices.
Moyens : divers scanners (manuels, fixes, robotisés) outillages de fonderie (plaque modèle, moule sable, moule permanent, boîte à noyaux, noyaux, pièces, cire perdue, grappe) salle informatique et licences mises à disposition.

Synthèse du programme

- Introduction au Scan 3D et état de l'art.
- Résolution des problèmes géométriques de fonderie et d'usinage.
- Étude de cas concrets (scan, mesure des problèmes, mises au point virtuelles et réelles, balançage de brut, capitalisation)

Suivi des formations & appréciations des résultats

Moyens de suivi : Feuille d'émargement signée par demi-journée et attestation de fin de formation plus certificat de réalisation.
Moyens d'évaluation mis en œuvre : la validation des acquis peut se faire via des études de cas, des quizz, tout au long de la formation et à la fin.

DURÉE : 3 jours
LIEU : Fonderie, salle info, salle de formation digitale à l'ENSAM de Metz
PRIX HT (TVA 20%) : **2000 €**
ANIMATEURS : S. JUNG, C. CHARLES

RÉFÉRENCE

Cyclatef® : Les aciers moulés : métallurgie, élaboration et traitements thermiques

Public concerné & prérequis

Prérequis : Tout niveau, mais un vernis / une connaissance « métallurgie aciers » serait un plus.
Public concerné : Toute personne œuvrant ou qui agira dans la métallurgie des aciers. Dans tous les cas, les animateurs adapteront leurs présentations. Cependant, un niveau technicien ou opérateur confirmé serait un plus. Les ingénieurs et chefs de service ou de département sont également concernés.

Objectifs

- *Maîtriser l'élaboration de l'acier et la réalisation des traitements thermiques.*
- *Définir et mettre en œuvre les méthodes d'élaboration adaptées à leurs besoins.*
- *Déterminer les conditions de traitement thermique et atteindre le niveau d'exigence requis.*

Méthodes & moyens pédagogiques

Méthodes : magistrales, interrogatives, démonstratives, interactives.
Moyens : tableau blanc, paperboard, vidéoprojecteur, support de cours.

Synthèse du programme

- Les grandes familles d'aciers et leur structure métallographique.
- L'élaboration de l'acier au four à arc.
- Déterminer les conditions de traitement thermique et atteindre le niveau d'exigences requis.
- L'élaboration de l'acier au four à induction.
- La métallurgie secondaire (poche – AOD – vide).
- La coulée en poche et en moule.
- Les différents types de traitements thermiques.
- Les conditions pratiques de réalisation des traitements thermiques. CONSEIL : Il est demandé aux participants d'apporter des échantillons de pièces présentant des défauts (avec les données techniques), pour enrichir les échanges techniques par un examen en commun.
- Illustrations concrètes et pratiques au cours de la visite en entreprise.

Suivi des formations & appréciations des résultats

Moyens de suivi : Feuille d'émargement signée par demi-journée et attestation de fin de formation plus certificat de réalisation.
Moyens d'évaluation mis en œuvre : la validation des acquis peut se faire via des études de cas, des quizz, tout au long de la formation et à la fin.

DURÉE : 3 jours
LIEU : nous consulter
PRIX HT (TVA 20%) : **1500 €**
ANIMATEUR : J.M. MASSON

TÉLÉCHARGEZ LE CATALOGUE DES FORMATIONS 2024

Qualiopi processus certifié
RÉPUBLIQUE FRANÇAISE

La certification qualité a été délivrée au titre de la catégorie d'action suivante :
ACTIONS DE FORMATION

Vous y étiez

Cyclatef®

FORMATION FONDERIE

Four Induction à Nancy du 6 au 7 février 2024

VISITE DE LA FONDERIE PONT-A-MOUSSON sur le site de BLÉNOD

En 2024, c'est le Cyclatef Four à induction qui ouvre le bal des formations proposées par l'ATF avec pour évolution, celle d'avoir obtenu la certification Qualiopi.
Cette année, nous avons accueilli 16 stagiaires de 8 sociétés différentes. Le stage s'est déroulé à l'hôtel Ibis styles de Laxou avec une visite de la fonderie de voirie de Saint-Gobain Pont-à-Mousson.

Pour cette session, l'équipe de formateurs a fait sans Pierre-Marie CABANNE qui avait passé le flambeau à Franck KOOTZ en 2023. Franck apporte son expérience d'utilisateur dans les fours de fusion et a remarquablement repris la suite de Pierre-Marie. Pour le reste de l'équipe, Lionel ALVES, Christophe BERNELIN et Stéphane SAUVAGE ont complété les présentations durant ces 3 jours.

Concernant nos stagiaires et participants :
Laurent, Sébastien, Kévin, Tristan et Guillaume de Fonderie de Bretagne. Quentin et Constant de Fonderie de la Scarpe. Mike de Fonderie Vincent. Thabet de Focast Chateaubriant. Brice de Brefond. Matthias et Bilel de OTTO Junker. Simon et Maxence de Fiday Gestion. Nicolas et Pierre de Fonderie Massard (Luxembourg)
Nos stagiaires occupant différents postes dans leur société respective, ont permis d'avoir des échanges très variés mais spécifiques. Les domaines de la conduite de fusion, de la maintenance, des investissements sans oublier le cadre juridique, sécuritaire et environnemental ont inspirés nos stagiaires et donnés des échanges pertinents et constructifs.
Le point spécifique de nos Cyclatef est la visite d'entreprise toujours appréciée par nos participants.
Nous avons été accueillis par Laurent DORGET et Pierre GLAD pour cette visite. Après une présentation du site, nous avons eu un échange avec Nicolas le superviseur de la fusion de la Fonderie de Blénod. Nicolas, ayant participé au Cyclatef de 2022, a répondu aux questions sur l'outil qu'il pilote avec son équipe. Après les questions en salle nous avons observé le process fusion depuis la plateforme visiteurs avec les explications en direct de Pierre GLAD. Ensuite nous avons fait le tour de la fonderie de Blénod avec les explications de Laurent DORGET. Nous ne nous étalerons pas sur la visite de la fonderie car celle-ci à fait l'objet d'un article dans le TNF 43 de janvier 2024.

>>> QUELQUES CHIFFRES SUR LA FUSION

- 5 fours de maintien basse fréquence de 8t avec 4 cellules de puissance
- La fonte arrive du secteur hauts-fourneaux dans les fours de maintien à une température d'environ 1250°C.
- La remontée en température jusqu'à 1480°C s'effectue en 45min avant livraison aux différents chantiers.
- Prélèvement de 4.5 à 6T de fonte par poche. Le restant de métal liquide dans le four servira à la remontée en température de la prochaine poche.
- La fonte est prélevé tour à tour dans 4 fours. Le 5ème four étant en réfection et en secours.
- Lors de la réfection du four : préchauffage par brûleur à gaz à 1100°C puis frittage liquide.
- Le réfractaire est refait toutes les 3 à 4000t de fonte produite.
- Production de 300T de fonte en 8H
- Une fois la fonte prélevée, la fonte part au traitement GS
- Après traitement GS, la poche est distribuée par un birail qui alimente les différents chantiers de moulage.
- Une poche toute les 7 à 10min suivant la demande du moulage.

Nous avons donc fini la visite par un dernier échange en salle avec une photo de groupe devant les bureaux de la Fonderie.
Encore merci à Saint-Gobain et particulièrement à Pierre et Laurent pour leurs disponibilités et leurs explications lors de cette visite.

Les Cyclatef, c'est également des moments conviviaux lors des repas pris en commun midi et soir. Pour ceux qui le souhaitaient, un repas était organisé dans la rue gourmande au centre-ville de Nancy.
Les participants ont pu découvrir de nuit les illuminations de la place Stanislas avec son architecture réalisée par Emmanuel HÉRÉ. Cette place est considérée comme l'une des plus belles d'Europe avec son hôtel de ville, l'opéra, le Musée des beaux-arts, les deux fontaines de Neptune et Amphitrite et la statue du dernier roi de Pologne et dernier duc de Lorraine, Stanislas LESZCZYNSKI. A propos de cette statue, Franck nous a expliqué que le doigt tordu de la statue de Stanislas était dû à une malvenue lors de la coulée et une réparation ratée. Nous avons ensuite fait un tour en vieille ville pour observer la basilique Saint-Epvre, la porterie du palais Ducal, le palais des gouverneurs et bien d'autres bâtiments.

La formation s'est terminée par un dernier échange entre participants et formateurs. Certains ont déjà prévu de les continuer dans les semaines qui suivent afin d'échanger sur leurs sociétés respectives.
Le format des Cyclatef pousse certains participants à s'inscrire dans d'autres formations pour approfondir leurs connaissances en Fonderie.
Encore merci à tous pour ce moment de partage. Mention spéciale à Mélody SANSON et Cloé TEODORI qui ont œuvré un maximum pour la mise en place des différents documents aux exigences Qualiopi. Merci d'avoir rendu la partie administrative la plus simple possible pour nous formateurs.

L'équipe de Formation :
Stephane SAUVAGE, Lionel ALVES ////////
Christophe BERNELIN, Franck KOOTZ - ATF

Mechanical integrity and erosion resistance of 3D sand printing materials

Hyeon-Jin Son[a], Seongwan Jang[a], Hyo-Jin Hyeon[c], Hwan-Jong Lee[c], Jeong-Jik Yang[c], Beom-Yeol Park[d], Seong-Sun Gwak[d], Sung-Won Jang[d], Chang-Jun Baea,[b,*]

a *3D Printing Materials Center, Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Republic of Korea* ***b*** *Department of Advanced Materials Engineering, University of Science & Technology (UST), Daejeon, Republic of Korea •* ***c*** *Korea Automotive Technology Institute, Gyeonggi 15041, Republic of Korea •* ***d*** *Korea R&D, Gyeonggi 15657, Republic of Korea*

TÉLÉCHARGER LA PREMIERE PARTIE

• PART 2 •

>>> RESULTS AND DISCUSSION

Next generation, energy efficient automobiles require complex shaped metal parts that have been manufactured with the following 3DSP procedures: part design, 3D printing, aging process, and casting ***[5,27]***. ***Fig. 2*** *(see part one)* presents the fracture of the sand mold during casting and casting defects of metal parts and the morphology of the binder neck in the 3D- printed sand core. To manufacture defectless final metal casts, the correlation between the properties of the 3DSP mold and 3DSP material was investigated. Highly qualified metal casts are directly associated with the various properties of the 3DSP mold such as strength, reliability and erosion resistivity, where these properties greatly influence the micro- structure and mechanical properties of the binder neck determined by the activator and binder ***[13,17,19,29]***.

Microstructural visualization of 3DSP molds

3DSP molds were fabricated based on a polymerization between an organic binder from the printer head and an activator coated on the surface of sand particles, as shown in ***Fig. 3(a-b)*** *(see part one)*. The manufactured mold shows a different color with increasing activator content, which is closely related to mechanic strength. The mechanism of color change is associated with the oligomers formed from condensation of furan binder, and faster polymerization rates lead to the formation of more conjugated sequences, resulting in a darker color, as shown in ***Fig. 3(c)*** *(see part one)* ***[31,32]***. The cumulative plot in ***Fig. 3 (d)*** *(see part one)* displays the flexural strength of the 3D-printed sand mold with mutual parameters of activator and binder, showing that the results are distributed in the various ranges from 2 to 8 MPa. The increase in the flexural strength of the sample with increasing amount of activator saturates around 4 MPa, but can be further improved by increasing the amount of the binder added. Porosimetry and 3D micro-CT scans were performed to understand the correlation between the microstructure and flexural strength of the 3D- printed sand mold.

Fig. 4(a) shows the measurement direction of cylindrical samples fabricated with different binder contents using a micro-CT scan. The porosity was analyzed using binary images of the top, middle and bot- tom of micro-CT images ***(Fig. 4(b) and S2(a-b))***. Compared to 0.25A2B, 0.25A4B exhibited 50.2% porosity, a reduction of 0.25%. In contrast, excessive binder of 0.25A16B significantly reduced the porosity down to 37.3% by polymerization in cavities as well as the surface. ***Fig. 4(c)*** displays the cumulative pore size distribution of the samples with different binder contents. While a narrow slope between 60 and 150 µm was observed for 0.25A2B and 0.25A4B, there is a wider slope between 56 and 110 µm in 0.25A16B. In terms of ***Fig. 4(d)***, the total volume of pores decreases with increasing binder content, and the pore size distribution also decreases.

Given the microstructural visualization using micro-CT on the in- ternal microstructure of the 0.25A4B and 0.25A16B samples, the white and red colors indicate sand with cured binder and pores, respectively ***(Fig. 5)***. As shown in the 3D images, a large amount of inhomogeneously agglomerated regions and small pore size and distribution were observed in the 0.25A16B sample. Comparing the perpendicular planes of the sand with cured binder and pores, a noticeable difference was found. Microstructures of pendular and funicular morphology were observed for 0.25A4B, but 0.25A16B revealed capillary and immersed morphology. Although a higher binder content has a significant impact on the strength of the sand mold, excessive binder causes low print- ability due to the low flowability of sand and binder bleeding, which leads to low quality 3D structures such as high surface roughness and low dimensional accuracy ***[33,34]***.

Influence of activator and binder on mechanical integrity of 3D- printed sand molds

3D printed sand molds should possess an appropriate porous structure to avoid catastrophic eruption resulting from the gas of the furan binder burned, as well as a suitable

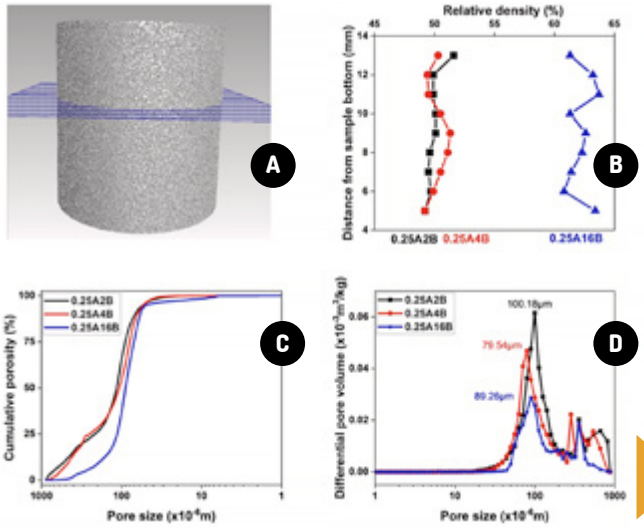


Fig 4. *(a) 3D micro-CT scan image of a cylindrical sand sample and scanned in vertical orientation; (b) Relative density analysis based on 3D scan images; (c) cumulative pore size distribution of sand samples with different binder contents; (d) differential pore size distribution of the sand samples with different binder contents*

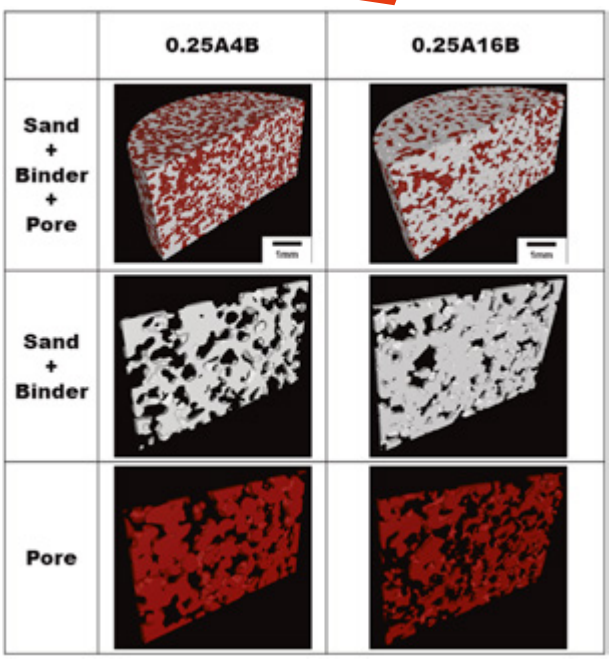


Fig 5. 3D reconstruction models of cylindrical sand samples with different binder contents (The white color represents the sand and cured binder neck, while the red color represents the pores).

