



Durabilité et économie d'énergie avec les creusets Z2e2



**Résistance à la rupture accrue et conductivité thermique exceptionnelle
pour une meilleure longévité et une consommation d'énergie réduite**

*Retrouvez la gamme complète des produits et accessoires Morgan sur
www.morganmms.com*

Distributeur exclusif France



(+33) 4 76 32 50 15

info@alumartigny.com - www.aluminiummartignyfrance.com



13^{N°}
OCTOBRE
2019

TECH NEWS

FONDERIE

PROFESSION
**REVIEW OF FRENCH FOUNDRY FOR 2018
AND TENDENCY FOR FIRST HALF OF 2019**

PAGE 13

TECHNIQUE
**DÉGÉNÉRESCENCE DU GRAPHITE SPHÉROÏDAL
DANS LES FONTES : LE PARADOXE DU GRAPHITE
LAMELLAIRE ET DU GRAPHITE COMPACT**

PAGE 18

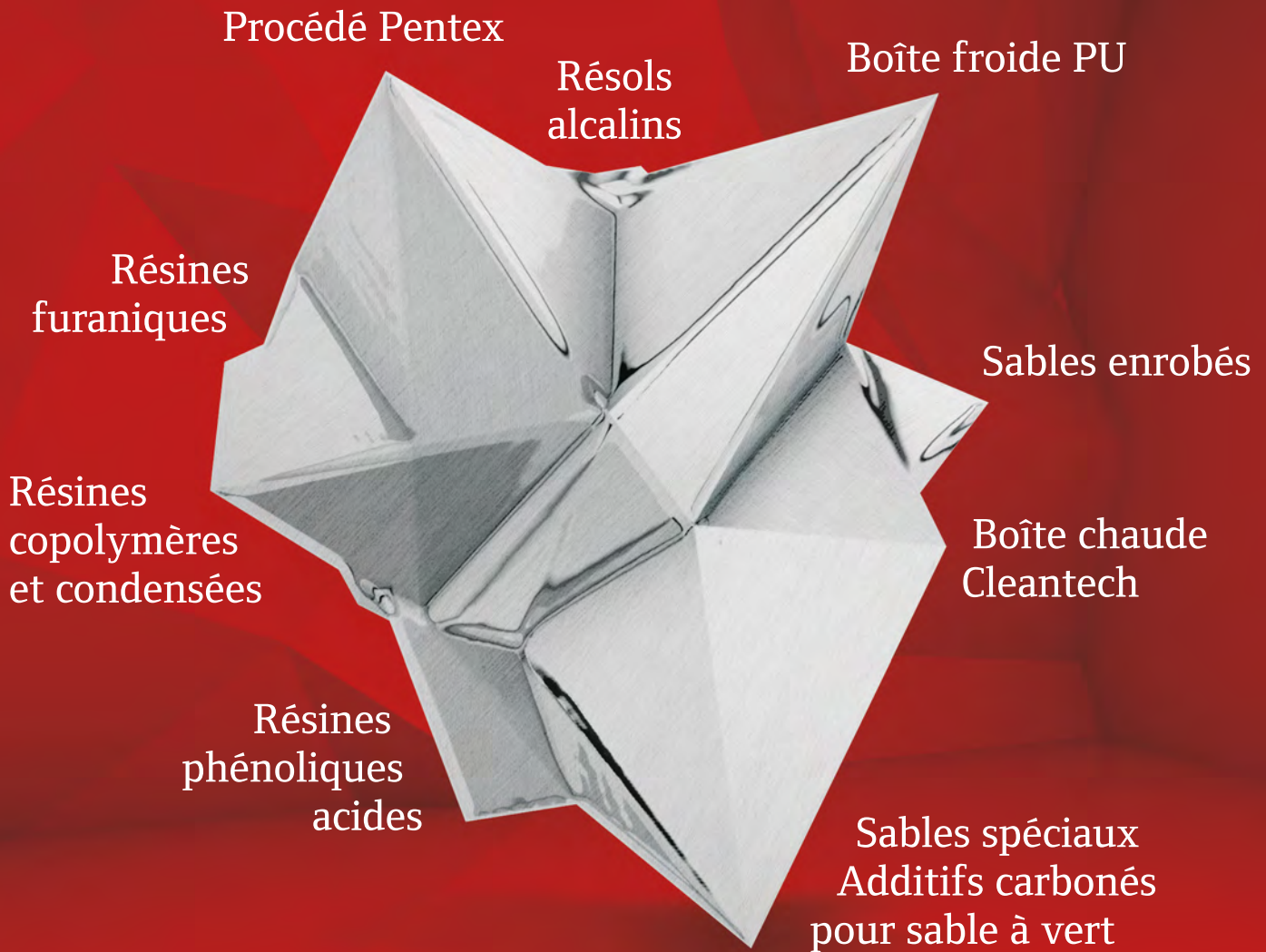
HISTOIRE & PATRIMOINE
**BIBRACTE : UN HAUT LIEU
DE LA MÉTALLURGIE GAULOISE**

PAGE 36

UNE PUBLICATION DE



ASSOCIATION
TECHNIQUE DE FONDERIE



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

édito.

L'ATF et le WFO : une longue et historique relation !

L'ATF : c'est l'Association Technique de Fonderie qui a été créée en 1911 par des fondeurs français...

Le WFO : c'est l'organisation mondiale de la fonderie « World Foundry Organisation » créé en 1926 dans un premier temps par quelques associations et fondeurs européens puis dans un second temps avec d'autres associations internationales !



L'ATF a été un des membres fondateurs du WFO et le premier congrès mondial de fonderie s'est déroulé à Paris en 1927, de même qu'en 1932 et 2000. Pour 2026, bien des membres de « l'Executive Board » (Conseil d'Administration) du WFO aimeraient voir le congrès se dérouler de nouveau en France...

Vos commentaires et vos idées sont bienvenus !

Et donc, oui, la France est toujours attractive voir désirée en tant que Pays de Fonderies, Pays de Fondeurs et Pays de Métallurgistes historiquement reconnus comme précurseurs et innovateurs.

Revenons simplement à cet éditorial qui m'a été demandé par Patrice Dufey, notre Président de l'ATF et qui s'implique fortement avec d'autres bénévoles comme Gérard Lebon et Yves Liccia pour faire vivre cette belle entité plus que centenaire.

Depuis ma jeunesse je voyais les revues de la fonderie arriver tous les mois à la maison : mon père était fondeur, ESF, membre de l'ATF et de l'Amicale, adhérent à la revue du CTIF, fortement impliqué aux « Fondeurs de France ». Dès mon diplôme de l'ESF acquit, un peu par mimétisme, je recevais tous les mois la revue de l'ATF et les autres : celles de l'Amicale et du CTIF. A cette époque, même jeune on investissait dans des abonnements « papier » pour recevoir des informations, pour se former ou entretenir nos connaissances : on découpait ou on photocopiait moult pages pour remplir des boîtes avec des papiers « à lire un jour ». Aujourd'hui on remplit un disque dur !

Aujourd'hui, la connaissance est devenue plus internationale et fortement dématérialisée ! Internet et ses multiples possibilités de connexions à des sites reconnus ou non proposent des informations ou des données pas toujours référencées et validables !

Mais via son vecteur de communication, **TECH News FONDERIE**, l'ATF veut valoriser la fonderie française et continue à promouvoir sa vocation à être un acteur actif et reconnu dans le monde de la fonderie.

Dans ce numéro 13, vous trouverez une « revue de la fonderie française » pour l'année passée et pour ce début d'année 2019. Vous aurez ainsi la confirmation que notre profession maintient sa position stratégique au niveau mondial en tant que pourvoyeur de pièces de fonderie même si le rang de la France recule année après année. L'article (également disponible auprès de l'ATF) issu du rapport annuel du WFO « WFO GLOBAL FOUNDRY REPORT » (<http://www.thewfo.com/news/global-foundry-report-2018/>) est édité tous les ans et complète d'autres rapports internationaux.

Le site principal de référence (pour les volumes et les tendances) de l'article concernant la France est très simplement l'INSEE : il est possible de mettre en cause chiffres et données mais le principal reste de conserver au travers des années le même référentiel... la tendance nationale en date de juin de cette année montre que le pays se maintenait à un bon niveau, bien que l'actualité au jour le jour montre le contraire, avec une tendance de fin d'année qui semble plus que morose.

Malgré ces sombres projections, il est bon de parler avenir : depuis septembre de cette année, Lionel Alves, ATF et ESFF, représente la France au WFO mais aussi à son conseil d'administration. C'est donc avec grand plaisir et avec fierté que je lui transmets ce rôle de représentant de la fonderie française.

*ATF et WFO ... une longue histoire, une histoire pérenne.
Bienvenue à Lionel*



Bilbao, Septembre 2019 - Xabier Gonzales (Président d'Azterlan et past président du WFO) - Pierre-Marie Cabanne (ATF) - José Jabier Gonzales (Secrétaire General de Tabira et membre du secrétariat général du WFO)



Lionel ALVES • ATF



10 YEARS
2007-2017
ENVIBOND

ENVIBOND

10 years "green" casting

Il y a 10 ans, nous avons lancé le concept ENVIBOND® destiné à l'industrie de la fonderie.

Cette nouvelle technologie, pionnière en son temps, a permis une baisse considérable des composants organiques présents dans le sable de moulage à vert.

Les avantages:

- Réduction des Emissions
- Amélioration des conditions de travail
- Diminution des polluants (BTEX)

Conscient des enjeux du secteur de la fonderie de demain, l'expertise et l'expérience technique d'Imerys contribuent à la mise en place de solutions innovantes pour le bénéfice de sa clientèle.

***A brighter future for the environment
and the people***

Pour plus d'informations, merci de contacter
Foundry.France@imerys.com



Filtre
vierge



Avec
ENVIBOND®



Avec
produit
traditionnel



IMERYS
Metalcasting Solutions

Sommaire.

03 / EDITO

06 / AGENDA

SALON

09 /

Erratum sur l'article :
GIFA : Le monde merveilleux des métaux

NEWS

09 /

Six fonderies ardennaises créent
la SAS 3D METAL INDUSTRIE

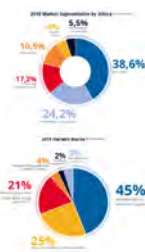
ASSOCIATION

10 /

Sorties Saint-Eloi ATF, AAESFF
Groupes Centre Auvergne, Nord et Île-de-France,
Est et Rhône-alpes

11 /

Remise de diplômes à la promotion ESFF 2019
Article de Laurent TAFFIN - ATF



PROFESSION

13 /

Review of French Foundry for 2018
and tendency for first half of 2019
*Pierre-Marie CABANNE and Lionel ALVES
for France and ATF*

TECHNIQUE

18 /

Dégénérescence du graphite sphéroïdal dans
les fontes : le paradoxe du graphite lamellaire et du
graphite compact

Article de Jacques LACAZE¹ et Jon SERTUCHA²
¹ CIRIMAT, Université de Toulouse,

² Investigación y Desarrollo de Procesos Metalúrgicos

27 /

Effects of Metallurgical Factors on
Microporosity in Ductile Iron
*Article de Simon N. Lekakh and Michael Khayat
Missouri University of Science and Technology, USA*

FORMATION

34 /

Agenda

35 /

Formation TM F017 Sables à vert : préparation et
mise en œuvre
Article de Patrice MOREAU - ATF

36 / HISTOIRE & PATRIMOINE

Bibracte : un haut lieu de la métallurgie gauloise
Article de Fernand ECHAPPE - ATF

39 / OFFRES D'EMPLOIS

40 / ADHESION & ANNONCEURS

TECH News
FONDERIE

Revue professionnelle éditée par l'ATF.

Association Technique de la Fonderie
44 Avenue de la Division LECLERC
92318 SEVRES Cedex
Téléphone : +33 1 71 16 12 08
E-mail : atf@atf-asso.com
<http://atf.asso.fr/>

Directeur de la publication

Fernand ECHAPPE : Secrétaire Général de
l'Association Technique de Fonderie

Comité de rédaction

Pierre Marie CABANNE,
Patrice DUFÉY,
Gérard LEBON,
Yves LICCIA,
Patrice MOREAU,
André PIERSON,
Gilbert RANCOULE,
Jean Charles TISSIER,

Publicité

ATF - Gérard LEBON
Téléphone : +33 6 19 98 17 72
ATF - Fernand ECHAPPE
Téléphone : +33 1 71 16 12 08
E-mail : regiepubtnf@atf-asso.com



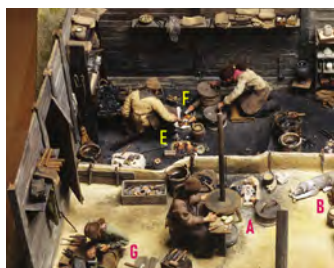
Suivez-nous sur Facebook :
www.facebook.com/ATFonderie



et
TWITTER
[@ATFonderie](https://twitter.com/ATFonderie)

Maquette et réalisation

Kalankaa • +33 2 38 82 14 16



agenda.