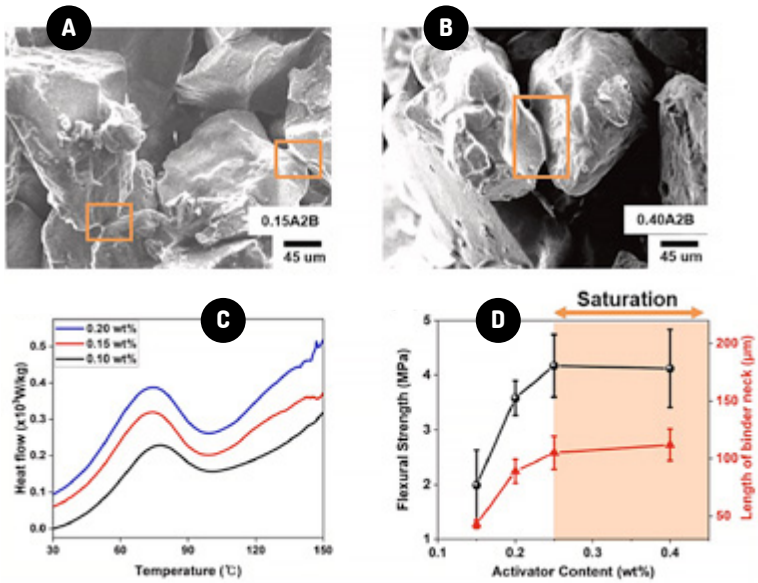


Fig 6. SEM micrograph of the microstructure of a sand mold of (a) 0.15A2B and (b) 0.4A2B; (c) DSC data of the heat released with increasing activator content during the step polymerization of furan-based binder; (d) flexural strength and binder neck length as a function of activator content.

flexural strength of approximately 3 to 4 MPa to withstand the heavyweight of molten metal poured during the casting process [35,36]. As porous structure and flexural strength are a tradeoff relationship, it is important to investigate the effect of p- toluene sulfonic acid (p-TSA) as an activator on the bridging networks of sand particles. ***Fig. 6 (a)*** shows that a relatively shorter binding lengths of 30–40 μm are developed when 0.15 wt% p-TSA is coated on the sand particles. The nature of bridging networks among sand particles is directly associated with the step-growth polymerization between p- toluene sulfonic acid (p-TSA) as an activator and furfuryl alcohol (FA) as a binder, as shown in ***Fig. 3 (b)*** *(see part one)*, initiating the curing mechanism of FA by an acid catalyst (p-TSA), proceeding the condensation reaction of a methylol group with other adjacent furan ring by causing dehydration, and producing linear oligomers, which are then crosslinked ***[37–40]***.

Thermochemical reaction analysis as a function of temperature and dwell time has been investigated to understand the overall kinetics of complex curing processes. Despite the importance of the effect of ma- terial content in 3DSP systems, these studies are still lacking ***[38]***. The polymerization reaction of the FA binder with the p-TSA activator measured by DSC analysis and exothermic reaction are conducted as a function of p-TSA content in ***Fig. 6(c)***, presenting a kinetic influence of p-TSA on the formation of binder necks by the step-growth curing mechanism. The main exothermal DSC peak was observed at 80°C, and the heat flow decreased with water evaporation at 100°C, and then increased again. As the activator content increased from 0.1 to 0.2 wt%, the main exothermic peak at 80°C was enhanced by approximately 68%, which implies a faster reaction rate. Compared to the shorter binding lengths of 30–40 μm in the activator of 0.15 wt%, p-TSA of 0.25 wt% facilitates the polymerization reaction with the binder and catalyzes the production of 2–3 times longer binding lengths of over 100 μm. Furthermore, no additional growth of the binding network occurs up to an activator of 0.4 wt%, demonstrating that the maximum reaction rate of p-TSA is achieved and is fully reacted above p-TSA activator of 0.25 wt% at a constant FA binder amount of 2 wt%, which is also associated with a low packing density owing to the high wettability of sand with a high activator concentration [29,34]. A low concentration of p-TSA from 0.25 to 0.15 wt% results in insufficient coating on sand particles, by reducing the number of reactive sites, and limiting the bonding length.

The flexural strength of the 3D-printed sand mold is investigated with the binder networks of sand particles and as a function of the amounts of activator, as shown in ***Fig. 6(d)***. The 3D-printed sand mold prepared by adding an activator of 0.15 wt% only possesses a flexural strength of 2 MPa which is too fragile to sustain the thermal–mechanical stress of heavy molten metals. On the other hand, increasing the amount of activator up to 0.25 wt% sharply enhances the flexural strength of 4.2 MPa and escalates the mechanical adherence of sand powders able to prevent catastrophic thermal failure. Note that there are two interesting consequences of the physical and chemical reactions on the linkage of binder networks as well as diffe-

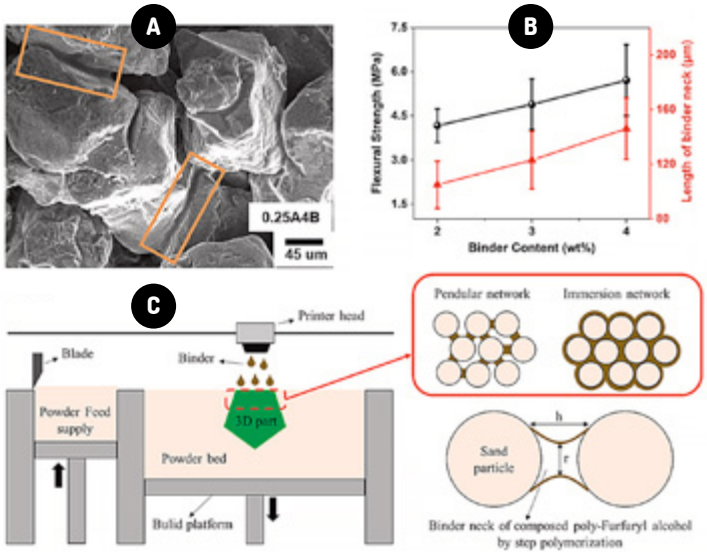


Fig 7. SEM micrograph of microstructure of a sand mold of (a) 0.25A4B; (b) flexural strength and binder neck length as a function of binder content; (c) schematic illustration of the formation of binder neck networks during 3D sand printing.

rent increment rates of flexural strength. One is associated with a physical interaction of binder necks that directly contribute to the increase in flexural strength from 2 to 4.2 MPa when the binder necks are elongated by 105 from 43 µm, respectively. The other is a distinct feature of the mechanical behaviors in flexural strength: fast growth and saturation. In the fast-growing region, adding more activator from 0.15 to 0.25 wt% rapidly increased the strength from 2 to 4.2 Mpa, while no additional enhancements of strength are noticed even though the amount of activator is almost doubled up to 0.4 wt%.

Given the effect of the p-TSA activator described above, ***Fig. 7(a-b)*** shows the flexural strength of the 3D-printed sand mold as a function of the furfuryl alcohol (FA) binder where a sufficient activator of 0.25 wt% is added to eliminate the consideration of mass transfer limitations. The FA binder is the most dominant material affecting the flexural strength of the 3D-printed sand mold since it has been turned into gas volatilized by hot molten metal poured during the casting process ***[31]***. Contrary to the p-TSA activator showing two distinct behaviors in flexural strength, adding more FA binder from 2 to 4 wt% continually increases the flexural strength of the mold from 4.2 to 6.7 MPa which is 60% higher than the strength at the saturation region in ***Fig. 6 (d)***.

The higher strength is originated from the increased reaction sites along with the activator and 2.6 times long, sturdy binding chains of 120–130 µm as shown in ***Fig. 7(a)***. Basically, in the theoretical model for the strength of a single particle–particle neck, the maximum load for fracturing the binder neck is proportional to the fourth sq of the inner radius of the binder neck(r) and inversely proportional to the length of the binder neck(h) ***(Fig. 7(c))*** ***[41]***. Therefore, the higher the binder content is, the higher the green strength of the sand mold because a dense immersion network with long binding chains is formed from the pendular network. Despite increasing the flexural strength, adding a large amount of binder interpolates large standard deviations ranging from 4 to 8.4 MPa, which have been associated with the inhomogeneous microstructure dispersion of agglomerated binders. Moreover, binder agglomeration by a higher binder content in the sand mold may affect not only the reliability of the mechanical strength, but also the permeability during casting, which can lead to unexpected casting defects such as pinholes and blowholes ***[24,25,28]***. Consequently, quantitative analysis of variations in the strength of sand molds is required to prevent unanticipated events during the casting process.

The flexural strength and mechanical reliability is also one of the main concerns to the 3D-printed sand mold regarding how long mechanical integrity is consistently prolonged without casting failure and defects such as veining and swell caused by penetrating the molten metal. However, guidelines on the mechanical reliability of 3D-printed sand molds are unavailable so it is difficult to ascertain a direct relation between failure probability and flexural strength. As an alternative method, the effect of the activator and binder on the mechanical reliability of the 3D-printed sand mold is quantitatively investigated by Weibull analysis below:

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-P_f}\right)\right) = m\ln(\sigma) - m\ln(\sigma 0) \qquad (2)$$

P_f is the fracture probability of the sample, σ is the flexural strength, $\sigma 0$ is the critical flexural strength, and m is the Weibull modulus. ***Fig. 8*** represents the correlation between fracture strength and failure probability, where a large Weibull modulus (m) implies a narrow distribution of strength and high reliability of the mold ***[42]***.

The Weibull modulus increased exponentially with the addition of more activator, but the addition of more than 0.2 wt% caused a reduction, and further adding more binder content led to a decrease ***(Fig. 9 (a))***. Significantly lower Weibull modulus of 4.1 and 6.5 were detected at low activator contents

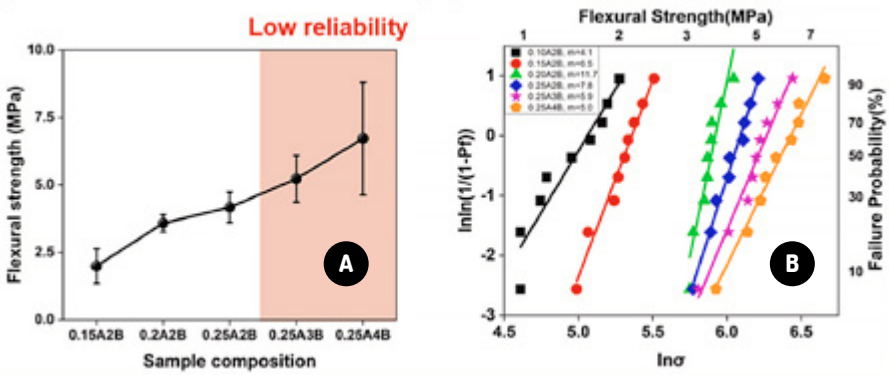


Fig 8. *(a) Flexural strength with deviation as a function of activator and binder content; (b) Weibull plot with different activator and binder content.*

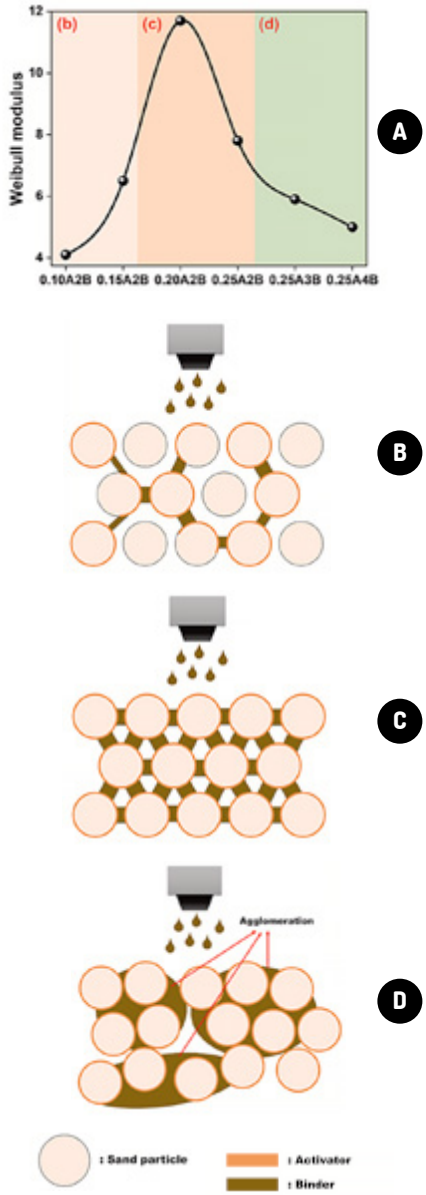


Fig 9. *(a) Variation behavior of Weibull modulus as a function of activator and binder content; (b-d) schematic of the formation mechanism of binder neck network during 3D sand printing.*

(0.10A2B, 0.15A2B), which can be attributed to insufficient activator coating on the surface of the sand particles, resulting in the formation of inhomogeneous binder necks such as pendular microstructures ***(Fig. 9(b))***. In contrast, 0.2A2B with a ratio of the activator to the binder of 0.1 showed the highest Weibull modulus of 11.7 with a flexural strength of 3.6 MPa owing to sufficient activator coating on the particle surface ***(Fig. 9(c))***. However, the excessive activator of 0.25A2B shows a lower Weibull modulus of 7.8, and the excessive activator coating on the surface of the sand particles leads to lower flowability due to overwetted sand, which not only causes rapid solidification on the sand bed but also prevents internal penetration of the binder ***[33,34]***. As a result, a 33% decrease in the Weibull modulus was observed for 0.25A2B

compared to 0.2A2B, along with unexpected crack initiation in the uncoated region.

A binder of 2 wt% in 0.25A2B showed an appropriate Weibull modulus of 11.7, which meets the criteria of 5–10 for engineering ceramic materials ***[43]***. The fabrication of samples with less than 1 wt% binder was difficult due to the lack of wetting and binder neck formation on the sand particle. As the ratio of binder increased from 2 to 4 wt%, the Weibull modulus decreased to 5.0 despite a 60% increase in strength. The excessive binder caused fluctuating fracture strength due to the formation of uncertain binder necks and aggregations via local strengthening ***(Fig. 9(d))***. Binders release various kinds of gases as they decompose during casting ***[31]***. In particular, in the agglomerated binder regions, cracks are formed with local high pressure and stress due to the emission of a large amount of gas. As mentioned above, defects such as pin-holes and blowholes due to low permeability are caused ***[24,25]***.

Verification of the correlation between flexural strength and erosion resistance

The erosion resistance of a sand mold is an important factor during the casting process, as molten metal can cause significant erosion by thermal decomposition of the organic binder in sand molds. Molten metal at high temperature and pressure involves the reduction of the mechanical strength of the sand mold by erosion, and mold breaks or collapses during casting, resulting in poor quality and performance of the final metal casts. Hence, the erosion behavior before and after the sand casting process with specially designed sand mold was investigated according to the flexural strength of sand. The mold template for the erosion test was designed based on 3D CAD modeling, and twelve cylindrical samples could be accommodated, as shown in ***Fig. 10(a-c)***. Molten metal is injected as a sprue and flows through a runner and gate into the cavity at a constant rate, where it solidifies with heat transfer to the sand mold.