Découvrez toutes les dates sur le site ATF
[Cliquez ici](#)

OCTOBRE 2019

- >>> **28 au 31 à Wuhan (Chine) :**
CHINACAST 2019
<http://www.chinacastexpo.com/en/>
- >>> **30 au 1^{er} novembre à Shanghai (Chine) :**
CHINA CASTING EXPO 2019
<http://www.casting-expo.com/en/index.asp>

NOVEMBRE 2019

- >>> **7 au 10 à Taichung (Taiwan) :**
IMTT - INTERNATIONAL METAL TECHNOLOGY TAIWAN
<https://en.imttaiwan.com/>
- >>> **8 à Cracovie (Pologne) :**
ICCME 2019 - Conference of Materials and Technologies for automotive Industry
<https://iccme.foundry-conference.com/>
- >>> **12 au 15 à Moscou (Russie) :**
METAL-EXPO 2019 - 25th International Industrial Exhibition
<https://www.metal-expo.ru/en>
- >>> **19 au 22 à Kiev (Russie) :**
INTERNATIONAL INDUSTRIAL FORUM - Foire industrielle internationale. Technologies et équipements de l'industrie du métal, fonderie, machines, process de la plasturgie, hydraulique-pneumatique...
<https://www.iec-expo.com.ua/en/if-2019.html>
- >>> **20 au 23 à Bangkok (Thaïlande) :**
METALEX 2019 - No. 1 Machine Tools & Metalworking Exhibition Serving ASEAN - 33rd Edition
<https://www.metalex.co.th/en/home/>
- >>> **28 au 29 à Hagen (Allemagne) :**
SYMPOSIUM SUR LA MÉTALLURGIE DES POUDRES
<https://www.pulvermetallurgie.com/symposium-termine/symposium-aktuell/>

DECEMBRE 2019

- >>> **12 au 14 à Bangkok (Thaïlande) :**
METALAP 2019 - Asia Pacific Metal Industry Exhibition 2019
<http://www.metalap.com/en/home/index>
- >>> **28 au 29 à Bangkok (Thaïlande) :**
EUROGUSS ASIA PACIFIC
<https://www.euroguss.de/en/international#AsiaPacific>
[symposium-aktuell/](#)

JANVIER 2020

- >>> **14 au 16 à Nuremberg (Allemagne) :**
EUROGUSS
<https://www.euroguss.de/en>

- >>> **28 au 30 à Rouen (France) :**
SEPEM INDUSTRIES NORD-OUEST
<https://rouen.sepem-industries.com/>

FÉVRIER 2020

- >>> **11 au 13 à Grenoble (France) :**
SEPEM INDUSTRIES AUVERGNE RHÔNE-ALPES
<https://grenoble.sepem-industries.com/>
- >>> **28 au 1^{er} mars à Chennai (Inde) :**
IFEX 2020 - 16th International Exhibition on Foundry Technology, Equipment, Supplies and Services
<http://www.ifexindia.com/>

MARS 2020

- >>> **18 au 20 mars à Saint-Petersbourg (Russie) :**
SALON INTERNATIONAL DE LA TECHNOLOGIE
<http://en.ptfair.ru/>
- >>> **31 mars au 31 avril à Paris Nord Villepinte (France) :**
GLOBAL INDUSTRIE
TECH News FONDERIE est MÉDIA PARTNER
<https://www.global-industrie.com/fr>

AVRIL 2020

- >>> **15 au 18 à Osaka (Japon) :**
INTERMOLD
<https://www.intermold.jp/english/top/>
- >>> **21 au 23 à Cleveland (USA) :**
AFS METALCASTING CONGRESS
<https://www.afsinc.org/tradeshows/metalcasting-congress-2020>
- >>> **du 21 au 24 avril 2020 à Karlsruhe (Allemagne) :**
PAINTEXPO - 8^{ème} salon-phare mondial du peinturage industriel
<https://www.paintexpo.de/en/>

MAI 2020

- >>> **4 au 7 à Cleveland (USA) :**
AISTECH 2020 - The Iron & Steel Technology Conference and Exposition
<https://www.intermold.jp/english/top/>
- >>> **13 au 16 à Shanghai (Chine) :**
METAL+METALLURGY CHINA
<http://www.mm-china.com/En/>
- >>> **3 au 16 à Shanghai (Chine) :**
DIE CASTING CHINA 2020 - 14th China International Die Casting Industry Exhibition
<http://www.mm-china.com/En/>

Siif

and your casting fits

LE PROCESS DE FINITION SUR-MESURE POUR VOTRE FONDERIE

NOUVEAU ! SIIF LANCE LA PLUS GRANDE CELLULE D'ÉBAVURAGE ET DE DESSABLAGE BLOC MOTEUR !



Robot 1 200 Kg

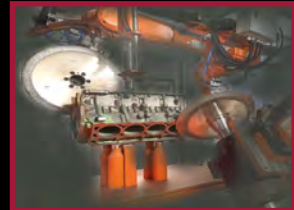
REFROIDISSEMENT



DESSABLAGE



ÉBAVURAGE ROBOTISÉ



ÉBAVURAGE DÉTOUREUSE



VISION, CONTRÔLE ET INSPECTION



Station meulage diamant



Station dessablage de 0
à 360° et martelage

SCIAGE ET PRÉ-USINAGE



Siif S.A.S.

130 rue Léonard de Vinci

56850 Caudan - FRANCE

info@siif.fr - +33(0)2 97 81 04 30

www.siif.fr

Qualité égal longévité



Quality made in Germany

Votre partenaire pour des installations clé en main :

Atelier de moulage à prise chimique à froid

- Installation de moulage • Malaxeur continu
- Installations de régénération • Séparation sable chromite

Système de transport pneumatique fiable

- Sable • Bentonite • Carbone • Poussière de filtre

www.f-a-t.de



Représentant en France :

Fonderie Equipment

M. Jean-Marc FISCHER

Tél. +33 3 89 81 18 38 - FAX +33 3 89 26 49 26

www.fonderie-equipement.fr - info@fonderie-equipement.fr



Modernisez votre
outil de production
**et gagnez en
productivité**

Malaxer

Mouler

Automatiser

Contrôler

Intégrer

Robotiser

Refroidir

Spécialisée dans la conception et la réalisation de projets pour la fonderie, SCOVAL est une société française qui fabrique et commercialise des produits intégrables à votre process.

SCOVAL
fonderie



TEL 33 (0)2 38 22 08 12

Mail : contact@scoval.fr

www.scoval.fr • www.fondarc.com



Erratum GIFA, le monde merveilleux des métaux

Des erreurs ce sont glissées dans le **TECH News FONDERIE** N°12, voici l'article corrigé.

MAGMA : sur un stand ultra moderne nous avons pu « jouer » à optimiser le système de remplissage d'une pièce, une présentation en 3D attirait toujours des gradins comblés et le nouveau logiciel MAGMASOFT® version 5.4.1 optimisé était accessible pour toutes les applications.

Pièce servant d'exemple
pour la simulation



Logiciel permettant de tester plusieurs solutions en simulation. Patrice DUFEY, et Michaël SAILLARD (responsable France MAGMA).

news.

Six fonderies ardennaises créent la **SAS 3D METAL INDUSTRIE** dont l'inauguration a eu lieu le jeudi 26 septembre 2019.

C'est dans une démarche unique que La Fonte Ardennaise, Fonderie Béroudiaux, Fonderie Vignon, Fonderie Nicolas, Fonderie Rollinger et Fonderie Rocroyenne d'Aluminium vont exploiter ensemble le potentiel de l'impression 3D pour la production, via 3D Métal Industrie, de moules et de noyaux sable. La machine utilisée est une Ex One S-Max qui a été présentée à la GIFA 2019. Cette machine est capable d'imprimer en 24 heures un volume de 1800x1000x700mm.

EN SAVOIR PLUS

GLOBAL INDUSTRIE

MARCH, 31ST
APRIL, 03RD 2020

PARIS NORD - VILLEPINTE

PARIS, THE GLOBAL MEETING
PLACE OF THE INDUSTRY

RÉSERVEZ VOTRE
STAND DÈS
MAINTENANT !



"CAP SUR" LA FORGE FONDERIE

TOUTE la filière présente sur GLOBAL INDUSTRIE !

- > la fabrication, les savoir-faire,
- > les équipements de production,
- > les services.

global-industrie.com

DGE
DIRECTION GÉNÉRALE
DES ENTREPRISES
La FRENCH
FAB



**GLOBAL
INDUSTRIE** MIDEST SMART
INDUSTRIES INDUSTRIE TOL@XPO
Excellence and Industrial perspectives

Sorties Saint-Eloi

Groupe Centre Auvergne, le 30 novembre 2019

Nous avons le plaisir de vous annoncer le programme de notre prochaine sortie qui se déroulera aux confins du Berry, du Bourbonnais et du Nivernais à Groussouvre, petite ville du Cher.

Cette région a abrité dès le 18^{ème} des forges traditionnelles, et participé au développement au 19^{ème} Siècle d'une métallurgie plus moderne. Groussouvre, tout comme Guérygny et Trézy a participé à cet essor.

C'est cette partie de notre histoire que le groupe ATF AESFF découvrirà à l'occasion de



la St ELOI 2019, en visitant l'ESPACE METAL créé à l'intérieur de la magnifique Halle de Groussouvre.

Le programme plus détaillé de cette sortie qui sera suivie d'un déjeuner à Sancoins, sera bientôt envoyé aux membres de nos associa-

tions et publié sur nos sites internet. Une visite surprise d'un petit coin de Sancoins devrait compléter notre journée...

<https://www.espacemetal.com/>

Télécharger le bulletin d'inscription

Groupe Nord et Île-de-France, le 29 novembre 2019

Les membres du bureau ATF et AAESFF Nord et Île-de-France sont heureux de vous informer que la prochaine Journée d'Actions Régionale aura lieu le 29 novembre, à l'occasion de la Saint-Eloi. Notre terre d'accueil sera la Picardie, plus précisément EJ (ex Norfond), qui nous fera le plaisir de nous ouvrir ses portes et de nous faire comprendre les raisons de sa réussite pour couler aussi efficacement autant de tonnes par jour.

Des conférences se tiendront dans l'après-midi, toujours chez EJ, avec pour thème le progrès et l'innovation.

S'en suivra une activité ludico-culturelle dans la jolie ville de Beauvais, où nous dînerons



ensuite ensemble et trinquerons à la santé des fondeurs, des forgerons et de leur Saint Patron.

Les invitations officielles seront envoyées tout début Novembre.

N'hésitez pas à vous pré-enregistrer dès à présent en envoyant un mail à :

- jccarlier47@orange.fr et
- jeancharles.tissier@orange.fr

Un grand merci à EJ pour son hospitalité.

Groupe Est, le 29 novembre 2019

Le groupe ATF/AESFF vous attend le vendredi 29 novembre à l'occasion de son habituelle sortie Saint Eloi. Réservez dès maintenant cette date.

Au programme :

visite en matinée des ateliers CND et fonderie du lycée Loritz à Nancy qui sera suivi d'un déjeuner festif à proximité du lycée.

Puis après-midi récréative au bowling et soirée libre à Nancy.



L'équipe organisatrice autour de Mathilde GENIN et Bernard TARANTOLA vous attend nombreux pour cette journée.

De plus amples informations ainsi que le bulletin d'inscription vous seront transmis prochainement.

Groupe Rhône-Alpes, le 7 décembre 2019



Le Groupe Rhône-Alpes vous propose le programme suivant :

- **9h30**
Rendez-vous au **Lycée H.Guimard** à Lyon (23 rue Claude Veyron)
 > Moulage pour s'initier à la fonderie ou redécouvrir ce plaisir.
 > Coulée des réalisations
 - **12h00**
Remise des diplômes aux étudiants du Lycée H. Guimard
 - **A partir de 12h30**
Champagne pour récompenser les artistes « Journée de Moulage » et les diplômés.
 > Repas dans l'atelier Fonderie
 - **A partir de 17h00**
Rendez-vous au **Bowlingstar** (60 Rue Marius Berliet, 69008 Lyon)
 - **A partir de 20h00**
Fête des Lumières. En option (à régler sur place) Dîner de la Saint-Eloi
- CONTACT : Mourad TOUMI • 06 14 13 71 06
e-mail : toumi.foundry@free.fr

Participation :

18 € par adhérent ATF-AAESFF,
25 € pour les non-adhérents,
12 € pour les enfants

Réponse souhaitée (avec votre règlement) avant le 29 Novembre 2018



Télécharger le bulletin d'inscription

Remise de diplômes à la promotion ESFF 2019

L'Association Technique de Fonderie était présente à la traditionnelle remise de diplômes de la promotion ESFF 2019.