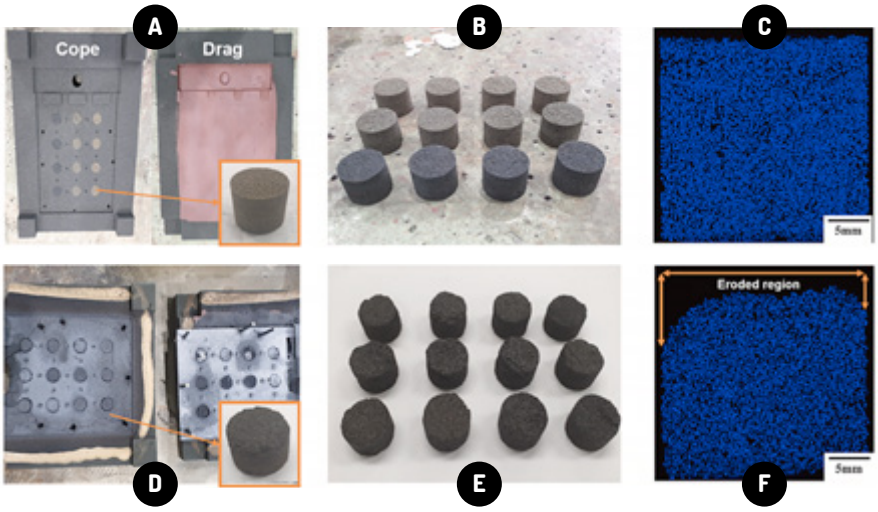


Fig 11. *(a-f) Representation of 3D-printed sand mold and cylindrical samples before and after erosion test; (a, d) 3D-printed sand mold with inserted samples (b, e) cylindrical sand samples with different compositions (c, f) micro-CT cross-sectional images.*

The cylindrical samples were placed in the cope, and to avoid ex- plosions during the casting process, some holes were made in the surface of the 3D-printed sand mold ***(Fig. 11(a-b))***. Micro-CT scans were per- formed to evaluate the erosion behavior of the samples before and after the casting process, and ***Fig. 11(c)*** shows vertical images of the middle of the samples before casting. After the casting process, the eroded samples were separated from the solidified metal and sand mold; likewise eroded samples were observed by CT scan, and severe erosion after casting mainly appeared on the top surface and edges in contact with the molten metal by thermal binder decomposition ***(Fig. 11(d-f))***. Erosion resistance as a function of flexural strength was measured to comprehensively understand the correlations on the erosion ratio of the sand mold, as shown in ***Fig. 12(a)***. The flexural strengths of the mold up to 4.2 MPa were increased through activator control, and then further improvement of 6.7 MPa was obtained with binder control. The flexural strengths below 4 MPa exhibited high erosion ratios with approximately 21–22% mass reduction, which was attributed to mechanical collapse due to frictional forces of molten metal of high density and increased internal stress by rapid evaporation of the unreacted binder from the low activator content. The critical strength for erosion suppression was 4.2 MPa with an erosion ratio of 14%. In this region, the binder sufficiently retains the mold structure of 88% the casting pressure of the molten metal. Meanwhile, above 4.2 MPa showed no improvement in erosion resistance, as already mentioned, and high mold strength by higher binder content led to a lower Weibull modulus owing to irregular aggregated polymerization, resulting in uncertain defects during casting. Further improvement of erosion resistance is limited in organic binders due to their inherent thermal limitations. Given the results, 0.25A2B with a flexural strength of 4.2 MPa was the most effective composition for superior erosion resistance.

To further validate these results, exhaust manifold was cast based on 3D-printed sand molds, and three types of compositions (0.15A2B, 0.2A2B, 0.25A2B) were used. The low strength of the sand mold (0.15A2B, 0.2A2B) caused casting defects with crack formation in the sand mold during casting ***(Fig. 12(b-c))***. On the other hand, a defectless exhaust manifold was successfully cast by optimized compositions of 0.25A2B, as shown in ***Fig. 12(d)***.

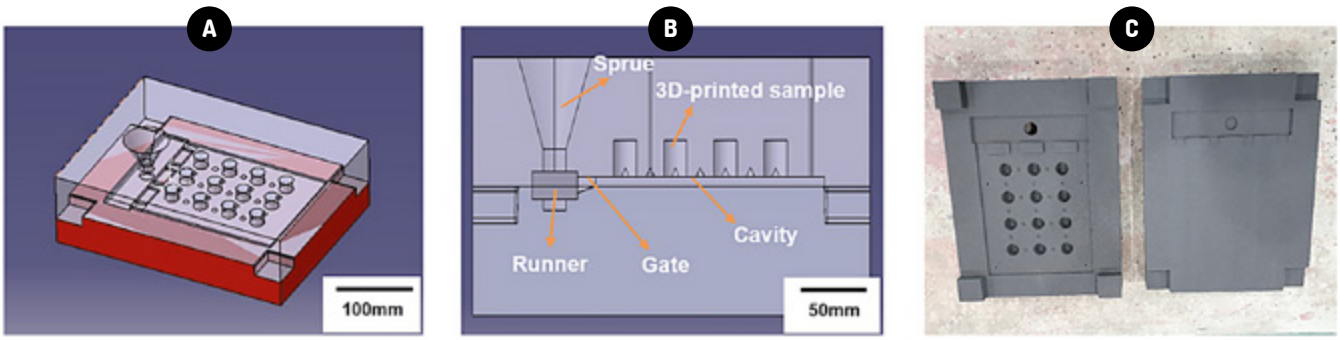


Fig 10. *(a) A 3D rendering of customized the sand mold for erosion test; (b) configuration of a customized sand mold; (c) 3D-printed sand mold using 3D sand printing.*

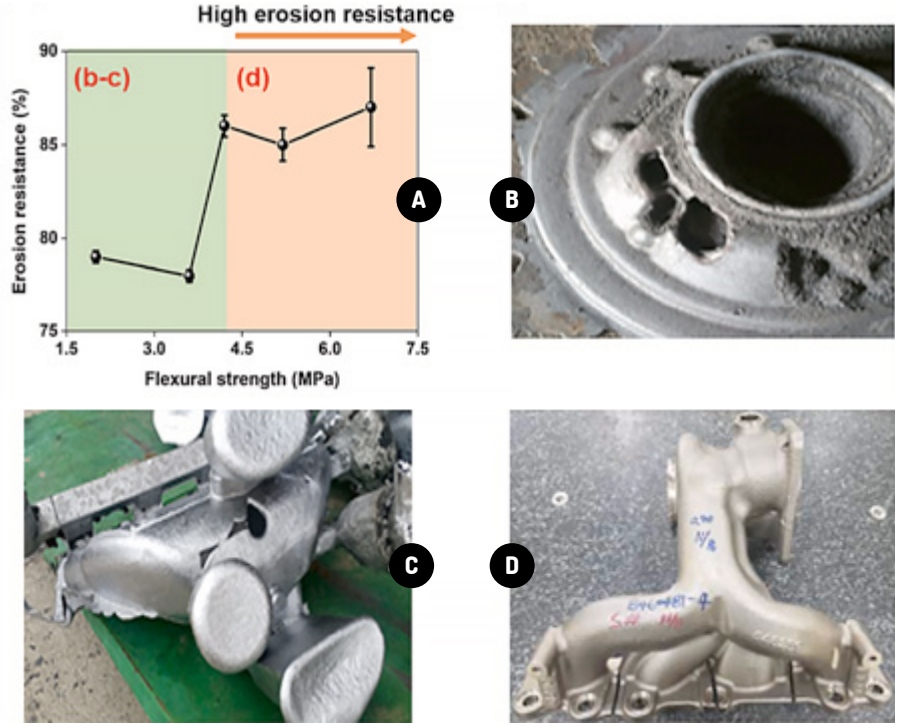


Fig 12. (a) Erosion resistance as a function of flexural strength of 3D-printed sand mold; (b-c) broken metal cast due to casting defects during casting process; (d) exhaust manifold fabricated by casting process with optimized 3D-printed sand mold.

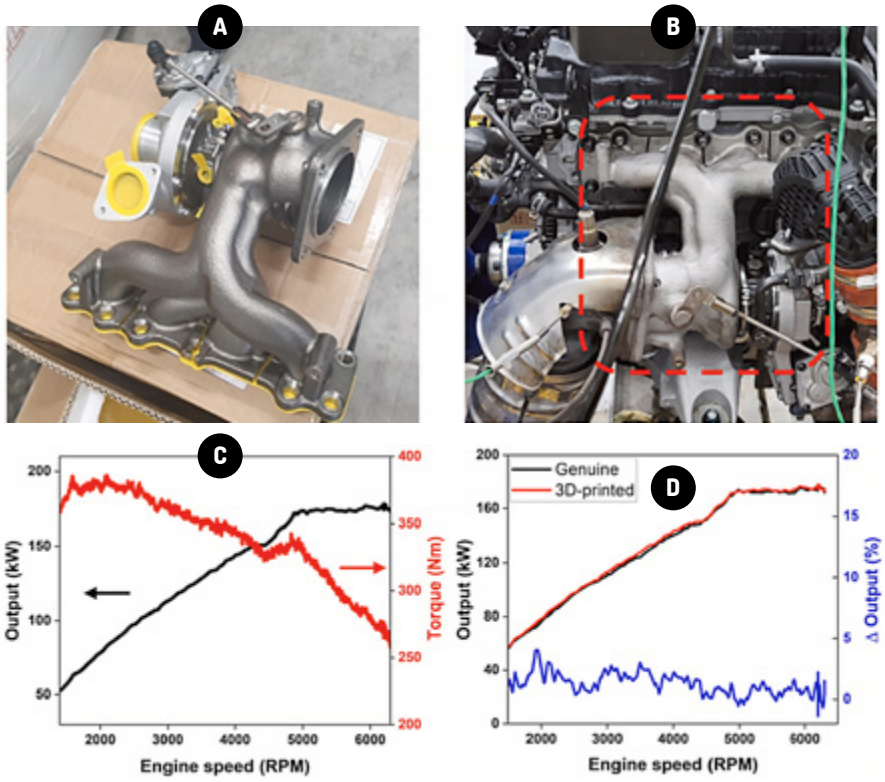


Fig 13. (a) Assembled turbo charger; (b) Performance measurement of turbo charger based on engine dynamometer; (c) Performance results of turbocharger based on 3D-printed turbine housing; (d) Comparison of between genuine and 3D-printed turbine housing.

Product	Measured value		
	Maximum Output	**Maximum Torque**	**Maximum Torque in overall speed range**
Genuine	170.1 Kw	262 Nm	372.2 Nm (1609 rpm)
3Dprinted	172.0 Kw	265 Nm	375.3 Nm (2289 rpm)

***Table 2** : Performance of turbo charger measured on engine dynamometer.*

Exhaust manifold was assembled with compressor housing and tur- bine blades to form a turbocharger ***(Fig. 13(a))***. The performance of the turbocharger was measured based on the engine dynamometer ***(Fig. 13 (b))***. The power output of 3D-printed turbocharger linearly increased with increasing engine speed and saturated around 5000 RPM, the maximum value was 172.0 Kw, as shown in ***Fig. 13(c)***. Torque refers to the gained energy by rotating the shaft, so in contrast to power output, it decreased with increasing engine speed. Maximum torque in overall range was 375.3 Nm ***(Table 2)***. ***Fig. 13(d)*** shows the performance comparison results of the genuine and 3D-printed turbocharger, and the performance difference is within 5% in overall range. It has been demonstrated 3D-prinited parts not only work correctly, but also perform similarly or better than the genuine parts.

>>> CONCLUSION

This study investigated the effects of activator and binder contents on mechanical properties such as microstructure, flexural strength, reliability and erosion resistance of 3D-printed sand molds and casting defects by crack formation during casting. Below are the conclusions summarized:

- The activator and binder are the dominant factors that directly determine the flexural strength of 3D-printed sand mold. The flexural strength was influenced by two critical mechanisms: the reaction rate and the binder neck network controlled by amounts of activators and binders, respectively.
- Using Weibull modulus calculations and Micro-CT observations evaluate reliability and erosion phenomenon. Severe degradation and erosion of 3D-printed sand molds occurs due to inhomogeneous polymerization by fast curing rate and aggregation when excess amounts of activators and binders are added.
- Given the optimum parameter of 0.25A2B, 3D-printed sand molds show a flexural strength of 4.2 MPa and a Weibull modulus of 7.8 able to properly withstand thermal and mechanical stresses induced from the casting of molten metal.
- The defectless exhaust manifold parts successfully fabricated using an optimized 3D-printed sand mold were assembled into a turbocharger in order to measure the power output, showing that the 3D- printed sand mold-based turbocharger showed a 1% improvement over the genuine part.

RÉFÉRENCES DE L'ARTICLE

Effets de l'addition de Mn, de la vitesse de refroidissement et de la température de maintien

sur la modification et la purification des composés riches en fer dans l'alliage AlSi10MnMg(Fe)

Jon Mikel Sanchez [a,*], Maribel Arribas [a], Haize Galarraga [a], Maider Garcia de Cortazar[a], Marco Ellero[b,c,d], Franck Girot[c,e]

a TECNALIA, Basque Research and Technology Alliance (BRTA), Astondo Bidea E-700, 48160, Derio, Spain • b Basque Center for Applied Mathematics, Alameda de Mazarredo 14, 48400, Bilbao, Spain • c Ikerbasque, Basque Foundation for Science, María Díaz de Haro 3, 48013, Bilbao, Spain • d Zienkiewicz Centre for Computational Engineering, Swansea University, Swansea, SA1 8QQ, UK • e Department of Mechanical Engineering, Engineering School of Bizkaia, University of the Basque Country (UPV/EHU), Alameda de Urquijo s/n, 48013, Bilbao, Spain

L'utilisation d'alliages d'aluminium secondaire dans l'industrie est encore limitée par la teneur élevée en Fe des alliages recyclés. En général, les composés intermétalliques riches en Fe détériorent les performances des alliages Al-Si secondaires, en particulier la phase β-Fe. Pour atténuer les effets néfastes du fer, l'influence de différents taux de refroidissement et de températures de maintien sur la modification et la purification des composés riches en fer dans un alliage commercial AlSi10MnMg avec 1,1 % en poids de Fe a été étudiée. Selon les résultats obtenus par les calculs CALPHAD, l'alliage a été modifié par l'ajout de 0,7 wt%, 1,2 wt% et 2,0 wt% de Mn. La formation de phases et la morphologie des composés riches en fer ont été systématiquement étudiées et corrélées par différentes techniques de caractérisation microstructurale. Les résultats expérimentaux ont montré que la phase β-Fe préjudiciable peut être évitée en ajoutant au moins 1,2 % en poids de Mn aux taux de refroidissement étudiés. Enfin, l'effet de différentes températures de maintien sur la sédimentation des composés riches en Fe a également été étudié. Par conséquent, les expériences de sédimentation à différents temps et températures de maintien ont été menées pour valider la faisabilité de la méthodologie dans différentes conditions de traitement. Les résultats expérimentaux ont montré une efficacité élevée d'élimination du Fe jusqu'à 64% et 61%, après un temps de maintien de 30 minutes à 600 °C et 670 °C, respectivement. L'ajout de Mn a amélioré l'efficacité de l'élimination du Fe, les meilleurs résultats ayant été obtenus dans l'alliage contenant 1,2 wt% de Mn

>>> INTRODUCTION

L'économie circulaire est le nouveau paradigme qui permet de s'orienter vers un développement social et économique durable, un défi, ou plutôt un besoin urgent de la société *[1,2]*. De nos jours, de nombreux efforts sont déployés pour développer des matériaux durables aux propriétés améliorées, en évitant les éléments rares, stratégiques ou dangereux, et les processus à forte consommation d'énergie. L'aluminium secondaire ou recyclé est considéré comme l'un des alliages techniques les plus prometteurs pour une économie durable, en raison de la demande croissante pour différentes applications et de l'augmentation des déchets d'aluminium disponibles dans le futur *[3]*. Avec une densité relativement faible par rapport à d'autres métaux, les alliages d'aluminium sont utilisés comme matériaux structurels légers, offrant la possibilité de réduire les émissions de gaz à effet de serre dans l'industrie des transports. En outre, dans le cadre du processus irréversible et obligatoire de décarbonisation de la société, les alliages d'aluminium apparaissent comme des matériaux clés pour le stockage et le transport de l'hydrogène liquide *[4,5,6]*.