Parmi les élèves provenant d'horizons divers et variés, certains se sont distingués sur des compétences spécifiques faisant l'objet d'un prix décerné par les principales instances gravitant autour du milieu de l'enseignement supérieur, comme de la fonderie et de la forge.

L'ATF tient à souligner le parcours exemplaire de **Candice MOREL**. Son titre de major de promotion et les différents prix qu'elle a reçus témoignent sans nul doute de la très forte détermination dont elle a fait preuve pour gravir les étapes de son parcours scolaire et ainsi l'emmener au plus haut niveau. Dans le cadre de la règle des cumuls, Candice a été citée pour mention pour le prix du meilleur apprenti en conception de pièces moulées.

L'ATF a tenu à mettre en valeur l'élève le plus méritant dans l'ordre du classement après Candice. Nous avons été fiers de remettre cette récompense à **Quentin WAUTIER**, d'origine BTS fonderie, qui a parfaitement honoré cette discipline pendant sa scolarité à l'ESFF.

La cérémonie a été conclue par un cocktail très convivial, propice aux échanges chaleureux entre élèves professeurs parents acteurs témoins de la profession.

Nous souhaitons une longue et heureuse carrière de fondeurs et de forgerons aux jeunes lauréats qui sont désormais ambassadeurs de ces beaux métiers qui nous animent.



© AAESFF - Merci à l'Amicale des Anciens Elèves de l'Ecole Supérieure de Fonderie pour les images de cette cérémonie.

Laurent TAFFIN - ATF //////////////

LA TECHNOLOGIE DE
FONDERIE DE DEMAIN

Etes-vous prêts

un monde plus coloré?



ECOCURE BLUE pour plus de protection pour l'environnement et pour les employés



En choisissant ECOCURE BLUE, le système de résine boîte froide exempt de produits classés dangereux dans la partie 1 (au regard de la réglementation CLP), vous vous engagez clairement dans la protection de vos employés et de l'environnement. Le nouveau système de résine réduit les émissions de COV, de BTX, de phénol et de formaldéhyde dans les process de fonderie ainsi que la teneur de phénol dans le sable recyclé. En même temps, ce nouveau système égale en performance les systèmes actuellement sur le marché au regard de la réactivité, des caractéristiques mécanique set des résultats sur pièces.

Nos experts sont à votre disposition

Tel.: +33-2-32525027

E-Mail: info.france@ask-chemicals.com

www.ask-chemicals.com/beyondtomorrow

ASKCHEMICALS
We advance your casting



Review of French Foundry for 2018 and tendency for first half of 2019

Comme chaque année, le WFO (World Foundry Organisation) publie les données économiques et statistiques essentiellement axées sur la fonderie de chacun de ses pays membres adhérents.

Le rapport est disponible sur le site : <http://www.thewfo.com/publications/> ou sur demande à l'ATF.

La France, pays co-fondateur du WFO et organisatrice du premier congrès mondial de fonderie en 1926 est représentée par l'ATF.

Pierre-Marie Cabanne en était le délégué depuis quelques années. Sa retraite étant maintenant effective, il a transmis sa délégation, après validation du comité directeur de l'ATF, à Lionel Alves jeune ingénieur ESFF, sales manager de ABP.

Lionel a déjà participé au dernier Technico Forum du WFO en Slovénie et se prépare à assister au Sommet Mondial de la Fonderie qui aura lieu à New-York en avril 2020 en tant que représentant de l'ATF et des Fonderies Françaises.

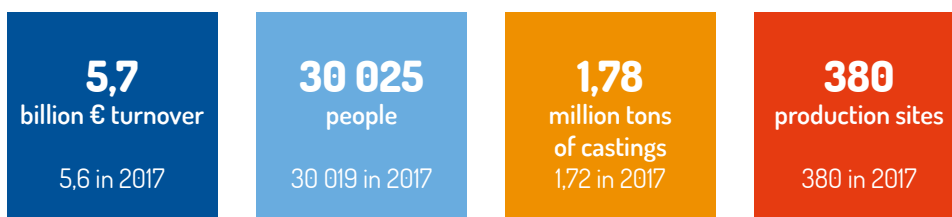


Fig. 1 - Focus on: Casting industry in France in 2018 data from FFF
<https://www.forgefonderie.org/en/forging-casting/economic-overview>

France maintained his position as a major foundry country in 2018 and will do surely the same in 2019. After many decades in second position in "competition" with Germany, France has now the n° 4 position in Europe including Turkey or n° 3 in EU28 with a position in line with general world foundry economy. France continues to be on the top 15 countries in the world for the foundry activity with a volume close to 1.8 MTons and with a turnover around 5.6 billion of euros lower than 2017 at 5.7... but similar to 2017 in term of number of employees and working sites.

>>> FRENCH FOUNDRY ASSOCIATION NETWORKS

The foundry organisation in France is still organised around 3 associations-federation: ATF - FFF & AAESFF. ATF (www.atf.asso.fr), representative of France at the WFO, continues to federate the foundry technicians including students, researchers, engineers, technicians, foundry owners or managers, suppliers and foundry retired persons. FFF (www.forgefonderie.org/en), one of the members who created the WFO with ATF, is the official representative of Foundry Industry to the French governmental institutions and federates a certain number of French foundry companies. FFF is representative of France at the CAEF and publishes 4 to 5 times a year the newspaper: "La Revue Forge et Fonderie". AAESFF (<https://www.aaesff.fr>) is the Academy of past graduated Foundry

Technicians and Engineers from "ESFF": the French foundry engineer school, one of the unique foundry engineer schools in the world: (<http://www.esff.fr/>)

For the education and for foundry training & "foundry refreshment", ATF, FFF, ESFF & CTIF (the French institute for foundry and metallic business) have a common "workshop - organisation": A3F: the place where you can find an education program for your foundryman (<http://www.a3f-forge-fonderie.fr>)

And to finish this French overview, ATF is publishing an e-revue: « **TECH News FONDERIE** » which proposes 7 - 8 times per year, a national, local, international, technical and scientist review: <http://atf.asso.fr/wordpress/tech-news-fonderie/>

>>> FRANCE: GENERAL ECONOMIC INFORMATION'S

GDP-PIB in France continues to have a small but positive growing month by month and 2018 presented a result around + 1.7 % after a relative better number of 2,4-2,7 % for 2017 (according Insee or Banque de France). However, beginning of 2019 would be less exciting and "specialists" of economy looks for a GDP' ratio around 1.3 - 1,4 % for the present and next years:

For inflation rate, after an increase in 2018 around 2.1% (IPCH was at a level at 1,2% in 2017) that factor would go back at a level of 1,3 (excluding potential energy effect).



Fig. 2 & 3- Banque de France prédictions:
<https://www.banque-france.fr/>
GDP-PIB and IPCH evolution in % and future estimation for France

	2016	2017	2018	2019	2020	2021
IPCH	0,3	1,2	2,1	1,3	1,3	1,4
IPCH hors énergie et alimentation	0,6	0,5	0,9	0,7	1	1,4
Défalteur du PIB	0,5	0,5	0,8	1,3	1,2	1,2
PIB réel	1	2,4	1,7	1,3	1,4	1,4

In the euro area, consumer price inflation is measured by the Harmonised Index of Consumer Prices (HICP). It measures the change over time in the prices of consumer goods and services acquired, used or paid for by euro area households.

Imports & Exports in € billions

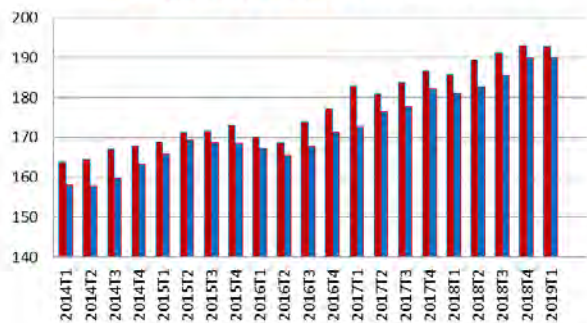


Fig. 4

GDP in € billions

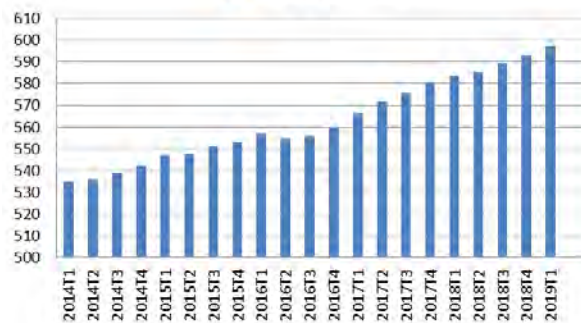


Fig. 5

Unemployment rate 1975 to 2019

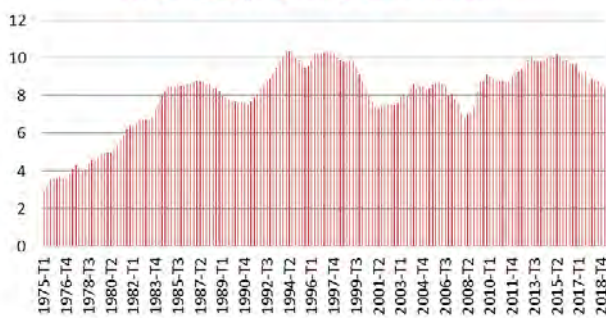


Fig. 6

Unemployment rate

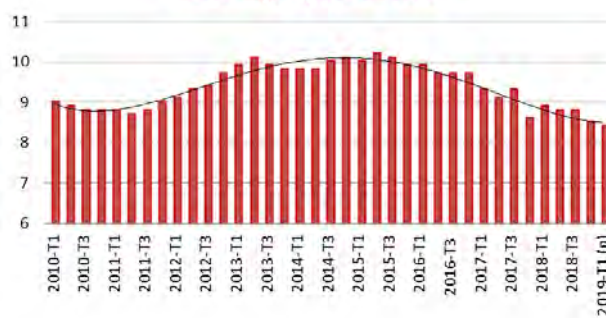


Fig. 7

(Insee data and charts: CVS & CJO adjustments)

Regarding "import-export balance": France continues to be strongly penalized by import of energy supplies and by all imported industrial goods like machine tools and for foundry, for example, robot for any domain as core making shop, remoulding, fettling, ... But, the increase of imports/exports is in line with GDP increase with a relative stable difference between import and export levels. Anyway, the French foundries continue to present a respectable activity at the export due to their strong and technical recognized knowledge and their capacity to produce difficult and technological castings.

Unemployment: that parameter takes in consideration all the persons who look for a job and who receive a subsidiary from

the government. That data could have not the same perimeter in other countries... so the comparison has to be moderate. The tendency is looking for a decrease. The demand for employment in foundry is effective but the problem is dramatically the following: "a lot of foundries cannot find employees or have difficulties to find employees mainly for "hard works" activities and now, more and more frequently for "technical expert" job

If the indice of French Industrial Production (all manufacturing industries) presented a general positive increase from 2014, the last 24 months confirm a stable activity with a very small tendency for increasing but like for the other European countries in regard of international publications.

>>> FRENCH FOUNDRY REVIEW FOR 2018 AND HALF YEAR OF 2019

The French foundry activity, in term of index (<http://www.insee.fr>), but not in term of volume, continues to present a decrease from 2011. But for the period January 2017 – May 2019, the deflation is looking to become stabilized. That effect is mainly due to the reorganisation of the market; some old and no "efficient foundries" (for an economic aspect) were closed and others invested and invest for automatization like robot, simulation, new automatic lay-out, computer integrated chain and Foundry 4-0 !