La fabrication d'alliages d'aluminium primaire à partir de minerais ou de minéraux est un processus très énergivore. Cependant, la production d'aluminium secondaire à partir de déchets recyclés ne nécessite que 5 % de cette énergie, ce qui en fait un matériau beaucoup plus durable *[7,8,9]*. Une grande partie des déchets d'alliages d'aluminium sont des déchets de post-consommation, avec une teneur élevée en impuretés et en contaminant, ce qui représente un défi considérable pour le recyclage de ce matériau. Pour augmenter la réutilisation des alliages d'aluminium, les impuretés doivent être réduites à un niveau acceptable. Le fer, entre autres, est une impureté courante en raison de son accumulation progressive au cours de la production d'alliages d'aluminium *[10]*. Cela est dû au fait que la solubilité du Fe est inférieure à 0,05 % en poids dans l'aluminium solide *[11]*. En général, le Fe est lié à un effet négatif sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium recyclés. Plus précisément, la ductilité diminue avec l'augmentation de la teneur en Fe *[12-14]*. Taylor et al. ont décrit la formation de composés riches en Fe pendant la solidification et la façon dont ces phases peuvent affecter négativement la ductilité *[15]*. Malgré tout, certains avantages ont également été relevés. Par exemple, Zhu et al. ont indiqué que l'ajout de Fe peut améliorer la limite d'élasticité et la résistance ultime à la traction dans les alliages Al-Mg et Al-Mg-Mn *[16]*. Lin et al. ont observé que l'ajout de Fe améliore les propriétés mécaniques à des températures élevées *[17]*. Selon Zhao et al, l'ajout de Fe peut réduire le brasage sous pression dans les processus de moulage sous pression de l'alliage Al-Mg-Mn-Fe *[18]*.

Les alliages Al-Si représentent 80 % des alliages de fonderie d'aluminium utilisés dans l'industrie manufacturière *[19]*. Par conséquent, la formation de phases riches en Fe, les effets néfastes sur les propriétés mécaniques et les méthodes permettant de modifier et/ou d'éliminer les phases riches en Fe ont été largement étudiés pour les alliages de coulée Al-Si. En ce qui concerne la formation de phases, Zhang et al. ont examiné la formation de composés intermétalliques riches en Fe dans les alliages Al-Si. Selon ces travaux, les phases les plus courantes dans les systèmes Al-Fe-Si sont les phases ternaires α-AlFeSi (α-Fe) et β-AlFeSi (β-Fe) *[13]*. Parmi celles-ci, la phase β-Fe est considérée comme la plus néfaste pour les propriétés mécaniques de l'alliage en raison de sa fragilité et de sa morphologie *[18,20-23]*. Cette phase présente une morphologie en aiguille lorsqu'elle est observée en micrographie bidimensionnelle, alors que la phase β-Fe présente une morphologie en plaquettes en trois dimensions *[15]*. Dans ce travail, une morphologie de type plaquettaire est considérée pour cette phase. En revanche, la phase α-Fe présente une morphologie plus compacte, et cette phase est considérée comme moins préjudiciable aux propriétés mécaniques. Selon la séquence de solidification, la phase α-Fe présente une morphologie différente. Si elle se solidifie en tant que composé pré-dendritique ou primaire, elle présente une morphologie étoilée (vue 2D) ou polygonale (vue

3D) et est communément appelée « boue » *[24,25]*. En revanche, si elle se solidifie en tant que composé post-dendritique, la phase α-Fe présente une morphologie de mode calligraphique et se développe le long de la région inter-dendritique. Par conséquent, la morphologie des composés α-Fe passe du polyèdre à facettes (polygonal) à une structure eutectique alambiquée une fois que les dendrites α-Al commencent à se former *[26]*.

Les phases intermétalliques riches en Fe affectent les performances des alliages, qui sont généralement contrôlées par leur structure cristalline, leur taille, leur morphologie et la fraction volumique des composés *[27]*. Les propriétés cristallographiques et la composition nominale des phases intermétalliques riches en Fe les plus courantes ont été résumées dans Ref. *[25]*. La métallurgie des phases intermétalliques riches en Fe devient plus complexe à mesure que le nombre d'éléments dans l'alliage augmente. En fonction de la teneur en éléments secondaires, tels que Mn, Cr, etc., la cristallographie et la morphologie des phases intermétalliques riches en Fe peuvent être modifiées *[18,23,28-34]*. Certains auteurs ont étudié les effets de l'ajout de différents éléments pour modifier la morphologie en plaquettes de la phase β-Fe en une phase α-Fe moins préjudiciable *[18,31,35,36]*. En particulier, l'ajout de Mn a modifié la morphologie de la phase β-Fe riche en plaquettes fragiles en morphologies plus compactes (α-Fe), rétablissant la résistance à la traction et l'allongement *[23,33,37,38]*. Néanmoins, la quantité totale de Mn nécessaire pour éviter la formation de la phase β est difficile à déterminer, car elle est affectée par de nombreux facteurs, tels que la vitesse de refroidissement (CR), la teneur en Si et en Fe *[13,30]*.

La morphologie et la taille des phases riches en Fe sont également contrôlées par les CR des différents processus de fabrication. Les phases riches en Fe se solidifient sous forme de phases intermétalliques primaires, pré-eutectiques, co-eutectiques et post-eutectiques à différents stades de la solidification par le biais de réactions pré-dendritiques, eutectiques et péritectiques *[39]*. Par conséquent, le contrôle du CR et des propriétés de solidification est également très important pour la formation de phases nuisibles riches en Fe dans les alliages d'aluminium secondaire *[21]*. Tang et al. ont observé qu'un CR élevé se traduisait par une phase β plus fine dans l'alliage Al-7Si réalisé en moule metallique *[40]*. Liu et al. ont déterminé que le CR élevé du procédé de moulage sous pression évitait la formation de la phase β-Fe dans l'alliage AlSi9Cu3 (A383) avec une teneur en Fe de 1 % en poids *[25]*. Récemment, Lan et al. ont développé des alliages Al-Fe-Si en ajustant la composition élémentaire et CR, les propriétés de traction de l'alliage Al-5Fe-3Si développé étaient similaires à celles de l'alliage commercial Al-8Si-0.3Mg-0.2Mn-0.2Fe (A356) *[41]*. Dans la même étude, il a également été souligné qu'en diminuant la teneur en Si, la phase β-Fe s'est transformée en phase α-Fe et $Al_{13}Fe_4$, et que la fraction volumique globale des phases riches en Fe a diminué. Seifeddine et al. ont observé que les différents CR des processus de fabrication influencent également la fraction volumique, la taille et la morphologie de la phase α. À cet égard, Liu et al. *[25]* ont rapporté que la plus grande influence dans l'alliage AlSi9Cu3 a été obtenue dans les échantillons solidifiés à 1-10 K/s, observant une réduction de la fraction et de la taille de la phase α primaire avec une augmentation de la CR.

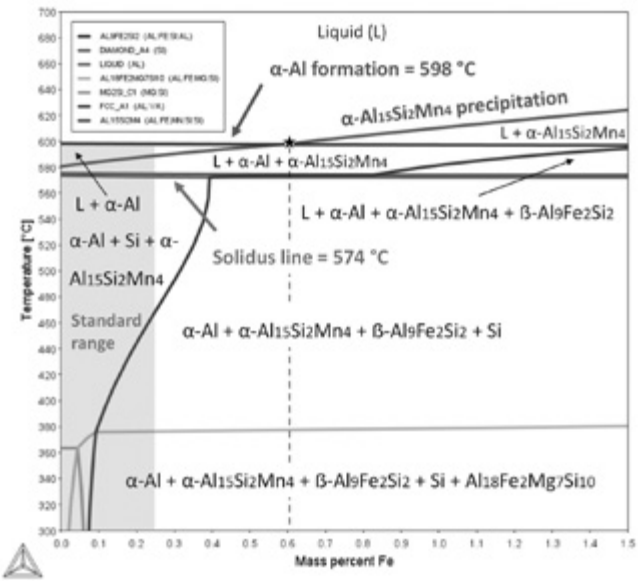


Fig. 1. *Isotherme AlSi10MnMg calculé et variation de la teneur en Fe en % poids.*

La modification élémentaire susmentionnée et le contrôle des propriétés de solidification sont des approches utiles pour réduire les effets néfastes des phases riches en Fe. La modification élémentaire et le contrôle du CR des différents processus de fabrication sont des approches utiles pour réduire les effets néfastes des phases riches en Fe. Cependant, la quantité totale de Fe dans l'alliage ne peut pas être réduite. En fait, le volume total des phases riches en Fe augmente avec l'ajout de Mn, Cr, etc., et détériore progressivement les propriétés des alliages, même après traitement. Pour pallier cet inconvénient, il existe différentes techniques pour diminuer la concentration en Fe de l'aluminium fondu. La plupart de ces méthodes sont basées sur la formation de phases primaires riches en Fe par des ajouts appropriés de Mn ou des ajouts combinés de Mn et de Cr *[32]*. Ensuite, l'élimination de ces phases peut être effectuée par différentes techniques. Zhang et al. ont passé en revue plusieurs technologies permettant d'éliminer le Fe des alliages d'aluminium, concluant que les phases denses peuvent être éliminées par sédimentation, séparation électromagnétique ou centrifugation *[13]*.
L'élimination du Fe par sédimentation s'est avérée être une méthode efficace pour les alliages d'aluminium à haute teneur en Si *[42]*. Dans cette approche, la matière fondue est maintenue entre la température de formation des composés pré-dendritiques riches en Fe et la phase α-Al. Les composés riches en Fe ségrégent au fond de la masse fondue en raison de la densité plus élevée, ce qui réduit la teneur en Fe. Donk et al. ont observé que la phase α-Fe ségrégait immédiatement pendant le refroidissement de 840°C à une température de maintien de 600°C *[43]*.
Scamans et al. ont également observé que les intermétalliques riches en Fe commençaient à précipiter immédiatement lorsque la température de fusion diminuait en dessous du liquidus *[44]*. Cependant, la sédimentation naturelle peut nécessiter de longs temps de maintien et des températures de maintien spécifiques inférieures à α-Fe et à la température de formation de la phase α-Al, qui ne sont pas toujours utilisés dans le processus de fabrication. Par exemple, dans le cas du processus de coulée de l'alliage AlSi10MnMg, la température de coulée recommandée est d'environ 680°C-710°C *[45]*. Cette température est nettement supérieure à la température du liquidus, de sorte qu'aucune sédimentation ne se produit, et cette différence de température de coulée rend le processus de sédimentation inefficace *[30]*.

Généralement, la modification élémentaire des alliages Al-Si contenant du Fe a été effectuée sur la base des rapports Fe:Mn ou (Fe,Mn):Si recommandés *[25, 34, 39, 46]*. Par exemple, il a été observé que la formation d'une phase β-Fe nuisible était évitée dans les alliages Al-Mg-Si-Mn et Al-Mg-Si moulés sous pression lorsque le rapport Mn:Fe est supérieur à 0,5 *[12]*. D'autres auteurs ont pris en compte le facteur dit de boue, qui prédit la tendance à former une phase α-Fe primaire en tenant compte des teneurs en Fe, Mn et Cr *[34,47]*. Mais les paramètres recommandés n'étaient pas toujours suffisants pour éviter la formation de composés β-Fe, ou pour définir les conditions optimales du procédé pour former une phase α-Fe primaire *[47]*.

Récemment, Chen et al. ont démontré que les outils basés sur CALPHAD sont très utiles pour

l'application du recyclage, puisqu'ils peuvent être utilisés pour la modification chimique et l'optimisation du processus des alliages d'aluminium secondaire ***[48]***. Cet outil peut gérer la complexité de la formation de phases dans les systèmes multi-composants des alliages d'aluminium recyclés à différentes températures. Par conséquent, il peut être appliqué au recyclage des matériaux en estimant la quantité totale d'éléments correcteurs nécessaires pendant la coulée. Le logiciel CALPHAD a été utilisé avec succès pour éviter la formation de composés indésirables riches en Fe par modification élémentaire dans l'alliage coulé Al-7Si-3Cu ***[29]***, et dans les alliages Al-Mg-Mn-Fe traités par coulée en coquille sans traitement thermique ***[18]***. Les propriétés mécaniques des alliages Al-Mg-Si-Fe ont également été améliorées par l'ajout approprié de Mn calculé par CALPHAD ***[12]***. Récemment, Sree et al. ont amélioré le processus de coulée directe par refroidissement de l'alliage A6082 grâce aux calculs de CALPHAD ***[49]***. Dans leur étude, les températures de traitement les plus efficaces ont été prédites par les techniques CALPHAD.
Dans cette analyse, 1,1 % en poids de Fe a été ajouté à un alliage hypoeutectique AlSi10MnMg (A365), développant des alliages expérimentaux avec une composition d'alliages d'aluminium recyclés. Selon les résultats obtenus par la méthodologie CALPHAD, l'alliage a été modifié par une teneur variable en Mn. Les effets de différents CR dans la formation des phases riches en Fe ont été étudiés. Enfin, une sédimentation naturelle à différentes températures et durées de maintien a été effectuée pour purifier l'alliage.

>>> MÉTHODES EXPERIMENTALES

modélisation thermodynamique des alliages

Le logiciel Thermo-Calc version 2021b (Thermo-Calc Software AB, Stockholm, Suède) en conjonction avec la base de données thermodynamiques TCAL8 a été utilisé pour les calculs des phases d'équilibre et de non-équilibre en fonction de la température ***[50]***. Ces calculs ont permis de définir la modification chimique effectuée pour éviter la formation de la phase β-Fe et de définir les températures les plus efficaces pour la sédimentation de la phase α primaire dans l'alliage AlSi10MnXMg contenant 1,1 % en poids de Fe. La ***figure 1*** montre le diagramme de phase d'équilibre en fonction de la température de l'alliage AlSi10MnMg avec une teneur variable en Fe dans la plage 0-1,5 % en poids. La com-

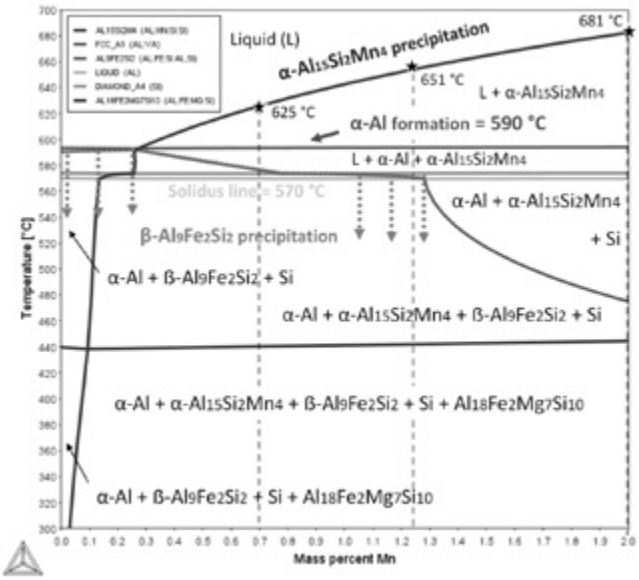


Fig. 2. *Isotherme calculé AlSi10MnMg avec 1,1 % en poids de Fe et une teneur en Mn variable en % en poids. Les compositions d'alliage sélectionnées sont indiquées.*

position chimique représentative prise en compte dans ce calcul était de 9,5 % en poids de Si, 0,5 % en poids de Mn, 0,1 % en poids de Mg et Al ajusté. Les phases riches en Fe stables à haute température sont désignées par Thermo-Calc comme Al15Si2M4 et Al9Fe2Si2, correspondant respectivement aux phases cubiques α-$Al_{15}Si_2(Fe,Mn)_4$ ou α-Fe et aux phases monocliniques β-$Al_9Fe_2Si_2$ ou β-Fe.