Indice of French Industrial Production from 01/2010



Fig. 8

Indice of French Industrial Production: May 2017 - May 2019



Fig. 9

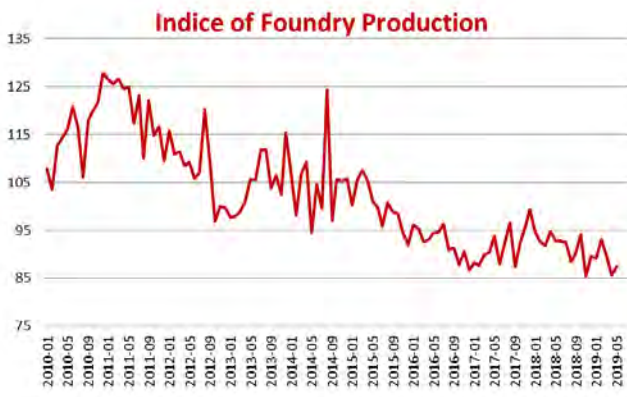


Fig. 10

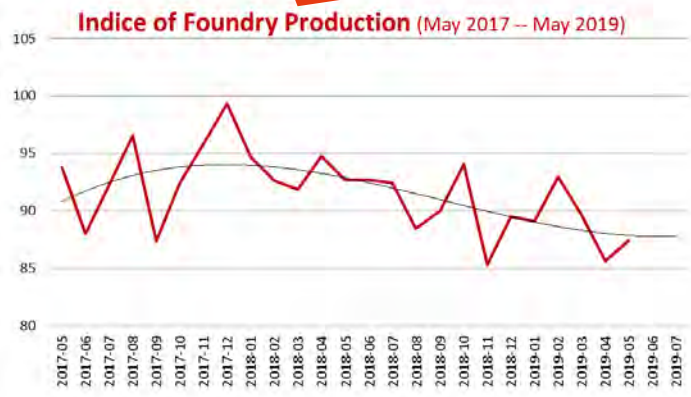


Fig. 11

(Insee data and charts: CVS & CJO adjustments)

2017 CASTING PRODUCTION (metric tons)										
Country	Gray Iron	Dustile Iron	Malleable Iron	Steel	Copper Base	Aluminium	Magnesium	Zinc	Other Nonferrous	Total
France	574,100	696,300	A	60,400	17,877	346,899	-	24,719	2,501	1,722,796

Fig. 12- French foundry production in 2017 (Census - Modern Casting -dec 2018)

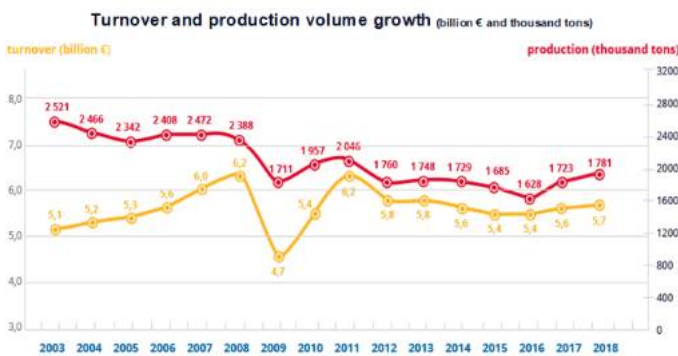


Fig. 13- <https://www.forgefonderie.org/en/forging-casting/economic-overview>

The global French production of castings for 2018 is according FFF (French Foundry Federation) at a level of 1 781 000 tons better or similar to 2017 a year at 1 772 796 Tons!

In detail and according the upper charts (www.forgefonderie.org) the french foundry presents a half -half business between Iron or no-Iron activity: 51.6% in volume for Iron & steel and 48.4 for light and "others" alloys. Automotive continues to represent 45% of the orders.

But due to the diesel gate, the future restriction of diesel engine in some cities, the development of electric car and "the low emissions transportation lobbies", the "foundry alloy overview" is changing or will change: a certain number of "automotive foundries" decrease their production or are looking for re-organisation including delocalisation-re-localisation and two or three are close to a potential stop!

However the next lines of this paper and analysis alloys by alloys could propose different conclusions:

Steels foundry statistics after many years in a deflation situation show a positive and interesting improvement. That evolution has to be confirmed with the global heavy industry demands who consume mainly steel parts. But that has to be confirm!

Iron evolution in France is strongly depending to "pipe, street, heating parts, named "catalogue product" in the French statistics" with a level of 17.2%" versus 24.2% for "subcontracted parts" as described in upper picture from FFF. The last estimations and tendencies show stability and a potentially increase for the next years.



Fig. 14

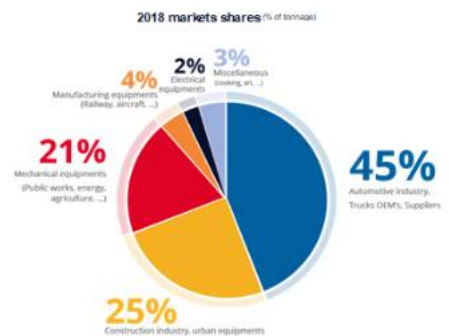


Fig. 15

<https://www.forgefonderie.org/en/forging-casting/economic-overview>

Steel



Fig. 16

Iron

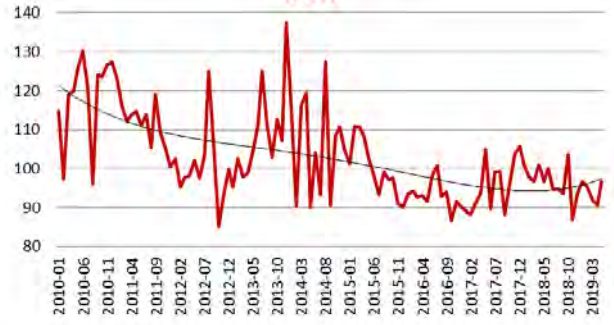


Fig. 17

Light Alloys



Fig. 18

Other Light Alloys



Fig. 19

All the previous charts and Indices of foundry production per alloy - July 2019 (January 2010 - May 2019) are coming from Insee web-site (Insee data and charts: CVS & CJO adjustments)

Light alloys business, mainly aluminium, is directly connecting with automotive activity. Due to demand for reducing working capital plus the huge number of new models, the volume of production for automotive has to be adjusted at the demand. And by same time, the demand for local suppliers to reduce time of deliveries had a direct effect of French foundries involved in international market. That is not new, but that is more and more stick to the final area's demand for car!

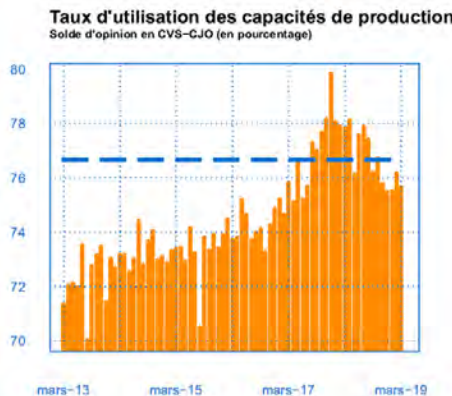
For other alloys, France has a good and well recognized technical knowledge for these special alloys like magnesium, titanium, zinc and copper alloys used in many domains like aeronautic, special pumps & valves, nuclear and chemical plants, ships & boats, railways and train, all medical domains, arts, ... but the business is confronted at a low price completion. Only aeronautic with Mg & Ti business presents a potential increase to compensate the other alloys deflation!

>>> FRENCH FOUNDRY TENDENCIES FOR 2019

After a past autumn and winter with many conflicts, the industry in France, including foundry, will succeed to survive. According some newspaper like "Figaro" the number of unemployment (people who receive a

governmental subsidiary) would continue to decrease in 2019. For the "Echos" a business-economy newspaper, the increase of GDP proposed by the government will be in line with Banque de France and IMF. The inflation rate would be under control.

But the Economic situation of mechanical & metallurgical industries by end of March 2019 according "Banque de France" would be not so positive. The example of "Using rate of production facilities for metallurgical industries" (Banque de France data's) in France is



Using rate in % of production facilities (saison fluctuations integrated)
Orange line = current using
Blue line = average until 2002

not so enthusiastic! After a pic by end of 2018, the industry (metallurgy) has a present use of its capacity at 75% better than two years ago but in a decreasing tendency.

>>> CONCLUSION

France, its foundry and its economy were not so bad in 2018 even some national and local conflicts created a lake of around 0.2 point for its GDP. The French foundry activity would be better but the global turnover and the tonnage are in a permanent increased tendency! That means the French foundries didn't accept to reduce their price for a bigger volume! That confirms also that France continues to maintain its capacity to produce difficult castings with a high ratio: price - weight - mechanical demands and quality.

Pierre-Marie CABANNE // and Lionel ALVES for FRANCE and ATF

REFERENCES

- <http://www.insee.fr/fr/bases-de-donnees/>
- <http://www.atf.asso.fr>
- <https://www.forgefounderie.org/>
- <https://www.banque-france.fr/>

CHAQUE JOUR, NOUS PERMETTONS AUX SPECTATEURS D'AVOIR UN TOIT AU DESSUS DE LEUR TÊTE.

En vous assistant avec nos produits ainsi qu'avec nos experts dans la construction de toits de stades.



Les pièces moulées sont indispensables à la construction de structures complexes tels que les toits de stades qui se doivent, en plus d'être esthétiquement impressionnants, d'être autoporteurs, sans colonne susceptible de gêner la vue sur le terrain.

Les fonderies peuvent s'appuyer sur un partenaire solide, porteur de solutions innovantes, de technologies efficaces et de produits de la plus haute qualité depuis plus de 100 ans. Nous vous permettons également de bénéficier de l'expertise de nos ingénieurs spécialisés en fonderie partout dans le monde.

FOSECO. **Your partner to build on.**



VESUVIUS

Abonnez-vous dès à présent à notre newsletter sur www.foseco.fr
www.foseco.fr | info.france@foseco.com



Dégénérescence du graphite sphéroïdal dans les fontes : le paradoxe du graphite lamellaire et du graphite compact*

Jacques LACAZE¹ et Jon SERTUCHA²

¹ CIRIMAT, Université de Toulouse, BP 44362, F-31030 Toulouse, France

² Investigación y Desarrollo de Procesos Metalúrgicos, IK4-Azterlan, Aliendalde auzunea 6, E-48200 Durango (Bizkaia), Espagne

Des expériences d'analyse thermique différentielle ont été réalisées sur des échantillons usinés à partir de blocs Y2 coulés avec différentes fontes à graphite sphéroïdal à haute teneur en silicium. Selon les teneurs en magnésium, silicium, cérium et antimoine, la microstructure de coulée présentait différents niveaux de graphite chunky dans la partie centrale des blocs. En revanche, la microstructure des alliages après refusion et resolidification lors de l'analyse thermique différentielle était constituée de graphite lamellaire ou compact.

La formation de graphite chunky dans la microstructure de coulée est rationalisée à l'aide d'un indice ou d'un équivalent silicium qui a été proposé récemment. Les différences entre les microstructures après analyse thermique différentielle sont discutées en termes de magnésium libre disponible. Enfin, l'accent est mis sur les différences frappantes des tailles caractéristiques des microstructures de graphite compact et de graphite lamellaire ou chunky. Ceci conduit à des conclusions provisoires sur la croissance du graphite compact et du graphite chunky qui mériteraient d'être approfondies.

>>> INTRODUCTION

Le contrôle de la forme du graphite dans les fontes à graphite sphéroïdal est principalement réalisé par des ajouts limités de magnésium, bien que des terres rares puissent également être employées pour soutenir le traitement de sphéroïdation. Pour pallier à l'évanouissement du traitement de sphéroïdation, en particulier lors de la coulée de pièces de forte section, il pourrait être tentant de surtraiter le métal liquide. Cependant, le sur-traitement en magnésium et en terres rares est associé à une dégénérescence du graphite sphéroïdal en graphite chunky. À l'inverse, le sous-traitement en magnésium ou en terres rares est le moyen le plus courant de préparer le métal liquide destiné aux fontes à graphite compact. Ce type de graphite peut donc apparaître comme une forme dégénérée du graphite sphéroïdal bien qu'il soit plus approprié de le considérer comme «un équilibre entre graphite nodulaire et lamellaire» [1].

À l'exception du graphite sphéroïdal, toutes les formes de solidification du graphite dans les fontes résultent d'une croissance couplée du graphite et de l'austénite, voir par exemple la revue de Lacaze et coll. [2]. Ceci s'applique aux formes désirées ou non du graphite : lamellaire, de surfusion, en corail, chunky, ou encore compact. Dans la pratique, on sait que le graphite chunky est favorisé par de longs temps de solidification, des niveaux élevés de silicium et un surtraitement au magnésium et au cérium. De même, Subramanian et coll. [3] ont rationalisé le traitement nécessaire pour obtenir du graphite compact en termes d'activité thermodynamique de l'oxygène et du cérium (ou magnésium). Cependant, le contrôle du métal liquide destiné aux pièces en graphite compact semble si difficile que le procédé Sintercast fait appel à une procédure complexe d'analyse thermique qui doit être effectuée sur chaque poche de coulée [4]. Malgré tout, le fait de savoir que certains paramètres de préparation du métal liquide favorisent la dégénérescence du graphite, comme le graphite chunky et le graphite compact, ne donne aucune indication quant au mécanisme précis de croissance. À ce sujet, il est intéressant de rappeler que le graphite

lamellaire, de surfusion et en corail croissent le long de la direction prismatique du graphite (direction *a*), tandis que le graphite chunky croît le long de la direction basale (direction *c*) comme le graphite sphéroïdal; le graphite compact semble montrer des changements de direction de croissance.

Dans le cadre d'une étude sur les fontes à graphite sphéroïdal à haut silicium [5], nous avons eu l'occasion de réaliser des analyses thermiques différentielles (ATD) sur des échantillons prélevés sur des pièces présentant différents taux de graphite chunky. De telles analyses avaient déjà été réalisées sur une fonte à teneur usuelle en silicium qui avait présenté du graphite sphéroïdal/compact ou lamellaire après refusion et resolidification [6]. Dans le travail présenté ci-dessous, les microstructures de coulée et après ATD sont décrites. Ces résultats devraient permettre une meilleure compréhension des transitions entre graphite sphéroïdal, chunky et compact.

>>> PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

Les détails expérimentaux pour la préparation du métal liquide ont déjà été décrits [5]. Le traitement au magnésium a été effectué selon la méthode dite sandwich en transférant 50 kg de liquide dans une poche de coulée où un alliage FeSiMg (granulométrie 5-25 mm, Si = 46,60%, Mg = 6,00%, Ca = 0,96%, Al = 0,71% et terres rares RE = 0,92%, complément Fe, en poids) était placé à raison de 0,6 kg (1,2% en poids du lot) puis couvert de morceaux d'acier (granulométrie 5-15 mm). Après écrémage, la fonte a été coulée en blocs standards de type Y2 (EN-1563) dans des moules en sable à liant chimique. Au fond de chaque moule avaient été placés 14 g (0,20 % en poids du poids total de métal versé dans le moule) d'un inoculant commercial (granulométrie 0,2-0,5 mm, Si = 69,9%, Al = 0,93%, Ca = 1,38%, Bi = 0,49%, RE = 0,37%, complément Fe, en poids).

* Traduit de «Some paradoxical observations about spherical graphite degeneracy», paru dans China Foundry, 15, 2018, 457-463

Table 1 – Composition des alliages (% massiques) ; carbone équivalent CE (% massiques) ; index Ω_{Si} ; fraction surfacique de graphite compact (f_{CGH}^A) et de sphéroïdes de classe V (f_V^A) et VI (f_{VI}^A) avant ATD ; température eutectique calculée T_{eut} (°C) ; forme du graphite après ATD.

Echantillon	n°4	n°12	n°14	n°21
C	3,10	2,91	2,72	2,64
Si	4,45	5,04	5,55	6,11
Mn	0,21	0,18	0,20	0,18
S	0,012	0,010	0,010	0,006
Ti	0,020	0,019	0,010	0,013
Mg	0,040	0,035	0,033	0,046
Ce	0,0063	0,0057	0,0055	0,0063
La	0,0034	0,0031	0,0031	0,0040
Sb	<0,0005	0,0036	0,0044	<0,0005
CE	4,49	4,48	4,45	4,54
Ω_{Si}	10,96	8,19	7,83	13,29
f_{CGH}^A	0,39	0,04	0,03	0,65
f_V^A	0,19	0,19	0,19	0,06
f_{VI}^A	0,42	0,77	0,79	0,29
T_{eut}	1171,0	1171,3	1171,1	1170,3
Forme du graphite après ATD	Sphéroïdal + compact	Lamellaire	Lamellaire	Sphéroïdal + compact

Dans cette précédente étude, 31 alliages ayant une teneur en silicium de 3,88 à 9,12 % en poids ont été préparés. Pour s'assurer qu'ils étaient tous de composition quasi eutectique, la teneur en carbone avait été ajustée en conséquence. Quatre de ces alliages ont été sélectionnés pour le présent travail dont les compositions mesurées sur pièces sont présentées dans le tableau 1. Les alliages contenaient également 0,03-0,05% Cu, 0,04% Cr et 0,03-0,06% Ni (en poids). Le tableau 1

indique également l'équivalent carbone des alliages calculé selon [7] :

$$CE = C + 0,31Si - 0,027Mn + 0,076Cu + 0,33P + 0,40S$$

La microstructure de coulée a été observée à l'échelle macroscopique pour détecter la présence de graphite chunky, puis une analyse quantitative a été effectuée à l'échelle microscopique. Par analyse d'images, les particules de graphite ont été réparties selon

les classes III, V et VI. Alors que les deux dernières se rapportent au graphite sphéroïdal, les particules de classe III correspondent ici au graphite chunky. Un certain nombre de particules qui n'ont pas pu être classées automatiquement l'ont été manuellement.

Les échantillons pour ATD (diamètre de 3,9 mm et hauteur de 4,5 mm) ont été usinés dans la partie centrale des pieds de blocs et les analyses ont été réalisées avec un appareil SETARAM SETSYS 16/18. Les cycles ont consisté à chauffer et refroidir à 10°C/min avec un maintien de 1800 s à la température la plus élevée fixée à 1250°C.

>>> RÉSULTATS

Les fractions surfaciques mesurées de graphite chunky, f_{CGH}^A , et des deux types de graphite sphéroïdal, f_V^A et f_{VI}^A , sont listées dans le tableau 1. On constate que les deux alliages (n°12 et n°14) auxquels de l'antimoine a été ajouté montrent très peu de dégénérescence du graphite à l'état brut de coulée. Au contraire, une quantité importante de graphite chunky est observée dans l'alliage n°4 et une quantité encore plus importante dans l'alliage n°21.

La figure 1-a montre une section métallographique de l'alliage n°4 après attaque chimique profonde sur laquelle les sphéroïdes et les alignements de graphite chunky sont facilement reconnaissables. La figure 1-b présente une vue à plus fort grandissement des filaments de graphite chunky sur laquelle l'empilement de blocs de croissance allongés dans la direction *a* du graphite peut être noté. Ces blocs s'empilent selon la direction de croissance des filaments qui est donc la direction *c* du graphite tout comme elle est la direction apparente de croissance du graphite sphéroïdal.

La figure 2 montre les enregistrements ATD dans le domaine de solidification lors du refroidissement.

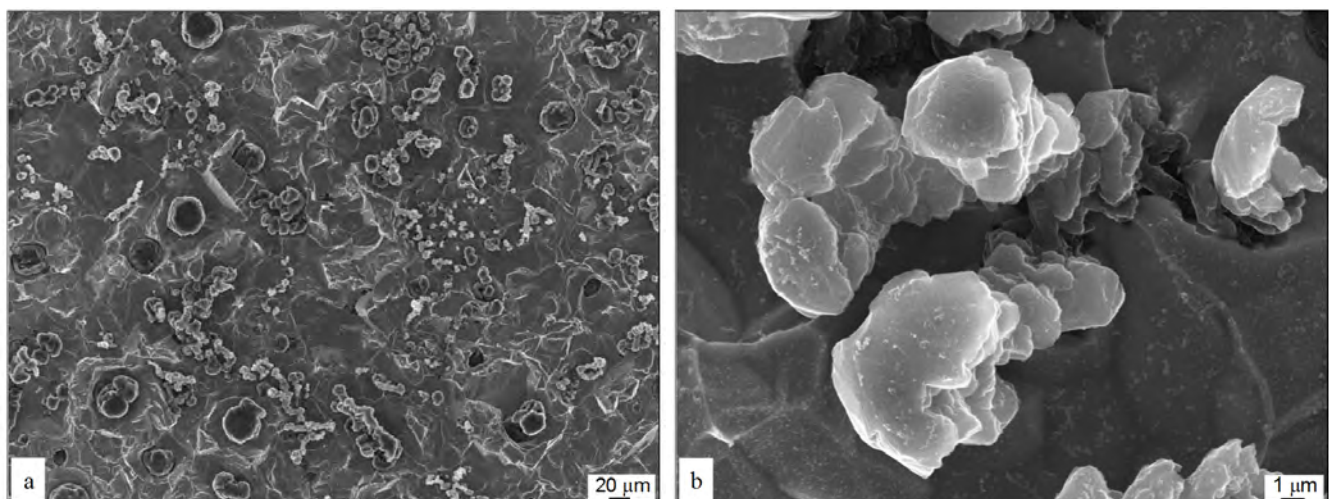


Figure 1 – Micrographies de microscopie électronique à balayage de l'alliage n°4 après attaque chimique profonde : vue générale (a) et détail de filaments de graphite chunky (b).

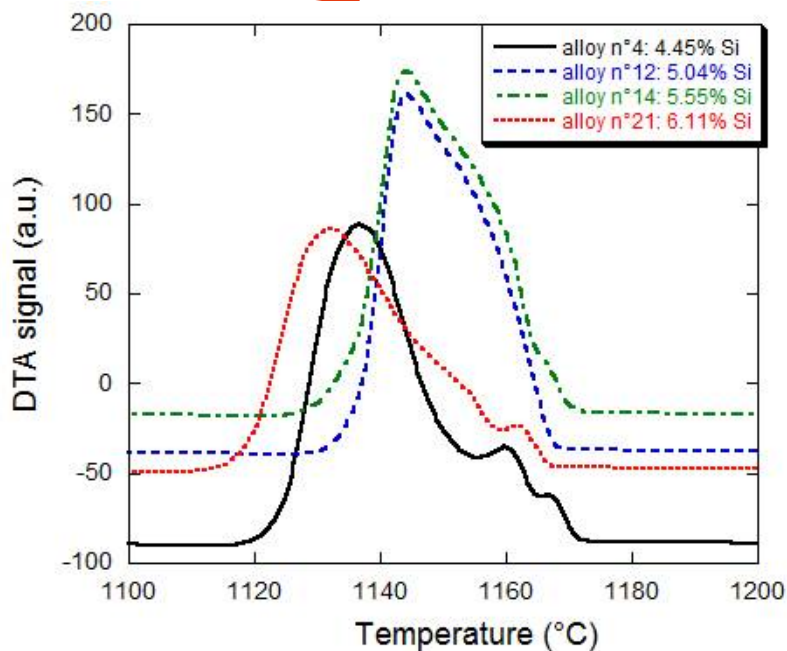


Figure 2 - Enregistrements ATD des quatre alliages lors d'un refroidissement à 10°C/min.

associée à la forme du graphite. La cinétique de solidification la plus élevée correspond aux alliages se solidifiant avec du graphite lamellaire (n°12 et n°14) et la plus faible au graphite compact de nodularité faible (alliage n°4) ou élevée (alliage n°21). Notez qu'il est tout à fait possible que les fines couches de surface observées sur les échantillons d'ATD des alliages n°4 et n°21 soient responsables des petits pics additionnels observés sur leurs enregistrements d'ATD.

>>> DISCUSSION

En ce qui concerne les microstructures à l'état brut de coulée, le tableau 1 montre que la quantité de graphite chunky est faible pour les deux alliages alliés avec de l'antimoine, alors qu'elle est significative pour les deux autres. De plus, cette quantité augmente dans ce dernier cas avec l'augmentation du silicium et du magnésium, ou des deux. L'analyse de séries de pièces de fonderie à partir desquelles les échantillons de cette étude ont

dissement des quatre alliages sélectionnés. On voit clairement que ces enregistrements peuvent être classés en fonction du fait que les alliages contiennent de l'antimoine (n°12 et n°14) ou non (n°4 et n°21) ; ainsi, la cinétique de solidification semble significativement plus élevée pour les premiers que pour les seconds. Les températures eutectiques des alliages calculées à l'aide du logiciel Thermocalc et de la base de données SSOL sont reportées dans le tableau 1, elles sont toutes comprises entre 1170,3°C et 1171,3°C. La figure 2 montre donc que la solidification de ces quatre alliages commence à la température eutectique ou très près de celle-ci, c'est-à-dire sans sous-refroidissement important. Comme les alliages sont tous légèrement hypereutectiques d'après leur carbone équivalent, cela signifierait qu'il n'y a pas eu de retard significatif pour la germination de l'austénite ou du graphite. Par conséquent, la différence de forme entre les deux ensembles de courbes est liée à la cinétique de croissance de l'eutectique, qui semble plus lente pour les alliages n°4 et n°21 que pour les alliages n°12 et n°14.