Selon la norme ENAC-43500, la composition en Fe de l'alliage doit être inférieure à 0,25 % en poids, cette composition a été mise en évidence en bleu dans l'isotherme. Comme le montre l'isotherme, cette composition chimique évite la formation d'une phase β-Fe. Le diagramme de phase d'équilibre montre également que la formation de la phase α-Al s'est produite à 598°C. Par conséquent, la première phase à se solidifier est la phase α-Al, suivie par la précipitation de la phase α-Fe post-dendritique et du Si, respectivement. Il existe également un point important dans le diagramme à 0,6 % en poids de Fe et 598°C. À ce stade, la réaction eutectique de la phase α-Fe se produit, ce qui signifie qu'à une concentration inférieure à 0,6 % en poids de Fe, toutes les phases riches en Fe se solidifient sous forme de composés intermétalliques post-dendritiques. Par conséquent, dans l'alliage AlSi10MnMg(Fe), la purification du Fe à l'état fondu par sédimentation n'est pas réalisable dans les compositions inférieures à 0,6 % en poids de Fe. D'autre part, avec une concentration supérieure à 0,6 % en poids de Fe, les phases riches en α-Fe se solidifient par une réaction de solidification pré-dendritique, formant une phase α-Fe primaire. L'intervalle de température entre le liquidus et l'α-Al dans la plage de 0,6 % en poids à 1,5 % en poids de Fe est très étroit, en particulier à la plus faible teneur en Fe. En outre, la température maximale de formation de la phase α-Fe dans le diagramme est de 621°C. Selon les résultats des calculs CALPHAD, les phases riches en Fe peuvent être éliminées lorsque la fonte est maintenue à une température inférieure à 621°C et supérieure à la température de formation de l'α-Al (598°C). Une température de maintien de 600°C a été utilisée avec succès pour éliminer le Fe dans la coulée directe par refroidissement de l'alliage A380 avec une concentration accumulée de Fe et de Mn ***[44]***. En revanche, dans certains procédés de coulée, tels que la coulée sous pression ou par gravité, cette température peut être nettement inférieure à la température de coulée requise pour remplir le moule, ce qui rend la sédimentation naturelle impossible. Cela signifie qu'une modification chimique de l'alliage est nécessaire pour modifier la température de formation de la phase α primaire et permettre la sédimentation. L'influence de la teneur en Fe sur la formation de la phase β préjudiciable est également observée dans le diagramme de phase.

D'après les calculs thermodynamiques, la température de formation de la β-phase est supérieure à la température du solidus lorsque la teneur en Fe est supérieure à 0,85 % en poids, et augmente continuellement pour atteindre presque la température de formation de l'α-Al lorsque la teneur en Fe est de 1,5 % en poids. Cela signifie que toute la phase β stabilisée précipite sous forme de composé post-dendritique pour l'ensemble de la composition considérée.

La figure 2 montre l'effet de l'ajout de Mn (jusqu'à 2 % en poids) dans un alliage AlSi10MnMg(Fe) contenant 1,1 % en poids de Fe dans le diagramme de phase d'équilibre. Le diagramme de phase à l'équilibre montre que la formation de la phase α-Al s'est produite à 590°C sur toute la plage étudiée, ce qui est 2°C au-dessus de la formation de la phase α-Al dans l'alliage AlSi10MnMg(Fe) dans la ***Fig. 1***. L'isotherme montre également que l'ajout de Mn favorise la formation de la phase pré-dendritique α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$, lorsque la quantité de Mn est supérieure à 0,3 % en poids, ce qui signifie que la précipitation des composés riches en Fe ne peut pas se produire dans cette plage. Lorsque la quantité de Mn est supérieure à cette quantité, la température de solidification de l'α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$ augmente progressivement, montrant un intervalle de température pour la sédimentation plus large que celui montré dans la ***Fig. 1***. La température maximale de précipitation est de

681°C à 2,0 % en poids de Mn, ce qui signifie que la sédimentation peut se produire aux températures de coulée recommandées pour l'alliage AlSi10MnMg (680-710°C). En dessous de la ligne du solidus, il convient de distinguer trois régions en fonction de la teneur en Mn. La première est la région dont la composition en Mn est inférieure à 0,15 % en poids, où les phases d'équilibre sont les phases α-Al, β-Al9Fe2Si2 post-dendritique et Si. Cette région n'est pas intéressante, car il n'est pas possible d'éliminer le Fe par sédimentation naturelle. En outre, la faible quantité de Mn n'est pas suffisante pour promouvoir la formation d'une phase α-Fe primaire. Par conséquent, la précipitation de la phase β n'est pas évitée. La seconde est la région dont la composition est comprise entre 0,15 et 1,29 % en poids de Mn. Les phases d'équilibre sont α-Al, α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$, β-$Al_9Fe_2Si_2$ et les phases Si. À cette composition, la sédimentation devrait se produire, ce qui est intéressant car la phase α-Fe précipite à des températures relativement élevées. Cependant, dans cette gamme, la formation de la phase β se produit toujours. Enfin, lorsque la quantité de Mn est supérieure à 1,29 % en poids, les phases stables sont α-Al, α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$ et Si. L'ajout de Mn augmente la température de formation de α-Fe, retenant la teneur en Fe dans le liquide, restreignant la stabilisation de la phase β-Fe post-dendritique. Par conséquent, pour favoriser la formation de la phase α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$ par rapport à la phase β-$Al_9Fe_2Si_2$, la quantité de Mn recommandée est supérieure à 1,2 % en poids.

Sur la base des résultats de CALPHAD, des teneurs en Mn de 0,7 % en poids, 1,2 % en poids et 2,0 % en poids ont été sélectionnées comme compositions cibles pour les alliages expérimentaux. Ci-après, les alliages sont appelés AlSi10Mn0,7 Mg(Fe), AlSi10Mn1,2 Mg(Fe) et AlSi10Mn2,0 Mg(Fe), respectivement. L'objectif des compositions sélectionnées était d'éviter la formation d'une phase β dans différentes conditions de solidification et de permettre le processus de sédimentation aux différentes températures de coulée, en particulier à des températures élevées. Le modèle Scheil-Gulliver a été utilisé pour calculer les propriétés de solidification hors équilibre des compositions sélectionnées. En outre, l'alliage sans ajout de Fe (AlSi10MnMg) a également été pris en compte dans les calculs. Les résultats des calculs de non-équilibre sont présentés à la ***figure 3***. En général, les courbes d'équilibre (lignes pointillées) et de non-équilibre ont montré un schéma similaire à des températures élevées ou à une faible fraction molaire de solide. Néanmoins, les courbes s'écartent des calculs d'équilibre aux derniers stades de la solidification. Les principales transformations survenues au cours de la solidification dans les alliages AlSi10MnMg, AlSi10Mn1.2 Mg(Fe) et AlSi10Mn2.0 Mg(Fe) sont les suivantes : L → α-Fe, L → α-Fe + α-Al, L → α-Fe + α-Al + Si et L → α-Fe + α-Al + Si + β-Fe. D'autre part, dans l'alliage AlSi10Mn0.7 Mg(Fe), la phase β-Fe a précipité avant Si.

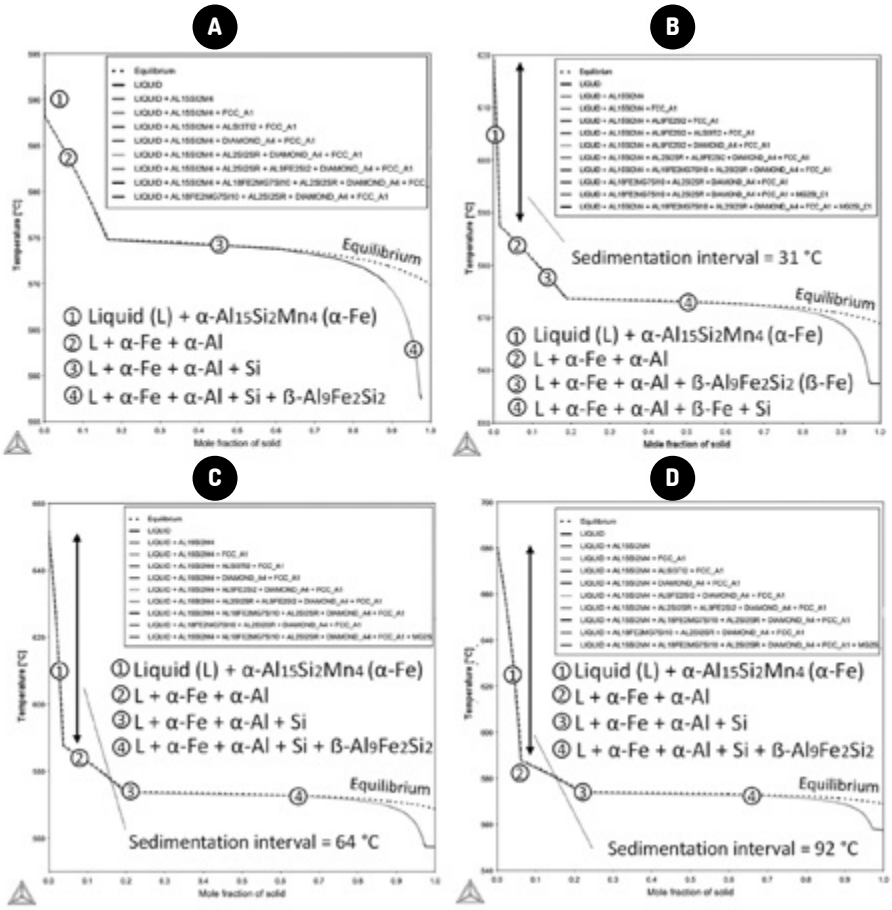


Fig. 2. *Solidification hors équilibre des alliages (a) AlSi10MnMg, (b) AlSi10Mn0,7 Mg(Fe), (c) AlSi10Mn1,2 Mg(Fe) et (d) AlSi10Mn2,0 Mg(Fe) obtenue par le modèle Scheil-Gulliver.*

La ***figure 3 (a)*** montre la séquence de solidification de l'alliage standard AlSi10MnMg (0,15 % en poids de Fe). La précipitation de la phase α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$ a commencé à 591°C, et la phase α-Al à 588°C. La sédimentation naturelle des particules riches en Fe ne peut pas se produire dans l'alliage sans l'ajout de Fe ou de Mn. Contrairement aux calculs d'équilibre (zone marquée comme gamme standard dans la ***Fig. 1***), la phase β-$Al_9Fe_2Si_2$ a précipité avant le point de solidus, à 566°C. La ***figure 3 (b)*** montre le schéma de solidification de l'alliage AlSi10Mn0,7 Mg(Fe). La précipitation de la phase α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$ a commencé à 619°C, et la phase β-$Al_9Fe_2Si_2$ a précipité à 574°C, augmentant l'intervalle de sédimentation à 31°C. Par rapport à l'alliage AlSi10MnMg, l'ajout de 1,1 % en poids de Fe a favorisé la précipitation de la phase β-$Al_9Fe_2Si_2$ avant la phase Si. La ***figure 3 (c)*** montre le schéma de solidification de l'alliage AlSi10Mn1,2 Mg(Fe). L'effet principal de l'augmentation de la teneur en Mn a été la formation de la phase α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$ à 651°C. L'intervalle de sédimentation était de 64°C, et la dernière phase précipitée était β-Fe. Enfin, dans la ***Fig. 3 (d)***, la séquence de solidification de l'alliage AlSi10Mn2.0 Mg(Fe) a montré le même schéma de solidification que le précédent, mais la température de précipitation de la phase α-$Al_{15}(Fe,Mn)_4Si_2$ a augmenté à 680°C, augmentant l'intervalle de solidification à 92°C. Par conséquent, l'ajout de Mn a entraîné une augmentation significative de l'intervalle de sédimentation. D'après les calculs, l'ajout progressif de Mn permet d'obtenir de meilleurs résultats d'élimination du Fe, en raison de la température de précipitation plus élevée de la phase riche en α-Fe. En outre, l'efficacité du processus de sédimentation peut également être améliorée en favorisant la précipitation des composés riches en Fe à la température la plus élevée et à la fraction solide la plus faible ***[27]***.

Préparation des matériaux

Conformément à la modélisation thermodynamique des alliages, trois alliages expérimentaux contenant du Fe et différentes teneurs en Mn ont été fabriqués par un procédé de moulage en moule métallique par gravité dans une atmosphère d'air. Les alliages ont été préparés dans un four à induction VIP-I (Inductotherm, Rancocas,

Alloy	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Others
AlSi10MnMg	Bal.	10.86	0.12	0.02	0.63	0.00	0.22	0.04	≤0.15
AlSi10Mn0.7 Mg(Fe)	Bal.	10.12	1.09	<0.01	0.69	0.21	<0.01	0.04	<0.15
AlSi10Mn1.2 Mg(Fe)	Bal.	10.64	0.93	<0.01	1.24	0.20	<0.01	0.04	<0.15
AlSi10Mn2.0 Mg(Fe)	Bal.	10.37	1.09	<0.01	2.00	0.19	<0.01	0.05	<0.15

Tableau 1. *Elemental composition of AlSi10MnMg(Fe) alloys with different amounts of Mn obtained by OES (wt. %).*

USA) et un creuset en alumine. L'alliage AlSi10MnMg (Silafont®-36, Rheinfelden Alloys, Rheinfelden, Allemagne) a été choisi comme alliage de base pour garantir un bain de fusion dans lequel les autres éléments ont été dissous. La composition élémentaire du bain fondu (avant modification) a été analysée par spectrométrie d'émission optique (OES) avec un analyseur SPECTROMAXx (Spectro, Kleve, Allemagne), les résultats sont présentés dans le ***tableau 1***. L'alliage AlSi10MnMg a été modifié avec du Fe pour obtenir la composition cible des alliages d'aluminium recyclés. La composition de la matière fondue a été ajustée pour obtenir 0,70 % en poids, 1,20 % en poids et 2,00 % en poids de Mn. Des tablettes d'Al-Fe et d'Al-Mn contenant 75 % en poids de Fe et 80 % en poids de Mn (Bostlan, Mungia, Espagne) ont été utilisées pour obtenir les compositions cibles. La composition chimique en % en poids des alliages obtenus par OES est également indiquée dans le ***tableau 1***. la matière fondue a été coulée à une température d'environ 680°C dans un moule cylindrique réfrigéré à l'eau et dans un moule en acier préchauffé. Environ 4,5 kg ont été obtenus pour les alliages étudiés dans chaque moule.

Expériences de solidification

Pour étudier les effets de l'ajout de Mn sous différents CR, un moule réfrigéré à l'eau a été utilisé. L'illustration schématique du moule réfrigéré à l'eau est présentée à la ***figure 4 (a)***. Les données permettant de calculer les CR dans les zones T1, T2 et T3 ont été collectées à l'aide d'un système d'acquisition de données National Instruments à grande vitesse, en introduisant un thermocouple de type K directement dans la matière fondue. Le système de réfrigération à l'eau a entraîné un gradient de CR dans le lingot cylindrique, la zone T1 présentant le CR le plus élevé en raison de la proximité de la base de cuivre réfrigérée à l'eau. Toutes les expériences de solidification ont été menées dans des conditions de coulée identiques. Dans la figure 4 (b), les courbes de solidification et les courbes de dérivées premières calculées de l'alliage AlSi10Mn2.0 Mg(Fe) dans les zones définies (T1, T2 et T3) sont tracées à titre d'exemple. Le début et la fin de la solidification de chaque zone ont été calculés par analyse thermique différentielle. Les CR expérimentaux dans les zones mesurées étaient T1 = 7°C/s, T2 = 4°C/s et T3 = 3°C/s.