La figure 3 présente une section diamétrale de chacun des quatre échantillons ATD. Hormis les fines zones superficielles dans le cas des alliages n°4 et n°21, la microstructure apparaît homogène dans chacun de ces échantillons. Ainsi, on observe du graphite lamellaire dans les alliages n°12 et n°14 et des nodules ainsi que du graphite compact dans les alliages n°4 et n°21. Ces microstructures sont illustrées à un agrandissement plus élevé sur la figure 4. La différence de cinétique de solidification représentée par les enregistrements ATD est donc directement

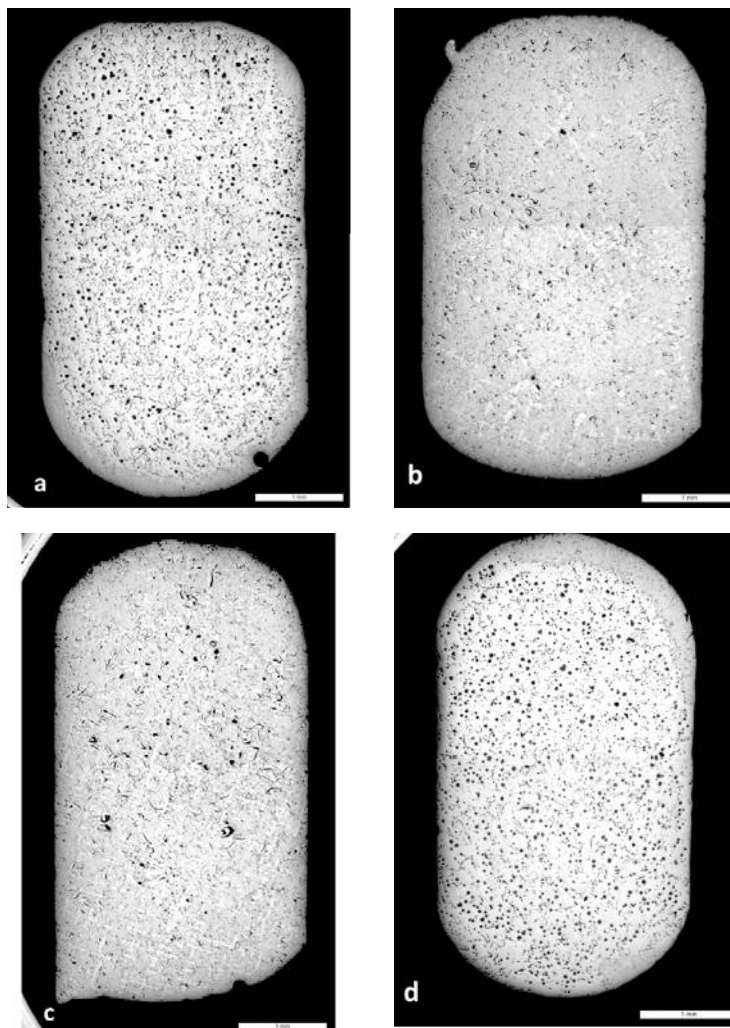


Figure 3 - Micrographies optiques des quatre échantillons d'ATD : alliages n°4 (a), n°12 (b), n°14 (c) et n°21 (d). Sur chaque image, la barre horizontale représente 1 mm.

$$\Omega_{Si} = w_{Si} + 800 \cdot \left(w_{Ce} \cdot \frac{55}{140,1} - 2 \cdot w_{Sb} \cdot \frac{55}{121,8} \right) + 50 \cdot w_{Mg} \cdot \frac{55}{24,3}$$

été sélectionnés a suggéré de définir l'indice suivant [5] : voir formule ci-dessus.

Dans cette expression, les nombres 55, 140,1, 121,8 et 24,3 représentent les masses molaires de, respectivement, la fonte, le cérium, l'antimoine et le magnésium.

La variation de la quantité de graphite chunky avec la teneur en silicium est illustrée sur la figure 5 où les quatre alliages de la présente étude ont été mis en évidence. On constate l'apparition de graphite chunky lorsque Ω_{Si} dépasse 7 % en poids. Cette valeur critique est valable pour les blocs Y2 tels qu'étudiés ici, mais devrait diminuer avec l'augmentation de la taille de la section, et vice versa.

Il faut noter que l'expression de l'indice Ω_{Si} suppose que l'effet de l'antimoine est dû à sa combinaison avec le cérium pour former des composés de type $CeSb_2$. En outre, il est clair que d'autres impuretés pourraient également se combiner avec du Ce et/ou du Mg, ce qui pourrait être pris en compte dans l'équation ci-dessus si des données précises étaient disponibles.

Après refusion et resolidification au cours de l'analyse ATD, le graphite est lamellaire dans les deux échantillons qui contenaient de l'antimoine alors qu'il est compact dans les échantillons exempts d'antimoine. Dans l'étude ATD précédente [6], on avait observé des changements semblables dans la forme du graphite qui étaient supposés être liés à la

teneur résiduelle en magnésium. Il ressort du tableau 1 qu'une tendance similaire est observée dans le présent travail, à savoir que les deux alliages à graphite lamellaire sont ceux qui contiennent le moins de magnésium et de cérium, et que les teneurs plus élevées en magnésium et en cérium sont liées au graphite compact.

L'un des résultats intéressants de la présente étude ATD est l'observation que le taux de croissance du graphite compact est inférieur à celui du graphite lamellaire. Ceci est en accord avec les travaux de König et coll. [8] qui avaient utilisé l'analyse thermique. Par conséquent, pour un flux de chaleur donné - ou une vitesse de refroidissement en ATD -

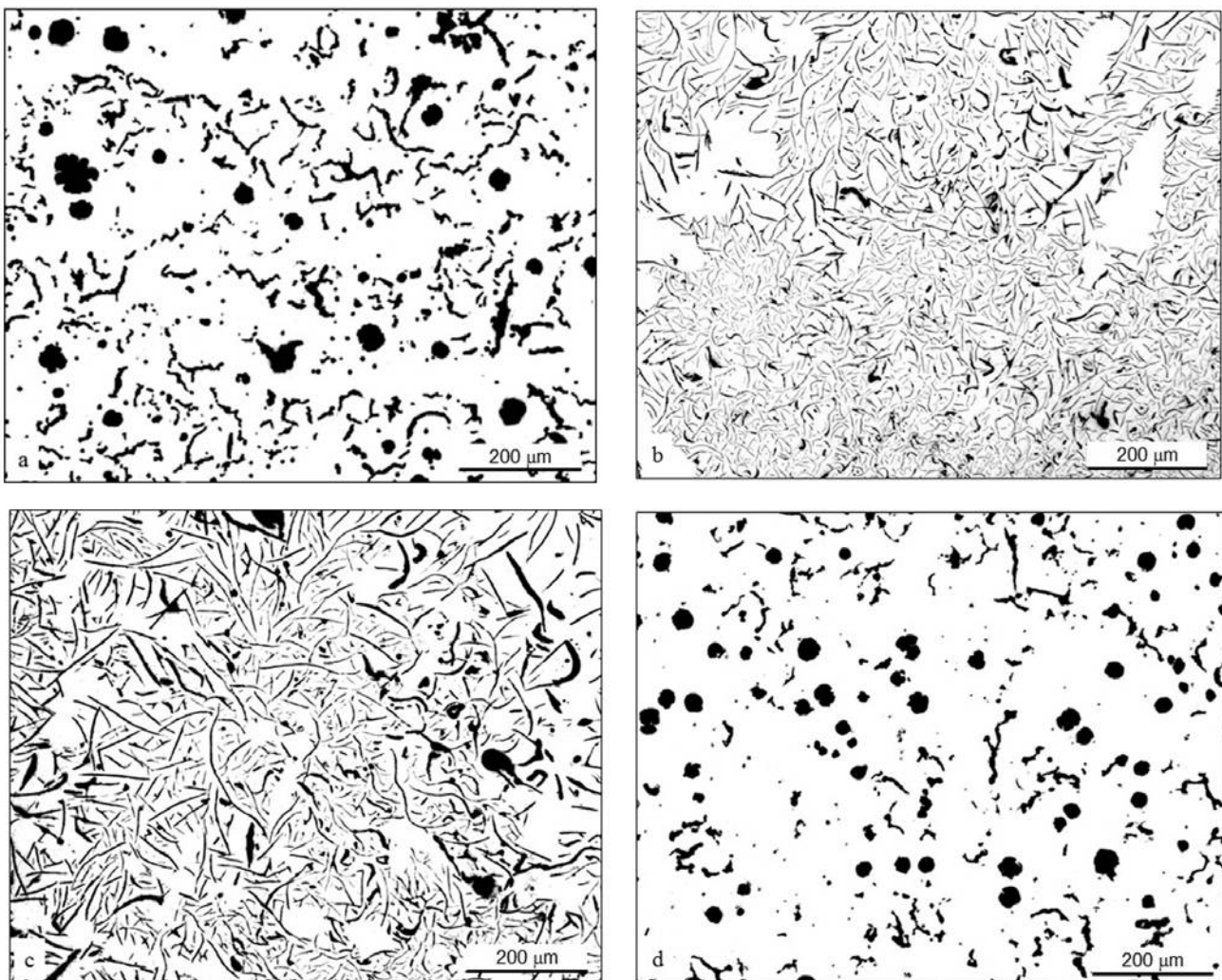


Figure 4 - Morphologies caractéristiques du graphite au centre des quatre échantillons d'ATD : alliages n°4 (a), n°12 (b), n°14 (c) et n°21 (d).

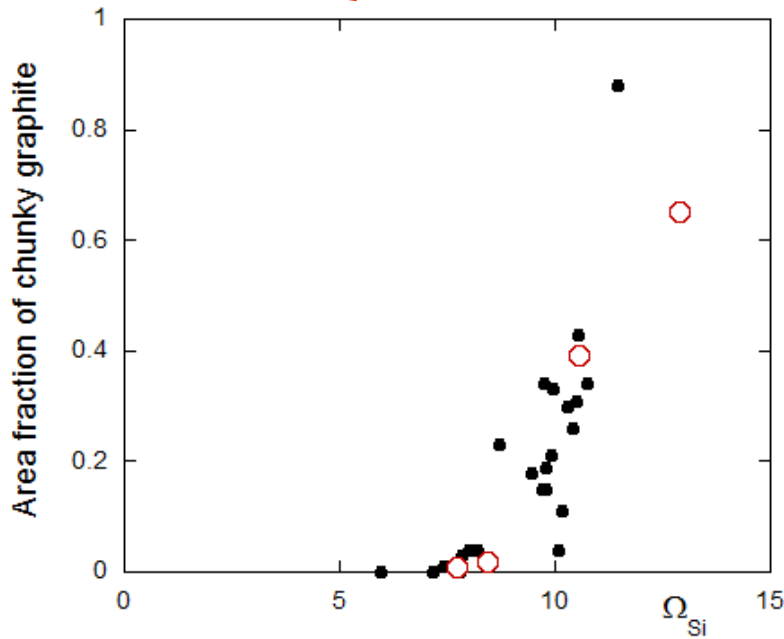


Figure 5 - Variation de la quantité de graphite chunky avec la valeur de l'indice Ω_{Si} pour des alliages coulés en blocs de type Y2 [15]. Les disques correspondent aux alliages de cette étude.

le sous-refroidissement cinétique est plus élevé pour une croissance eutectique avec du graphite compact qu'avec du graphite lamellaire. De façon assez inattendue si l'on considère la théorie de la croissance eutectique, la structure eutectique correspondante est cependant beaucoup plus grossière pour le graphite compact que pour le graphite lamellaire, comme le montrent les micrographies de la figure 6 des échantillons ATD des alliages n°4 et n°12.

Le graphite dans les fontes à graphite compact se présente sous la forme de nodules plus ou moins grands reliés par des plaques épaisses et légèrement incurvées qui peuvent présenter quelques protubérances hémisphériques à leurs limites extérieures. Bien que ces caractéristiques aient été décrites il y a longtemps [9], elles ont été confirmées par une récente étude de tomographie [10] à partir de laquelle une reconstruction 3D avait été réalisée qui est illustrée à la figure 7. Holmgren et coll. [11] ont observé par diffractométrie à rétrodiffusion d'électrons (EBSD) que les particules de graphite en forme de ver sont orientées dans la direction prismatique sous forme de graphite lamellaire tandis que les protubérances semblent se développer dans la direction basale comme dans le graphite sphéroïdal.

Comme on sait que les structures lamellaires résultent d'une ramification facile du graphite pendant la solidification eutectique, on peut supposer que la structure grossière du graphite compact est liée au fait que la ramifica-

tion du graphite est fortement entravée dans ce cas. A ce stade, il est apparu intéressant de revenir à des travaux de référence sur la croissance eutectique avec du graphite lamellaire, et notamment des travaux de laboratoire par solidification dirigée. Dans les fontes de pureté habituelle, le graphite lamellaire grossier de type A est remplacé par du graphite de type D sous-refroidi lorsque la vitesse de croissance est augmentée [12]. La transition est associée à une augmentation significative de la ramification des lamelles de graphite, principalement par maclage sur les grandes faces des lamelles [13]. En outre, on a observé que le taux de croissance critique pour la transition du graphite A au graphite D diminue lorsque la teneur en soufre augmente [13]. Cette dernière constatation a été confirmée par Fujikawa et coll. [14] pour des teneurs en soufre similaires. Ceci suggère que l'adsorption des atomes de soufre sur les plans basaux [15] favorise le maclage des lamelles de graphite.

Dans les alliages Fe-C ou de Fe-C-Si purs, le graphite est en forme de plaquettes à faible vitesse de croissance [16] et se transforme en graphite de type corail à vitesse de croissance élevée. Lux et Grages [17] ont réalisé une reconstruction 3D d'une partie d'une cellule de graphite corail qui montre une structure très ramifiée de lamelles de graphite. Après avoir atteint une certaine largeur, les lamelles se rétrécissent et se ramifient en fibres qui s'élargissent puis se ramifient à nouveau. En utilisant la microscopie électronique en transmission, Lux et coll. [18] ont montré que la surface des fibres est principalement perpendiculaire à la direction *c* du graphite, ce qui signifie que la croissance du graphite corail se déroule dans la direction prismatique comme dans les autres formes de graphite lamellaire. Cependant, le graphite de type corail présente une grande quantité de défauts cristallins qui se manifestent par la

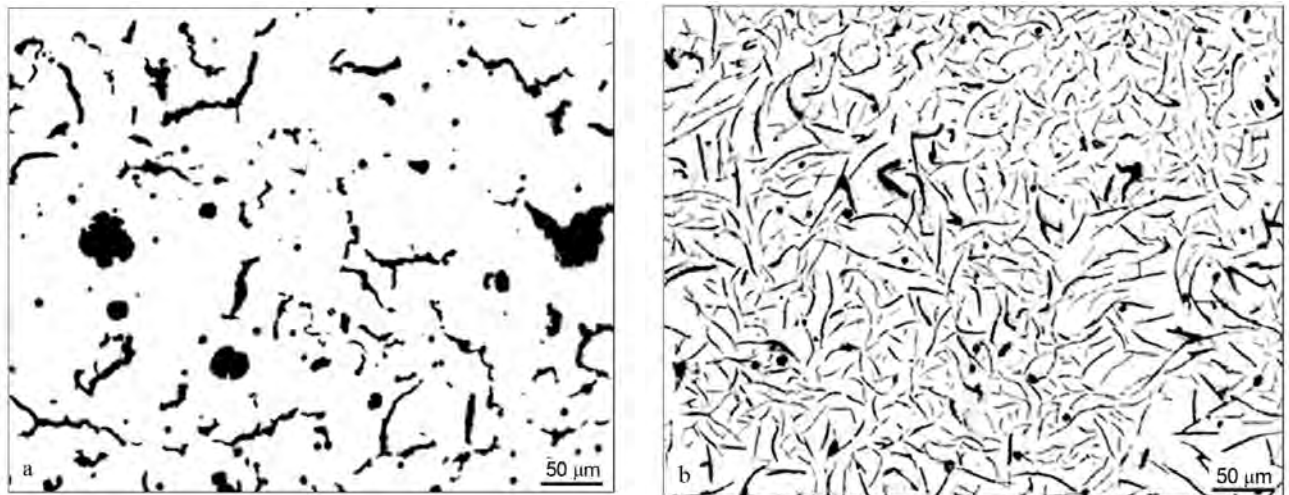


Figure 6 - Micrographies optiques comparant les précipités de graphite compact et lamellaire des échantillons ATD des alliages n°4 (a) et n°12 (b).



Figure 7 – Photographie d'une reconstruction 3D du graphite d'une cellule de graphite compact. Le modèle a été construit à partir des résultats de tomographie X réalisée avec un synchrotron [10].

rotation des blocs de croissance les uns par rapport aux autres [18]. Il est tout à fait possible que le processus de ramification du graphite corail diffère de celui des autres types de graphite lamellaire, mais cela ne semble pas avoir été étudié [15].

Lux et Kurz [19] ont suggéré que la transition du graphite lamellaire au graphite corail est similaire à la transition de l'eutectique lamellaire à l'eutectique fibreux et peut s'expliquer, à vitesse de croissance donnée, par un changement de l'énergie d'interface graphite/austénite ; mais là encore, ceci n'a pas été démontré. Un autre résultat intéressant de la présente étude est le lien avec les résultats de Park et Verhoeven [15] qui ont observé que la diminution de la teneur en oxygène du métal liquide augmente la vitesse de croissance critique pour laquelle le graphite lamellaire est remplacé par du graphite de type corail.

En résumé, l'élimination du soufre et de l'oxygène du métal liquide par l'ajout de magnésium et/ou de terres rares limite la ramification du graphite comme observé pour le

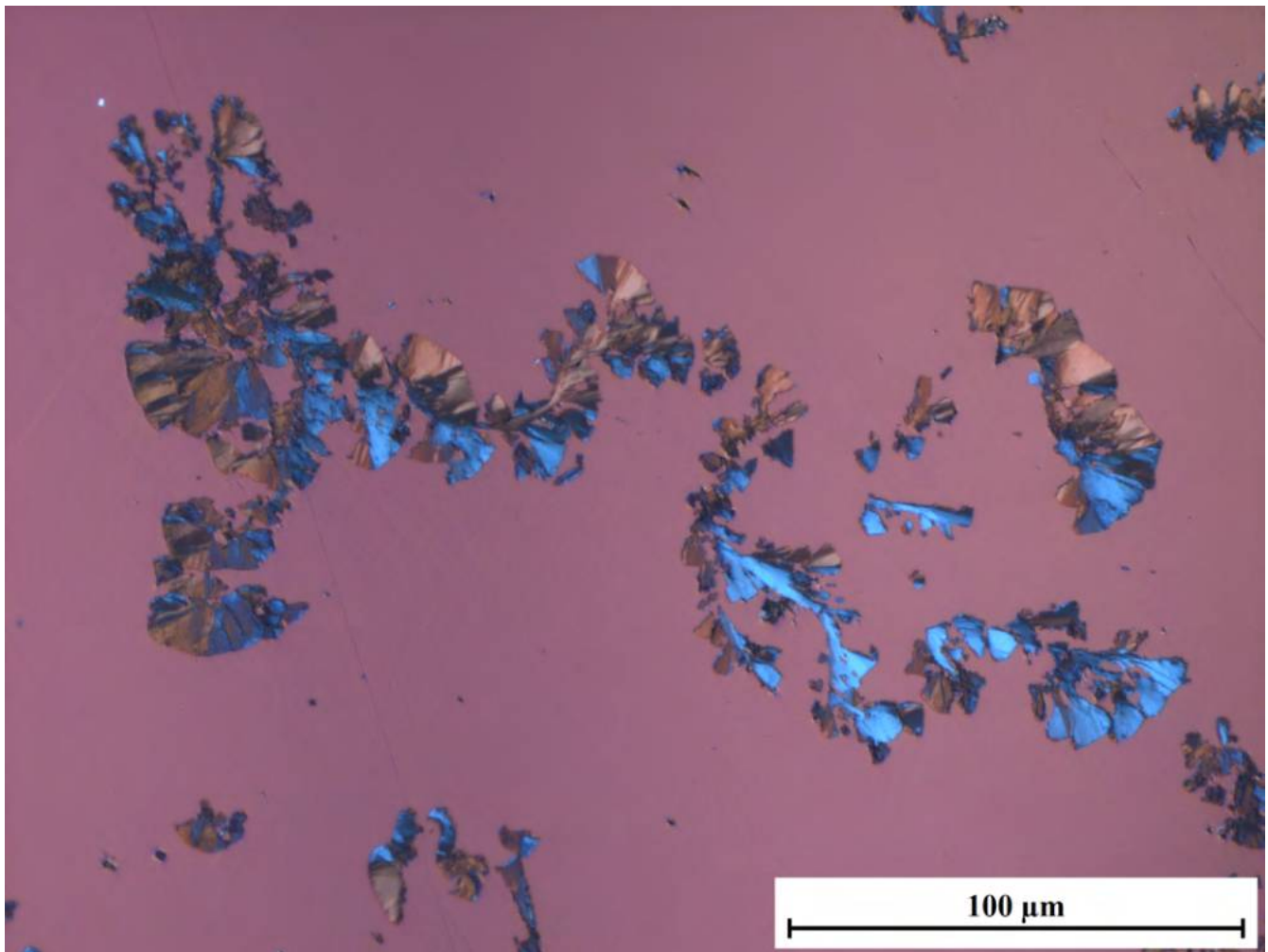


Figure 8 – Micrographie en lumière polarisée de protubérances maclées dans une fonte à graphite sphéroïdal [20].

graphite compact. La croissance eutectique avec du graphite compact doit donc avoir lieu avec une possibilité limitée de changement des espacements interlamellaires. Cela conduit à une microstructure beaucoup plus grossière que dans d'autres eutectiques de type lamellaire. De plus, on peut suggérer que la quantité faible, mais parfaitement contrôlée en pratique industrielle, d'éléments sphéroidisants dans le métal liquide est nécessaire pour la courbure des lamelles et le développement des sphéroïdes et des protubérances sphéroïdales.

Malheureusement, peu de choses peuvent être dites à l'heure actuelle pour ce qui concerne le graphite chunky dont le mécanisme de croissance n'est pas encore clair. Holmgren et coll. [11] ont confirmé par EBSD que le graphite chunky se développe dans la direction *c* du graphite. Comme nous l'avons déjà remarqué [2], il est cependant assez étonnant que la distance caractéristique entre les filaments de graphite dans les cellules de graphite chunky soit si faible, très semblable à celle des formes de graphite corail et de graphite de surfusion. Cette caractéristique de taille implique qu'un mécanisme efficace de ramification fonctionne pendant la croissance des cellules de graphite chunky. Ce mécanisme n'a pas encore été caractérisé sur les cellules chunky habituelles. Cependant, de grosses protubérances poussant dans la direction *c* sur des nodules de graphite - qu'ils soient «explosés» ou non - semblent maclées lorsqu'elles sont observées en lumière polarisée comme l'illustre la figure 8 [20]. Skaland [21] a suggéré qu'un tel mécanisme de maclage favorise la croissance du graphite chunky.

Dans un travail précédent, les conditions de croissance à la jonction triple liquide/graphite/austénite pour le graphite lamellaire et le graphite chunky ont été illustrées [22]. Parce que le graphite chunky croît selon la direction *c* du graphite, le schéma du front eutectique correspondant suggère que le modèle de croissance par germination 2D développé pour décrire l'épaississement des lamelles [23] et étendu à la croissance sphéroïdale [24] devrait être employé. De fait, Källbom et coll. [25] ont indiqué que la vitesse de croissance des cellules de graphite chunky est de l'ordre de 0,2-0,5 $\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ pour un sous-refroidissement eutectique de 4 à 10°C. Cela correspond à des sous-refroidissements d'environ 20 à 50°C par rapport au liquidus du graphite et on peut vérifier que les vitesses de croissance pour le graphite chunky données ci-dessus sont très similaires à celles calculées pour une croissance sphéroïdale aux mêmes surfusions [24]. Cela confirme que le modèle de croissance par germination 2D pourrait être employé pour

une description de la croissance eutectique couplée du graphite chunky.

>>> CONCLUSION

Une série de blocs de type Y2 coulés avec quatre fontes à haute teneur en silicium a été utilisée dans ce travail pour préparer des échantillons d'ATD et comparer les microstructures de coulée et après resolidification. La dégénérescence du graphite dans les échantillons à l'état brut de coulée a été classée comme du graphite chunky et quantifiée. L'apparition de graphite chunky peut être rationalisée en fonction des teneurs en magnésium, silicium, cérium et antimoine.

Après les essais d'ATD, le graphite apparaît sous forme lamellaire ou compact selon la quantité initiale de magnésium et de cérium dans les alliages coulés. Les enregistrements d'ATD montrent clairement que la cinétique de croissance eutectique est beaucoup plus lente pour le graphite compact que pour le graphite lamellaire, ce qui entraîne des sous-refroidissements de croissance beaucoup plus élevés. Le fait que la microstructure du graphite compact soit beaucoup plus grossière est alors assez étonnant et suggère que la ramification du graphite est fortement entravée dans le graphite compact par rapport au graphite lamellaire. Ceci est en accord avec les informations tirées de la littérature sur l'effet du soufre et de l'oxygène sur la ramification du graphite, mais mériterait d'être étudié davantage dans le cas du graphite compact.

Dans le cas du graphite chunky, dont on sait qu'il se développe le long de la direction cristallographique *c* du graphite, l'observation que la distance caractéristique entre les filaments de graphite est faible suggère que d'efficaces mécanismes de ramification du graphite sont à l'œuvre durant la croissance des cellules eutectiques. Toutefois, ce ou ces mécanismes doivent encore être clarifiés.