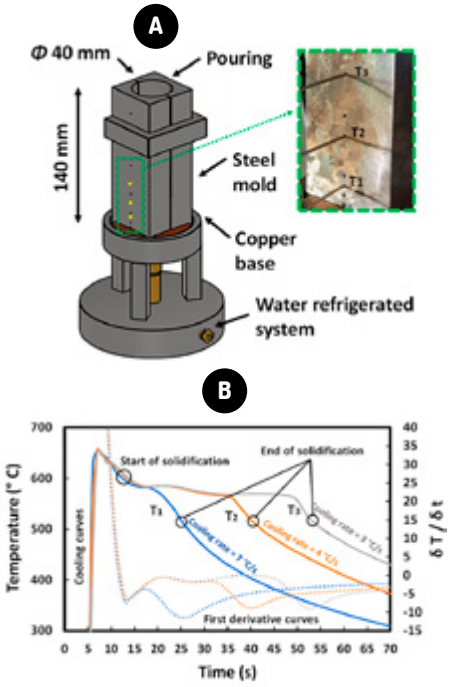


Fig 4. *(a) Illustration schématique du moule réfrigéré à l'eau avec une vue détaillée des thermocouples et (b) chemin de solidification de l'alliage AlSi10Mn2.0 Mg(Fe) dans les zones définies comme T1, T2 et T3.*

Caractérisation microstructurale

Les échantillons destinés à la caractérisation microstructurale ont été sectionnés le long du plan vertical central à partir des lingots solidifiés dans le moule réfrigéré à l'eau, et préparés selon les procédures métallographiques standard, par enrobage à chaud dans une résine conductrice, meulage et polissage. La microstructure a été caractérisée dans les différentes zones où le CR a été calculé et, également, dans une zone proche de la base du moule, qui devait présenter le CR le plus élevé, défini comme CR > 7°C/s. La caractérisation microstructurale a été réalisée à l'aide d'un microscope optique (OM) modèle DMI5000 M (LEICA Microsystems, Wetzlar, Allemagne) et d'un microscope électronique à balayage (MEB), équipé d'un spectromètre à rayons X à dispersion d'énergie (EDS) modèle JSM-5910LV (JEOL, Croissy-sur-Seine, France). Les structures cristallographiques des intermétalliques riches en Fe ont été déterminées au moyen de scans EBSD (Electron Backscatter Diffraction) qui ont été réalisés sur un MEB avec une tension de faisceau de 20 kV et en utilisant le logiciel d'acquisition APEX d'EDAX. Les échantillons pour l'analyse EBSD ont été préparés à l'aide de techniques métallographiques standard, suivies d'un polissage final avec de la silice colloïdale. Enfin, la caractérisation microstructurale quantitative des phases riches en Fe et de l'espacement des bras des dendrites secondaires (SDAS) a été réalisée à l'aide du logiciel ImageJ.

Expériences de sédimentation

Les lingots coulés dans un moule en acier préchauffé ont été refondus dans un creuset en graphite en utilisant un four électrique à 710°C et maintenus pendant 15 min pour atteindre une dissolution complète. La masse liquide a été refroidie jusqu'à leur température de maintien respective (600°C et 670°C) et maintenue à différents moments (15 et 30 min) avant la coulée. Enfin, les échantillons ont été retirés du four pour laisser la matière fondue se solidifier à température ambiante. Les températures ont été contrôlées en introduisant un thermocouple de type K directement au centre de la matière fondue. Des échantillons d'environ 80 mm (longueur) × 55 mm (diamètre) ont été obtenus. Les échantillons ont été sectionnés diamétralement, meulés et polis pour l'analyse de la composition par OES.

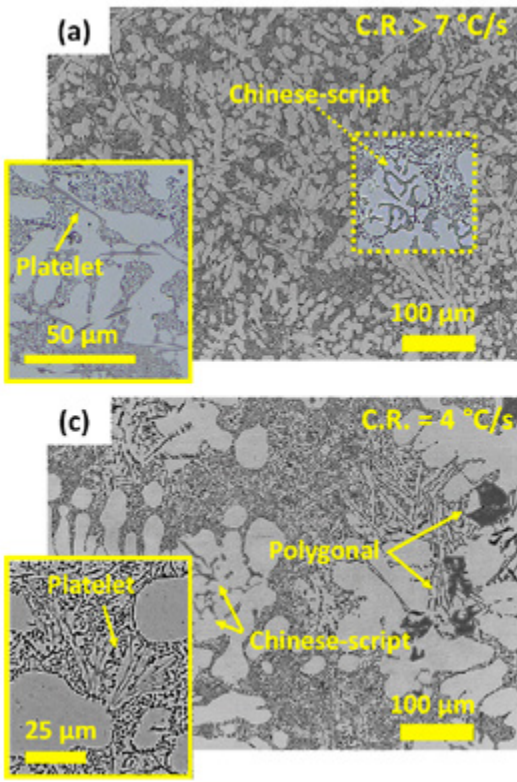
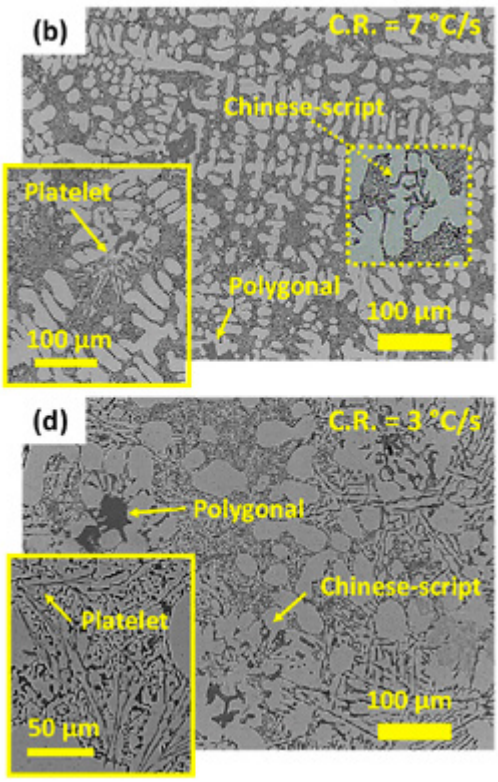


Fig 5. *Images par microscopie optique de l'alliage coulé AlSi10Mn0.7 Mg(Fe) après solidification (a) > 7 °C/s, (b) 7 °C/s, (c) 4 °C/s and (d) 3°C/s.*



> Suite de l'article dans le TNF 45

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Consultez notre médiakit 2024

et contactez notre régie publicitaire pour réserver vos emplacements :

Emeline JOLIBERT : +33 (0)6 63 93 67 41
Gérard LEBON : +33 (0)6 19 98 17 72
regiepubtnf@atf-asso.com

NOTRE MEDIAKIT
Version française

OUR MEDIAKIT
English version

W Abrasives

OPTIMISEZ
VOTRE PROCESSUS DE COULÉE
AVEC LES SOLUTIONS
DE GRENAILLAGE DE WINOA

Faites comme Volvo - visitez notre centre technique pour améliorer nettoyage et préparation de surface.

De la grenaille fine d'acier au fil de zinc coupé, en passant par des abrasifs en acier inoxydable, Winoa propose une gamme complète de solutions de sablage.

Découvrez vous-même notre savoir-faire et notre expertise technique.

INOX

FIL COUPÉ

UFS

winoa
preparing tomorrow's surfaces

Planifiez votre essai aujourd'hui !

Visitez nos centres techniques pour essayer votre prochain abrasif

NOVACAST
Every casting counts™

Logiciel de Simulation pour Fonderies

- Prédiction des défauts métallurgiques
- Facilité d'utilisation
- Calculs ultra rapides
- Formations certifiées Qualiopi

Système d'Analyse Thermique Avancée

- Réduction des variations & défauts métallurgiques
- Amélioration mise au mille
- Réduction consommation énergétique
- Intégration industrielle par nos ingénieurs en 3 mois

novacast.se

VOTRE CONTACT
Cédric Burkhard
INOMETAL SARL
Tél: +33 (0) 3 26 47 39 93
Email: c.burkhard@inometal.com
INOMETAL

COULEE AUTOMATIQUE
pour-tech

> 25 ans d'expérience
> Optimisation process coulée
> Réduction coûts de production
> Amélioration qualité produit
> Solutions sur mesure
> Système clés en main
> Rétrofit ou nouveau système

Coulée automatique
EASYpour™ intelligence artificielle

Plus d'information sur https://www.pour-tech.com

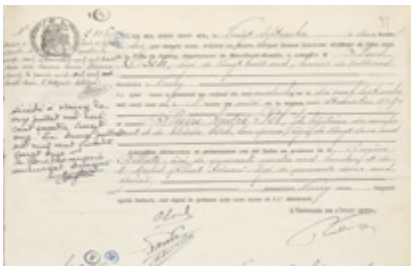
VOTRE CONTACT
Cédric Burkhard
INOMETAL SARL
Tél: +33 (0) 3 26 47 39 93
Email: c.burkhard@inometal.com
INOMETAL

Des fonderies de Tusey aux fonderies de Vaucouleurs
De 1834 à 1959

SEPTIÈME PARTIE : LA PÉRIODE ESCH - DE 1935 À 1959

TÉLÉCHARGER LES PARTIES 1 2 3 4 5 6

Pierre André Pol ESCH est né à Nancy le 19 septembre 1906 dans une famille mennonite lorraine.



Acte de naissance de Pierre ESCH le 19 septembre 1906 à Nancy.

Source : *Archives municipales de Nancy page 135*

CLIQUEZ POUR AFFICHER EN PLEIN ÉCRAN

Après ses études à l'école primaire supérieure à Nancy de 1919 à 1923, à 17 ans, boursier, Il intègre l'Ecole Nationale d'Arts et Métiers de Châlons-sur-Marne. Entré en 1923, il en sortira en 1926 avec son diplôme d'ingénieur. Il suit ensuite à Poitiers, de 1926 à 1927, la préparation militaire supérieure et devient officier de réserve.

Source :
Language Change : The Interplay of Internal, External and Extra-Linguistic ... publié par Mari C. Jones, Edith Esch

En 1928, il débute sa carrière d'ingénieur à la Fonderie Georges à Saint-Dizier.

En 1930, il entre aux Fonderies de Tusey / Les HERITIERS de L. CHEVAILLER, embauché par le maître de forges **M. Raoul CHEVAILLER** pour être à terme le successeur de **M. Henri LOUISON** (1872-1960), directeur de fabrication, ingénieur Arts et Métiers promotion Châlons 1887.

Source :
Plus d'info : Notes sur M. Henri LOUISON
Archives familiales Esch

En 1932, **Pierre ESCH** se marie le 29 mars à Pont-à-Mousson avec **Simone Louise BINOUX** (1912-1969). De cette union, naîtront trois filles : Geneviève Louise (1937-), Francine Suzanne (1943-), Edith Marie (1945-)

Suite à la crise de 1929 jusqu'en 1935, **M. Raoul CHEVAILLER** ferme l'entreprise.

En octobre 1935, **Pierre ESCH**, décide de la relancer à son compte et loue les locaux aux **héritiers CHEVAILLER** pour exploiter la fonderie.

En 1937, **Paul Armand Edgard DUFILHOL** - directeur des Fonderies de TUSEY de 1896 à 1904 - décède à Paris le 15 avril à l'âge de 76 ans.

En 1939-40, le lieutenant Pierre ESCH est en poste à une batterie de DCA sur les hauts de Meuse près de Commercy. Il est fait prisonnier le 21 juin 1940 à Gerbépal (Vosges) près de Gérardmer. Il est envoyé avec son groupe à l'Oflag IIB à Arnswalde (aujourd'hui en Pologne) puis transféré à l'Oflag XIIIA de Nuremberg en novembre 1940. D'une manière méticuleuse il note dans son journal chaque activité au camp jour par jour. Pierre Esch y décrit son arrivée à Nuremberg. Les baraques qu'il aperçut le soir du 10 Novembre 1940, étaient celles du camp de prisonniers de Nuremberg, dans lequel il allait passer presque une année.

Le 13 septembre 1941 les derniers officiers français quittent l'Oflag XIIIA. Il est envoyé à l'Oflag IVD à Elsterhorst/Hoyerswerda (en Saxe). Dans ce camp où se trouvaient de nombreux professeurs et intellectuels, une « université de camp » française qui délivrait des diplômes était active. Pierre Esch y fit un cours sur les techniques de la fonderie, pour lequel il consultait des ouvrages allemands, cherchant à enrichir ses connaissances en même temps qu'à perfectionner son allemand technique.

Source :
Archives familiales Esch

Pierre ESCH à Tusey

Pierre ESCH, le 6 février 1931, il a 24 ans

1939 - Pierre ESCH avec son épouse et sa fille Geneviève

1940 - Pierre ESCH avec sa fille Geneviève

Source : *Archives familliales Esch*

Officiers français de l'Oflag XIII de Nuremberg , 01.02. 1941 (de gauche à droite et de haut en bas : Lt. Bouchez, Lt. Perrin, Cap. Bernard, Lt. Esch, Lt. Steyer (dernière rangée) - Lt. Menin, Lt. Maugé, Cap. Maître, Cap. Cuvillier, Lt. Jeannin, Lt. Delvallée, Lt. Renoul, Lt. Ginolhac (rangée du milieu) Cap. Dubois, Cmdt De Beauchêne, Lt. Col. Sansly (?), Cap. Faure, Lt. Gillet (devant, assis)

Source : *Famille Wild - Les prisonniers de guerre français à Nuremberg 1940-1945*

Source : *Bibliotheca Andana - https://www.bibliotheca-andana.be/wp-content/uploads/2021/01/Les-Prisonniers-de-Guerre-fran%C3%A7ais-%C3%A0-Nuremberg-1940-1945.pdf*

Source : *Bibliotheca Andana - https://www.bibliotheca-andana.be/wp-content/uploads/2021/01/Oflag-XIII-A.pdf*

À Tusey, l'armée allemande installe dans le château de la fonderie un camp de transit qui deviendra à la Libération un camp d'officiers prisonniers.
À Vaucouleurs, après la débâcle de 40 et l'occupation allemande, au printemps 41, **Georges de FORSAN de GABRIAC** (1880-1945) alors directeur général des Ateliers et Fonderies de la Meuse, conseiller municipal de la commune de Vaucouleurs, remet en activité l'entreprise.

À Tusey pendant la même période, **M. Pierre ESCH** étant en captivité en Allemagne, les Fonderies de Tusey reprennent également leur activité sous la direction de M. Henri **LOUISON** (âgé de 69 ans), dans des conditions très difficiles (problèmes d'approvisionnement en matières premières et en moyens de transport, une partie du personnel prisonnier, des difficultés administratives constantes...) avec évidemment, les conditions similaires à Vaucouleurs. L'une et l'autre fonderie travaillant pour leurs propres clients habituels français.

Source : *Archives familiales Esch*

Finalement **Pierre ESCH** fut libéré en juin 1942 sur intervention de la S.A. Engrenages Citroën de Paris dont il était sous-traitant, *« soi-disant ingénieur de la firme, il fut délégué à la direction de « leur » fonderie à Tusey ».* **Pierre ESCH** retrouva sa fonderie à Tusey dont il reprit la direction.
Sur décision des services économiques allemands de Bar-le-Duc, restée en suspens depuis 41, de fermer l'une des deux fonderies, décision est prise au printemps 43 : les Fonderies de la Meuse dirigées par **M. de FORSAN** sont « concentrées » sur Tusey avec reprise du personnel (une vingtaine de personnes) et reprise de l'activité de la fonderie fermée. **M. ESCH** assurant à **M. de FORSAN** l'exécution scrupuleuse des clauses du contrat.
-- Le Syndicat Général des Fondeurs de France ayant mis sur pied un système destiné à permettre aux fonderies fermées par l'occupant de vivre du travail exécuté pour leur compte par les entreprises restées ouvertes, de façon à pouvoir à la Libération reprendre leur activité normale. Une ristourne de 16% était versée par le fondeur concentreur au fondeur concentré sur les commandes exécutées pour son compte -- .

À la libération de Vaucouleurs qui eu lieu le 1er septembre 1944, l'activité des fonderies cessa totalement et ne put être reprise que le 1er juin 1945.

Entre temps, aux Fonderies de la Meuse, pour suppléer **M. de FORSAN** (arrêté par la gestapo le 8 juin 1944) et dont le décès à Dachau n'était pas connu, le tribunal de Bar-le-Duc nomme **M. Alexandre DENIS** Commissaire des comptes de la S.A., directeur de la Succursale des Forges et Aciéries de la Marine et d'Homécourt à Nancy, comme administrateur, directeur général de la S.A. Fonderies de la Meuse. De son côté, la « concentration » étant devenue caduque, **M. ESCH** se propose d'aider **M. DENIS**, qu'il ne connaissait pas, et de remettre à sa disposition son personnel pour le redémarrage de la fonderie.

> *C'est à ce moment qu'à mon extrême surprise, il m'appela pour me proposer la direction technique de Vaucouleurs, après l'abandon de Tusey où je n'étais que locataire exploitant (mais de cela il ne pouvait être question pour moi). Rien ne s'opposait à ce que les deux fonderies travaillent séparément. On se mit donc d'accord sur l'organisation qui fut appliquée pendant 5 ans, avec*

M. GEORGES DE FORSAN DE GABRIAC

M. Georges de FORSAN de GABRIAC né le 10 janvier 1880 à Granville (Manche) de **Emma Françoise Marie LIRZIN** sa mère et de père inconnu. Il sera reconnu le 12 novembre 1890 par **Jean Joseph Marie Emile Georges de FORSAN de GABRIAC**.

Acte de naissance de Georges de FORSAN de GABRIAC - Source : Archives départementales de la Manche

En 1896 il entre à l'Ecole nationale d'Arts et Métiers d'Angers d'où il en ressortira diplômé en 1889.
La même année, Il s'engage dans la marine nationale pour cinq années, et passe dans la réserve le 1er septembre 1904 avec le grade de maître mécanicien.
Il épouse le 20 septembre 1904 Mme **Jeanne Marie Joséphine Paule BARTET** (1887-1940). Durant la Première Guerre mondiale, il est mobilisé au 5e régiment d'artillerie à pied (RAP) et effectue une campagne contre l'Allemagne du 2 août 1914 au 9 février 1915, il est démobilisé le 7 février 1919. Le 19 mars 1926, il épouse en secondes noces **Mme Henriette Pauline Jeanne MATROT**, fille de Emile MATROT.

> *>>> Pour la période d'activité de la fonderie à Vaucouleurs entre 1939 et 1945, se reporter à la partie Pierre Esch.*

Pendant la Seconde Guerre mondiale et l'occupation allemande, Il entre en résistance comme chef de section du Groupe Lorraine FFCI. Il collabore étroitement avec les membres du Mouvement Lorraine et aide à mettre sur pied un plan de ravitaillement pour l'armée secrète...

un encadrement étoffé à Tusey, et un secrétariat éprouvé à Vaucouleurs. En fait, il n'y eut jamais de problèmes cruciaux de concurrence d'une fonderie à l'autre. Les commandes affluaient de partout. C'est dans ces conditions que je pris connaissance des dossiers de M. de Forsan et que je constatai que dans la période de «concentration», il s'était livré à un travail extraordinaire de précision préparant l'après-guerre... Hélas !

Source : *Archives familiales Esch*
Extrait de lettre du 9 février 1982 de M. Pierre Esch à Jean de Forsan de Gabriac, fils de Gabriel de Forsan de Gabriac

À la fin de la guerre, le conseil d'administration des Fonderies de la Meuse, à Vaucouleurs, lui demanda de prendre la direction de la fonderie. Il fut donc pendant quelques années patron de la Fonderie de Tusey et directeur de la Fonderie de la Meuse, le matin dans l'une et l'après-midi dans l'autre, quand il n'était pas sur la route pour aller voir la clientèle, jusqu'à la fusion des deux fonderies en une société anonyme Ateliers et Fonderies

Suite page XX

M. Georges Jules Jean Henri de FORSAN de GABRIAC (Granville 1880 -Dachau 1945)

Le 8 juin 1944, sur dénonciation, Georges de FORSAN de GABRIAC est arrêté par la Gestapo et incarcéré à la Prison Charles-III de Nancy (Meurthe-et-Moselle). Il est déporté politique, le 19 août 1944 au camp de concentration de Natzweiler-Struthof (Bas-Rhin) puis transféré le 4 septembre au camp de concentration de Dachau, sous le n° 100 298, dans lequel il trouve la mort le 30 janvier 1945, âgé de 65 ans. Le 22 mai 1945, la famille toujours sans nouvelle lance un avis de recherche.

Source : *BnF Gallica - L'Est Républicain*

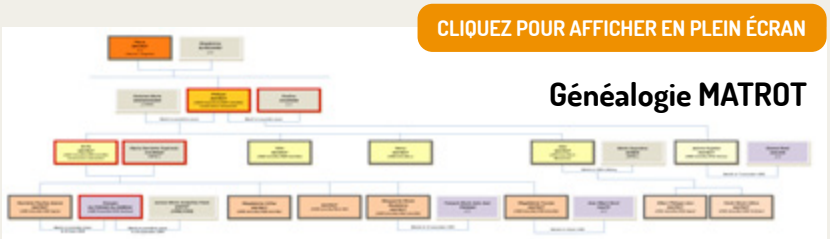
LES ETABLISSEMENTS MATROT

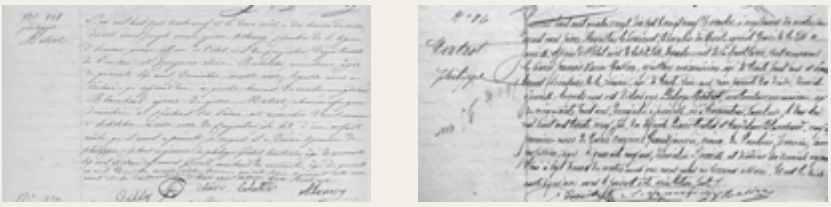
Les Etablissements MATROT à Joinville

Les Etablissements MATROT, sont fondés en 1873 à Joinville (Haute-Marne) au 34-36 rue de la Harpe par M. Philippe MATROT (1839-1897) constructeur mécanicien.

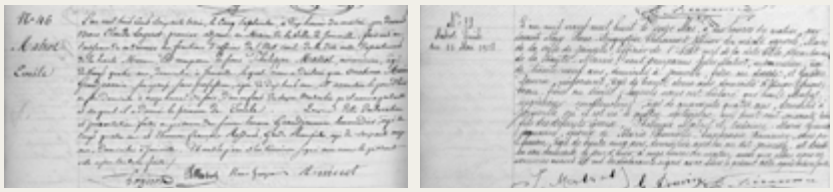
Son fils M. **Emile MATROT** (1863-1908) ingénieur Arts et Métiers Promotion Châlons1879, diplômé en 1892, intègre l'entreprise familiale. Il y occupe successivement les postes d'ajusteur, de contremaître, puis au décès de son père, de chef d'usine.

CLIQUEZ POUR AFFICHER EN PLEIN ÉCRAN





Philippe MATROT - Acte de naissance : né le 2 août 1839 à Carpentras (Vaucluse) Acte de décès, le 29 novembre 1897 à Joinville (Haute-Marne).



Emile MATROT - Acte de naissance : né le 4 septembre 1863 à Joinville Acte de décès : le 15 mai 1908 à Joinville Fils de Philippe MATROT et Onésine Marie GRANDJEAMIN en premières noces.

L'usine y produit et vend des machines-outils de précision : machines à raboter, étaux-limeurs, machines à fraiser, percer, aléser, mortaiser, tours à banc mobile, tours parallèles, poinçonneuses à bâti mobile, machines à chanfreiner les tôles ; machines à vapeur fixe et locomobiles ; moteurs hydrauliques ; matériel mécanique ; outillages...
Le 29 novembre 1897, **Philippe MATROT décède** à Joinville à l'âge de 58 ans.
Le 15 mai 1908, **Emile MATROT décède** à Joinville à l'âge de 44 ans.

Source :
BnF Gallica - Le Petit Haut-Marnais - 20 mai 1908
Bulletin administratif. Société des anciens élèves des écoles nationales d'arts et métiers. n° 5. mai 1908. pp. 478-481.

Suite aux décès de Philippe et Emile MATROT, les épouses propriétaires de l'entreprise de Joinville : **Pauline FOURNIER**, épouse en deuxièmes noces de Philippe MATROT et **Marie Henriette Euphrasie FOURNIER**, épouse de Emile MATROT, assurent la continuité avec à la direction de l'usine **M. Georges de FORSAN de GABRIAC**.

Publicités dans le journal mensuel La Machine Moderne de juillet (G) septembre 1912 (M) et dans L'Usine de janvier 1919 (D)

Source : *BnF Gallica*

Durant la première guerre mondiale, les Etablissements MATROT participent à l'effort de guerre par la fabrication d'obus. Témoignage, un article dans Le Petit Haut-Marnais qui retrace l'engagement patriotique et le dévouement d'une jeune femme Mme LEBEL, embauchée, qui va occuper le poste de contremaître de fabrication et qui recevra du ministre de l'armement et des fabrications de guerre une lettre de félicitations.

Source :
Gallica BnF - Le Petit Haut-Marnais du 9 juin 1917

En 1916 la société fait l'acquisition de la Fonderie Jeanne d'Arc de Vaucouleurs. En parallèle des activités de constructeur et métallurgiques, De FORSAN & Vves MATROT possède un garage à Joinville au 25-27 rue de la Harpe assurant les concessions automobiles Ford pour le département et Renault à Joinville mais aussi la vente d'autres marques et les services qui s'y rattachent.

Le garage sera vendu en avril 1935 à M. Georges Marie Ernest de BEURMANN.

Source :
BnF Gallica - Le Petit Haut-Marnais du 12 mai 1935

En 1927, **Mme Veuve Philippe MATROT décède** à Joinville. En 1935, la Société FORSAN & Vve MATROT de Joinville est placée en liquidation judiciaire. En mai 1937, le tribunal de commerce de Saint-Dizier la déclare en état de faillite.

S.A. DES ATELIERS ET FONDERIES DE LA MEUSE

La **Fonderie Jeanne d'Arc** de Vaucouleurs créée vers 1890, propriété de **M. Emile BLAISE** est à l'origine de la **S.A. des Ateliers et Fonderies de la Meuse**. Située à 50 km de Joinville, elle est reprise en 1916 par les **Etablissements MATROT** fondés en 1873 à Joinville par **M. Philippe MATROT** (1839-1897) constructeur mécanicien.

En 1916, la Fonderie Jeanne d'Arc de Vaucouleurs devient **Etablissements MATROT G. de FORSAN & Veuves MATROT** au capital de cent mille francs avec à sa direction **M. Georges de FORSAN de GABRIAC.**

Téléchargez la publication de la Société créée en 1916

Source :
BnF Gallica - Le Petit Champenois Journal quotidien démocratique régional du 5 octobre 1916

En 1922, la fonderie prend le nom de S.A. des Ateliers et Fonderies de la Meuse qui a pour objet : fonderie et moulage de tous métaux, construction de tous appareils mécaniques. Le capital de la S. A. est fixé à 1.400.000 francs. Les fondateurs, M. de FORSAN et Mmes Veuves MATROT apportent à la nouvelle société : des fonderies de fonte et de bronze contenant ateliers, magasins, remises et cours construits sur un terrain figurant au plan cadastral de Vaucouleurs sous la section D n° 2, 3, 3bis, 3p, 4p, 19p, 20, 21 & 35 ; vingt-deux maisons ouvrières ; un atelier de constructions mécaniques entièrement neuf ; un crassier ; un pierrier ; du matériel ; de l'outillage,...

Téléchargez la publication de la S. A. créée en 1922

Source :
BnF Gallica - Le Petit Haut-Marnais quotidien républicain

Plan cadastral napoléonien de 1819, antérieur à la création de la fonderie Jeanne d'Arc en 1890, mais faisant ressortir les parcelles citées dans les actes déposés lors de la création de la SA des AFM. La parcelle 4 (en bleu) correspond à un manège couvert du XVIIIe siècle qui servira de magasin à modèles de la fonderie.

On y élabore des alliages cuivreux et ferreux. On y pratique le moulage sur modèles en châssis et au trousseau jusqu'à 15 tonnes. Mais aussi en séries, la fonderie étant équipée de 40 machines à mouler.

On y fabrique des machines-outils pour le travail du métal et du bois, des pièces de mécanique générale, des éléments de machines agricoles, du matériel de chemin de fer, des moteurs électriques, des moules pour verreries, engrenages, des pièces en bronze pour machines.

Source :
BnF Retronews Foire de Paris - L'usine 10 mai 1922, Région Grand Est - Inventaire général - Communauté de c ommunes Vaucouleurs

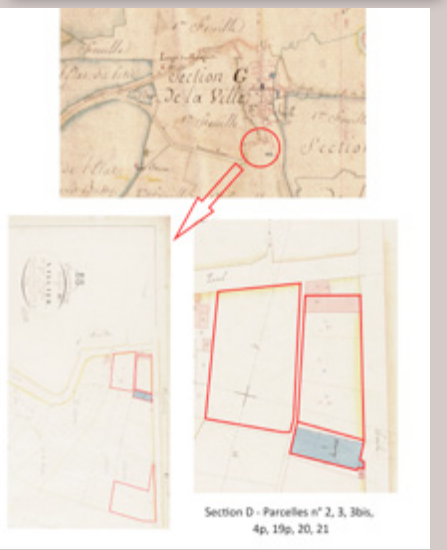
Source : *BnF Gallica - Annuaire du commerce Didot Bottin 1er janvier 1925*

Publicité L'usine 8 mai 1919 (Gauche)
Source : BnF Retronews
Offres d'emploi dans L'Est Républicain
du 1er février 1919 (M) et du 29 avril 1919 (ci-dessous)

***Source** : BnF Gallica*

OUVRIERS EBARBEURS, MOULEURS et MEULEURS sont demandés à Vaucouleurs. — Bien rémunérés. — S'adresser : Fond. de Forsan et Vves Matrot, Vaucouleurs

ON DEMANDE bons ouvriers tourneurs et ajusteurs pour Joinville (Haute-Marne) ; bons mouleurs en mécanique et bons ébarbeurs pour Vaucouleurs (Meuse).
Ecrire : De FORSAN et Vve MATROT, Joinville (Haute-Marne)

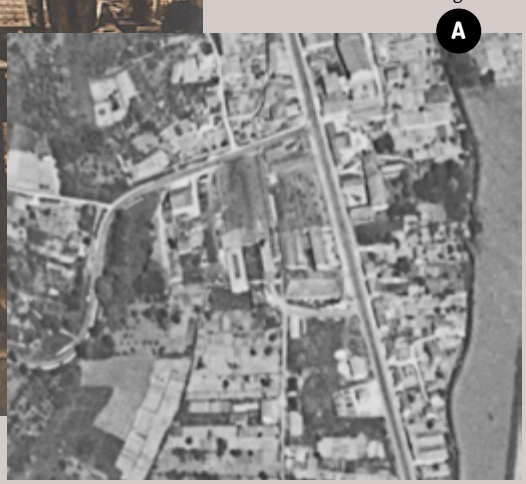


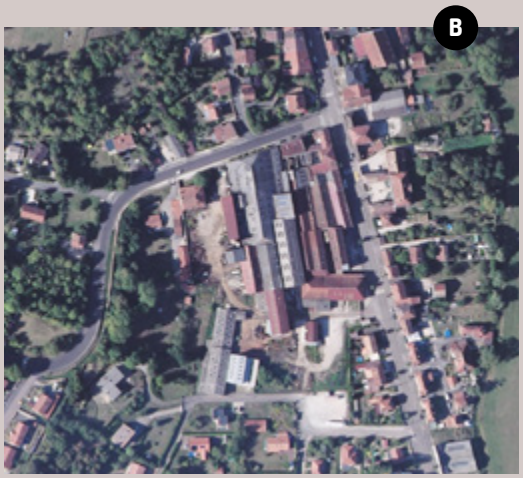
BONS MOULEURS fonte et bronze, au trousseau et en mécanique demandés. S'adresser aux Fonderies de FORSAN et Vves MATROT, à Vaucouleurs (Meuse). 1033

BnF Gallica – L'Express de l'Est et des Vosges
15 avril 1922

Ateliers et Fonderies de Tusey et de la Meuse vers 1950

Le site à Vaucouleurs – (A) Ateliers et Fonderie de la Meuse vers 1955 – Géoportail (B) Fonderies de Vaucouleurs en 2019 – Google Earth





>>> Pour la période d'activité de la fonderie à Vaucouleurs entre 1939 et 1945, se reporter à la partie Pierre ESCH.

En 1949, les Fonderies de Tusey fusionnent avec les Ateliers et Fonderies de la Meuse. La nouvelle société prend le nom : **Ateliers et Fonderies de Tusey et de la Meuse**. Les deux sites : celui de Vaucouleurs, avenue de Domrémy et celui de Tusey coexisteront jusqu'en 1963, année de fermeture définitive du site de Tusey.

Elément de façade et sigle «AFM» des anciens Ateliers et Fonderies de la Meuse, avenue de Domrémy à Vaucouleurs

Le château de Tusey, habitation successive des Maîtres de Forge, propriétaires des Fonderies de Tusey depuis 1834 (vue Google Mai 2011). Sur la droite, ce qui était l'entrée principale des Hauts-Fourneaux, Fonderies et Ateliers de Construction de Tusey, site transformé en parc.

de Tusey et de la Meuse en 1949, puis Fonderies de Vaucouleurs en 1959 dont il fut PDG jusqu'à sa retraite de directeur en 1972 puis de président en 1977.

Source : *Archives familiales Esch*

En 1959, le nom de l'entreprise évolue : **Ateliers et Fonderies de Tusey et de la Meuse** devient **Fonderies de Vaucouleurs**. Monsieur Pierre ESCH prendra alors la direction de cette société anonyme jusqu'en 1972.

Pierre ESCH fut également actif dans la formation professionnelle. Il commença à dispenser des cours bénévoles aux apprentis dès son arrivée à Vaucouleurs. Par la suite il participa longtemps à la commission nationale de formation professionnelle du Syndicat des Fondeurs de France. C'est son activité au service de l'enseignement technique qui lui a valu la rosette du mérite et la cravate des Palmes académiques.

En 1963, après 163 années d'activité, le site historique de Tusey est abandonné. Le personnel et la production sont recentrés sur Vaucouleurs au 36 avenue de Domrémy.

En 1969, devenant dangereux, les bâtiments des Ateliers et Fonderies de Tusey sont démolis.

1969 – Démolition des bâtiments des Ateliers et Fonderies de Tusey

Source : *Archives familiales Esch*

A compter de 1972, au départ à la retraite de M. **Pierre ESCH** du poste de directeur, lui succèderont jusqu'à nos jours : **M. Jean-Marie BODART** (1928-2022), puis son fils **M. Luc BODART** (1959-) et enfin **M. Patrick MULLER** (1955-).

En 1991, le 11 juillet, **Pierre ESCH** décède à Nancy à l'âge de 84 ans.

En 1993, une centaine d'ouvriers constitue l'effectif des fonderies de Vaucouleurs.

La halle principale renferme deux cubilots « modernes » de 0,80 m de diamètre intérieur et un carrousel convoyant les châssis. On y fabrique principalement des carcasses de moteurs électriques. Le magasin à modèles se trouve alors dans un manège couvert du XVIIIe siècle.

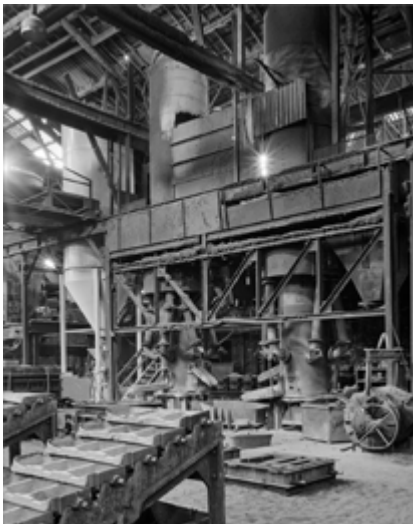
Fonderies de Vaucouleurs (Anc. Ateliers et Fonderies de la Meuse). Façade de la rue de la Libération
Auteur de l'illustration : André Gilles
Copyright : (c) Région Grand Est - Inventaire général
Année de prise de vue : 1994

En 2024, la famille ESCH est toujours présente au sein de l'entreprise au poste de membre administrateur des Fonderies de Vaucouleurs avec le petit-fils de **Pierre ESCH**, M. **Etienne WILD** (29/11/1983-) nommé le 19 septembre 2020 en remplacement de sa tante Mme **Edith Marie ESCH** (1945-), fille de **Pierre ESCH « dernier directeur et Maître de Forges des Fonderies de TUSEY »**.

Yves LICCIA - ATF ////////

Tous mes remerciements à Mme Francine Wild née Esch pour ses recherches dans les archives familiales et la mise à disposition de celles-ci

Fonderies de Vaucouleurs en 1994 - Moulage au sable à vert et cubilots à vent froid
© Région Grand Est - Inventaire général



Retrouvez dans ce numéro de *TECH News* FONDERIE : l'article page 16
DECOUVERTE DES
FONDERIES DE VAUCOULEURS
Interview de M. Luc BODART par M. Bernard TARANTOLA

APÉRITIF DES FONDEURS

JEUDI 28 MARS 2024
DE 12H00 A 15H00

L'équipe ATF sera ravie de vous accueillir et de vous rencontrer lors de son traditionnel apéritif des fondeurs organisé sur le stand de :

FONDERIE GIROUD INDUSTRIE, HALL 6B10

La participation à ce dernier ne nécessite aucune pré-réservation.

OÙ SE RETROUVER ?

- SALON GLOBAL INDUSTRIE - MIDEST À PARIS NORD VILLEPINTE
- STAND FONDERIE GIROUD INDUSTRIE - HALL 6B10

FONDERIE GIROUD INDUSTRIE

GLOBAL INDUSTRIE

ASSEMBLÉE GÉNÉRALE

JEUDI 28 MARS 2024
A PARTIR DE 17H00

17h00 : ASSEMBLÉE GÉNÉRALE DE L'ATF AU MERCURE ROISSY CDG
Lieu : Allées des Vergers, 95700 Roissy-En-France

19h00 : APÉRITIF

19h30 : DINER AU RESTAURANT DE L'HÔTEL

Un courrier contenant les documents nécessaires à la participation à cette AGO va être envoyé à tous les adhérents de l'ATF pour l'année 2023 mais seuls les adhérents à jour de leur cotisation 2024 participeront au vote.

Nous vous attendons nombreux pour cette AGO où les idées développées et validées par le bureau seront présentées dans le cadre des actions menées au cours de l'année.

Opérateur, technicien, ingénieur, dirigeant, chercheur, etc... L'adhésion personne physique est ouverte à toutes personnes actives.

À travers l'adhésion des lycées, l'ATF participe aux supports techniques et pédagogiques, aux rencontres élèves-professionnels du métier.

L'adhésion morale est une participation à la vie associative de notre métier, un support financier et une reconnaissance de notre association comme composante utile de notre filière.

Parce que l'avenir de la fonderie, ce sont nos jeunes, et que nous croyons en eux. Adhésion gratuite pour les étudiants.

Ce n'est pas parce que la retraite arrive que l'on ne peut plus être actif. L'ATF et nos jeunes ont besoins de ses nouveaux actifs.

Parce que faire un don c'est aussi montrer son adhésion et son attachement à la plus ancienne des organisations de la filière fonderie.

Adhérer en 2024

c'est donner du sens à nos actions, soutenir la profession

ASSOCIATION TECHNIQUE DE FONDERIE

DES OUTILS ET DES ACTIONS EN 2024 :

- **Une revue numérique** *TECH News* **FONDERIE** dont les 7 numéros annuels vous sont envoyés par mail,
- **Un site internet** : atf.asso.fr qui vous permet de suivre en ligne notre calendrier d'événements, nos activités, la vie de l'association, l'accès à la bibliothèque des revues et donc à tous les articles techniques,
- **Des formations** Cyclatef® inter et intra entreprises pour vos techniciens et ingénieurs,
- **Des tarifs privilégiés** pour des activités variées : Fondériales, journées d'étude et visites de sites de production à travers toute la France, sorties Saint-Eloi en région en collaboration avec l'AAESFF,
- **Un soutien à l'emploi :** accès aux profils des entreprises pour vos recherches d'emploi et à une insertion gratuite dans la rubrique demandes d'emploi de la revue, sur le site internet et les réseaux sociaux.

... Et déduire jusqu'à 66 % sur vos impôts

L'ATF étant un organisme d'utilité publique : vous pouvez déduire jusqu'à 66% de votre adhésion annuelle (dans une limite de 20% du revenu net imposable).

Exemple : une cotisation de 85€ ne coûte finalement que 30€.

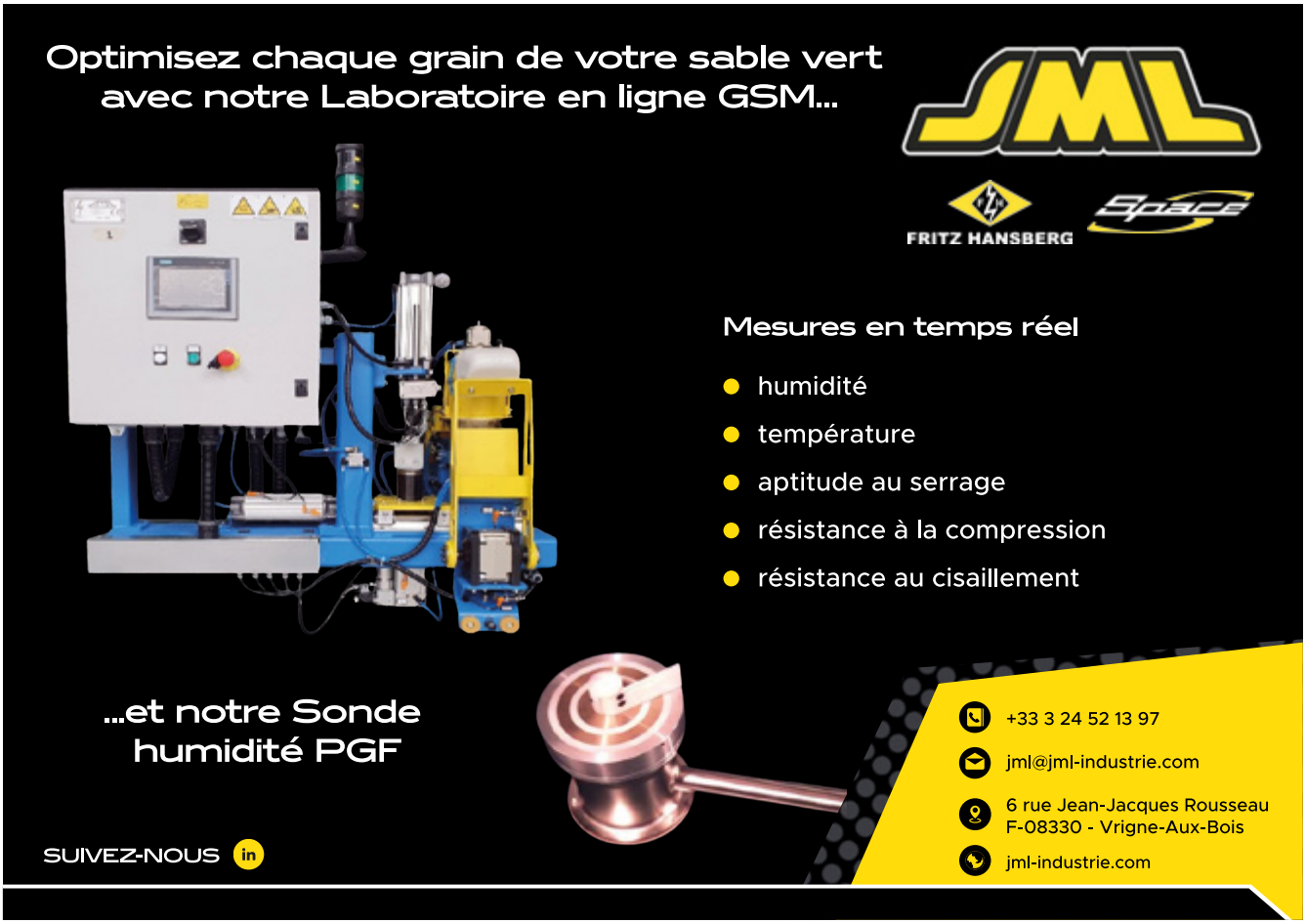
PERSONNE PHYSIQUE

Pour devenir membre CLIQUEZ ICI

PERSONNE MORALE

Pour devenir membre CLIQUEZ ICI

EIRICH ..... 3e de couverture
FAT ..... P 11
FOSECO ..... P 04
HUTTENES ALBERTUS ..... 2e de couverture
HW SINTO ..... 3e de couverture
INOMETAL ..... P 32
JML ..... P 41
MAGMA ..... 4e de couverture
RESAND ..... P 31
SCOVAL ..... P 15
WINOA P32



OFFRES D'EMPLOI

Responsable usinage (F/H)	FMGC	VOIR L'ANNONCE
Technico-commercial export (F/H)	ALUMINIUM MARTIGNY	VOIR L'ANNONCE
Responsable Environnement-Hygiène-Sécurité (F/H)	FFF	VOIR L'ANNONCE
Responsable de production - secteur Fonderie (F/H)	GHM	VOIR L'ANNONCE
Agent de Maîtrise Moulage (F/H)	FGHM	VOIR L'ANNONCE
Coordinateur QHSE (F/H)	FONDERIE GIROUD	VOIR L'ANNONCE
Technicien méthodes (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Dessinateur / Projeteur (F/H)	MOULAIRE	VOIR L'ANNONCE
Ingénieur Métallurgiste (F/H)	CETIM	VOIR L'ANNONCE
Ingénieur R&D chimie organique (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Ingénieur R&D thermique transitoire (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Ingénieur Etudes et Prestations Acier (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Ingénieur Etudes et Prestations (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Ingénieur Etudes & Prestation – Responsable Plateforme Fonderie (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Responsable Maintenance (F/H)	EUROCAST	VOIR L'ANNONCE
Pilote Régleur Usinage (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Contrôleur Qualité (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Technicien usinage (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Technicien travaux neufs (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Chef d'équipe usinage (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Responsable Hygiène, Sécurité, Environnement et Energie (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Coordinateur HSEE (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Technicien Qualité Client (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Commercial expérimenté (F/H)	FDB	VOIR L'ANNONCE
Coordinateur Technique Finition (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Deviseur Usinage (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Ingénieur Qualité (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Chef d'équipe (F/H)	FMGC	VOIR L'ANNONCE
Responsable Moulage (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Ingénieur Méthode CDI (F/H)	CRONITE	VOIR L'ANNONCE
Ingénieurs Méthodes – CDI expatrié (F/H)		VOIR L'ANNONCE
Responsable QSE (F/H)	SOCOMETA	VOIR L'ANNONCE
Responsable Qualité Produit (F/H)	FOCAST	VOIR L'ANNONCE
Responsable Bureau d'Étude et Méthodes (F/H)	FONDERIE MATHIEU	VOIR L'ANNONCE

Découvrez les autres offres d'emploi sur le site ATF • *Cliquez ici*

MACHINE DE MOULAGE SANS CHÂSSIS SÉRIE FBMX

Caractéristiques:

- Une qualité de moule exceptionnelle grâce à la technologie de remplissage de sable par aération
- Système compact et fiable
- Rendement : jusqu'à 163 Moules/h.

- Taille des mottes jusqu'à 812 x 812 (32" x 32") mm
- Un rapport sable/métal optimal grâce aux différentes hauteurs de mottes qui peuvent être sélectionnées
- Des implantations compactes et simples, de machines individuelles jusqu'aux process entièrement automatisés avec une efficience énergétique maximale.

sinto

New Harmony » New Solutions™

www.sinto.com

sinto FOUNDRY INTEGRATION

HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH
SINTOKOGIO GROUP
Bahnhofstr.101 · 57334 Bad Laasphe, Germany
Phone +49 2752 / 907 0 · Fax +49 2752 / 907 280
www.wagner-sinto.de

Représentation en France :
Laempe + Fischer Sàrl
1 Rue Bartholdi · 68190 Ensisheim
Phone +33 38981 1838 · Email : info@laempefischer.fr
www.laempefischer.fr

Tendre vers le sable à vert idéal

Le **QualiMaster AT1** est la pièce maîtresse de votre système d'assurance qualité sablerie. L'AT1 réalise un contrôle en continu de votre sable, afin d'atteindre la qualité de pièce désirée, de manière constante.

- Intégré ou en mode autonome
- Avec outil d'analyse et de reporting
- Interface Web pour un suivi depuis une tablette ou un smartphone
- Mesure de l'AS, cisaillement, déformation avant rupture, effet rebond, perméabilité et température.

www.eirich-france.com