REFERENCES

[1] S.E. Franklin, A study of graphite morphology control in cast iron, PhD thesis, Loughborough University, 1986.
 [2] J. Lacaze, L. Magnusson Åberg, J. Sertucha, Review of microstructural features of chunky graphite in ductile irons, Keith Millis symposium proceedings, AFS, 2013, 232-240.
 [3] S.V. Subramanian, D.A.R. Kay, G.R. Purdy, Compacted graphite morphology control, AFS Trans., 90, 1982, 589-603.
 [4] S. Dawson, P. Popelar, Thermal analysis and process control for compacted graphite iron and ductile iron, Keith Millis symposium proceedings, AFS, 2013, 32-39.
 [5] R. González-Martínez, U. de la Torre, J. Lacaze, J. Sertucha, Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons. Part I - Microstructure, Materials Science and Engineering A, 712, 2018, 794-802.
 Voir aussi J. Sertucha, J. Lacaze, R. González-Martínez, Chunky graphite in spheroidal graphite iron: review

of recent results and definition of an predicting index, actes du congrès ICASP5-CSSCR5, Salzburg, juin 2019, 2019 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 529 012017
 [6] J. Lacaze, I. Asenjo, S. Mendez, J. Sertucha, P. Larrañaga, R. Suarez, Experimental evidence for metallurgical modification associated to chunky graphite in heavy-section ductile iron castings, Int. J. Metalcasting, winter issue, 2012, 35-42.
 [7] D. M. Stefanescu, J. Lacaze, Thermodynamics principles as applied to cast iron, ASM Handbook, vol 1A, Cast Iron Science and Technology, 2017, 31x45.
 [8] M. König, Microstructure formation during solidification and solid state transformation in compacted graphite iron, PhD thesis, Chalmers University of Technology, Gothenburg, 2011.
 [9] Den Xijun, Zhu Peiyue, Liu Oifu, Structure and formation of vermicular graphite, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 34, 1985, 141-150.
 [10] C. Chuang, D. Singh, P. Kenesei, J. Almer, J. Hryn, R. Huff, 3D quantitative analysis of graphite morphology in high strength cast iron by high-energy X-ray tomography, Scripta Mater., 106, 2015, 5-8; and <https://www.anl.gov/article/highenergy-xrays-give-industry-affordable-way-to-optimize-cast-iron>.
 [11] D. Holmgren, R. Källbom, I.L. Svensson, Influences of the graphite growth direction on the thermal conductivity of cast iron, Metall. Mater. Trans. A, 38, 2007, 268-275.
 [12] M. Hillert, V.V. Subba Rao, Grey and white solidification of cast iron, ISI Pub. 110, 1968, 204-212.
 [13] H. Nieswaag, A.J. Zuihoff, The effects of S, P, Si and Al on the morphology and graphite structure of directionally solidified cast iron, The Metallurgy of Cast Iron, Ed. Georgi, St-Saphorin, 1975, 327-351.
 [14] T. Fujikawa, K. Nakamura, H. Sumimoto, S. Kiguchi, M. Hatake, Effects of tertiary elements on the critical solidification rate of the flake-undercooled graphite transition of Fe-C alloys, Int. J. Cast Metals Res., 11, 1999, 313-318.
 [15] Park, J.S., Verhoeven, J.D., Transition between type A flake, type D flake, and coral graphite eutectic structures in cast irons, Metall. Mater. Trans. A, Vol. 27A, 1996, 2740-2753.
 [16] J.C. Ruth, M. Turpin, Structures de solidification unidirectionnelle des eutectiques fer-carbone, Mém. Sci. Rev. Métall., 66, 1969, 633-640.
 [17] B. Lux, M. Grages, The spatial structure of graphite in pure Fe-C-Si alloys, Prakt. Metall., 5, 1968, 123-126.
 [18] B. Lux, W. Bollmann, M. Grages, On the structure of graphite in pure Fe-C-Si alloys, Prakt. Metall., 6, 1969, 530-535.
 [19] B. Lux, W. Kurz, Eutectic growth of iron-carbon-silicon and iron-carbon-silicon-sulphur alloys, ISI Pub. 110, 1968, 193-203.
 [20] B. Tonn, J. Lacaze, S. Duwe, Degenerated Graphite Growth in Ductile Iron, Proceedings of Science and Processing of Cast Iron, SPCI-XI, Mat. Sci. Forum, 925, 2018, 62-69.
 [21] T. Skaland, communication privée, 2017.
 [22] U. de la Torre, J. Lacaze, J. Sertucha, Chunky graphite formation in ductile cast irons: effect of silicon, carbon and rare earths, Int. J. Mater. Res., 107, 2016, 1041-1050.
 [23] S. Amiri, R. Abbaschian, Nucleation and growth kinetics of graphene layers from a molten phase, Carbon, 51, 2013, 110-123.
 [24] J. Lacaze, J. Bourdieu, M.J. Castro Roman, A 2-D nucleation-growth model of spheroidal graphite, Acta Mater., 134, 2017, 230-235.
 [25] R. Källbom, K. Hamberg, M. Wessen, L.E. Björkegren, On the solidification of ductile iron castings containing chunky graphite, Mater. Sci. Eng. A, 413-414, 2005, 346-351.



QualiMaster AT1

Etape par étape, obtenez une qualité idéale pour votre matière de moulage

Choisissez la solution qui vous convient.

La nouvelle génération de ce système de qualité est structurée de façon modulaire.

Densification, résistance au cisaillement, déformabilité, retour élastique, perméabilité au gaz: C'est à vous de déterminer quelles valeurs seront décisives pour une meilleure qualité de vos pièces en fonte et des process automatisés et stables.

Avec **QualiMaster AT1 Eco**, **Profi** ou **ProfiPlus**, vous disposez d'un outil de reporting pour un fonctionnement en autonomie ainsi que d'une interface web pour un accès mobile. Découvrez notre nouvel appareil d'essai en ligne.

Eirich France

Parc Aktiland, 1 rue de Lombardie, 69800 • Saint Priest
Tel: +33 (0) 4 78 93 11 47 • Fax: +33 (0) 4 78 89 09 21
eirich@eirich.fr • www.eirich.com



EIRICH

www.eirich.com

affival

affival®

Le pionnier du fil fourré et du matériel d'injection s'appuie sur l'expertise et la proximité du réseau FOSECO.

FOSECO

fonderie@affival.com

SAFER
BETTER
FASTER

300 Million reasons to use Automatic Grinding from...

P.S. AUTO GRINDING LTD
MARKET LEADERS IN GRINDING SOLUTIONS TO FOUNDRIES

500 MACHINES ACROSS EUROPE GRINDING 100,000,000 CASTINGS EACH YEAR

Effects of Metallurgical Factors on Microporosity in Ductile Iron

Simon N. Lekakh and Michael Khayat

Missouri University of Science and Technology, Rolla, Missouri, USA

Copyright 2019 American Foundry Society

ABSTRACT

The prevention of microporosity in SGI castings improves fatigue life; however, there is no standard foundry practice which will promote or eliminate sporadic appearance of microporosity. This study was a comprehensive evaluation of how metallurgical factors affected microporosity formation in SGI castings. The design of experiment (DOE) test matrix included five variables at two levels: melt quality (with and without SiC in the charge), nodulizer composition (low vs. high rare earth materials [REM]), inoculant composition (foundry grade FeSi vs. Ce-bearing inoculant), inoculant additions (0.3% and 0.6%), and low-pouring temperature (1280–1300°C/2336–2372F) vs. high-pouring temperature (1380–1400°C/2516–2552F). Four experimental heats, with four variations in metallurgical parameters per heat were performed according to the DOE matrix. Each mold was equipped with a cone (to study the total volume of shrinkage) and a horizontal plate with attached vertical cylinders (to study microporosity using Archimedes density method, metallography, scanning electron microscopy [SEM], optical profiler, and high-resolution 3D computed tomography [CT]). Minitab® software was used for statistical analyses of individual and joint effects of studied metallurgical parameters on microporosity and microstructure. Optimal metallurgical parameters for the prevention of microporosity were discussed.

LITERATURE REVIEW

A literature review was performed to identify the metallurgical parameters which affected microporosity in castings made from cast iron with spherical graphite (SGI). Data from 40 publications in AFS Transactions (1980 to 2017) were classified using several metallurgical factors related to microporosity in SGI castings (Fig. 1).

These factors were distributed into several groups (Fig. 2). Carbon Equivalent (CE),

Keywords:

SGI, microporosity, metallurgical parameters

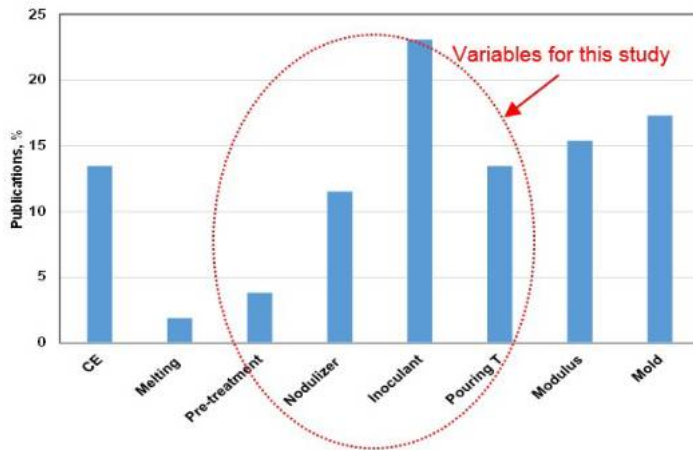


Figure 1. Publications on microporosity classified by studied metallurgical parameters!

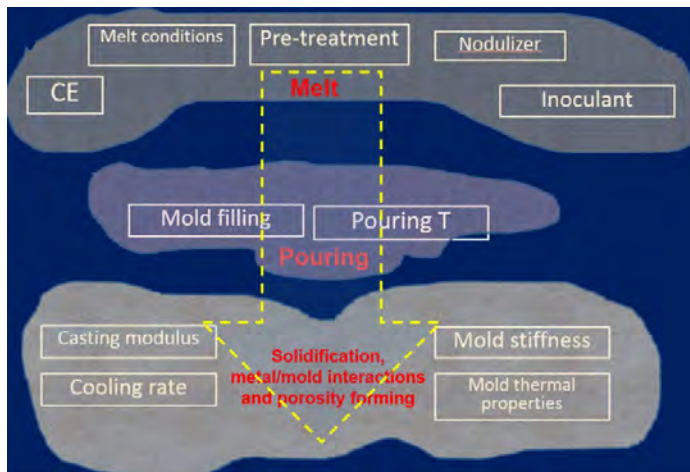


Figure 2. Grouping clouds of factors affected microporosity in SGI castings.

metal charge quality, pre-treatment, nodulizing treatment and inoculation present a melt-quality group of factors. A pouring group of factors included a pouring temperature and characteristics of melt flow in the mold. Finally, the third group included casting solidification factors (casting geometry, cooling rate, thermal gradient) and casting/mold interaction (mold stiffness, mechanical properties, deformation).

A combination of these groups of factors affected microporosity formation by different mechanisms:

- developing negative pressure in the mushy zone;
- restricting deficit of liquid at solidification front to compensate for shrinkage; and
- microporosity could be nucleated by gas bubbles and entrapped films.

Table 1. List of Variables and Levels for DOE Matrix

Levels	METALLURGICAL VARIABLES				
	Melt quality, SiC in charge, wt.%	RE, wt.% in Fe 45Si3.7Mg nodulizer	Inoculant Composition, wt.%		Pouring Temperature
1	no SiC	Low RE 0.3Ce+0.2La	Foundry grade FeSi 75Si, 1Ca, 1Al	0.3	Low: 1280–1320C (2336–2408F)
2	0.7% SiC	High RE 0.9Ce+0.6La	Inoculant with Ce 72Si, 2Ca, 1Al, 2Ce	0.6	High: 1380–1400C (2516–2552F)

It could be concluded from the literature review that the effects of individual variables on microporosity in SGI castings have been studied intensively during the last decades. However, the interactions of multiple factors and their joint effects on microporosity formation in SGI castings are missing in the literature. The literature review was also used to identify the most important metallurgical variables for this study, which were highlighted in Fig. 1. The objective of this study

was to perform a complex evaluation of how metallurgical factors affect microporosity formation in SGI castings using DOE.

>>> EXPERIMENTAL PROCEDURES

DESIGN EXPERIMENTAL HEATS

The studied metallurgical variables and their levels for the DOE test matrix are shown in Table

1. Constrained parameters in all heats included:
 - a) near eutectic CE: 3.6 %C, 2.6 %Si
 - b) metallic charge: 40% steel, 10% pig iron, 50% industrial foundry returns
 - c) inoculation techniques—in the stream.

The two DOE test matrix was designed with dedicated statistical analysis software¹ and included 16 experimental conditions which were distributed into four experimental heats with four cases per heat (Table. 2).

Table 2. DOE Matrix (left) Distributed into Four Experimental Heats (right)

SiC	Nodulizer	Inoculant	Amount	Pouring T
A	B	C	D	E
2	1	1	1	1
1	2	2	2	1
2	1	2	2	1
2	2	2	1	1
2	1	2	1	2
2	2	1	1	2
1	1	1	2	1
2	2	2	2	2
2	2	1	2	1
1	1	2	1	1
1	1	1	1	2
1	2	2	1	2
1	2	1	1	1
1	2	1	2	2
1	1	2	2	2
2	1	1	2	2

Heat #	A	B	C		D	E
	SiC in charge	Nodulizer	Type	Amount	Pouring T	
1	1	1	1	1	2	
	1	1	2	2	2	
	1	1	2	1	1	
	1	1	1	2	1	
2	1	2	2	1	2	
	1	2	1	2	2	
	1	2	1	1	1	
	1	2	2	2	1	
3	2	1	2	1	2	
	2	1	1	2	2	
	2	1	2	2	1	
	2	1	1	1	1	
4	2	2	2	2	2	
	2	2	1	1	2	
	2	2	2	1	1	
	2	2	1	2	1	

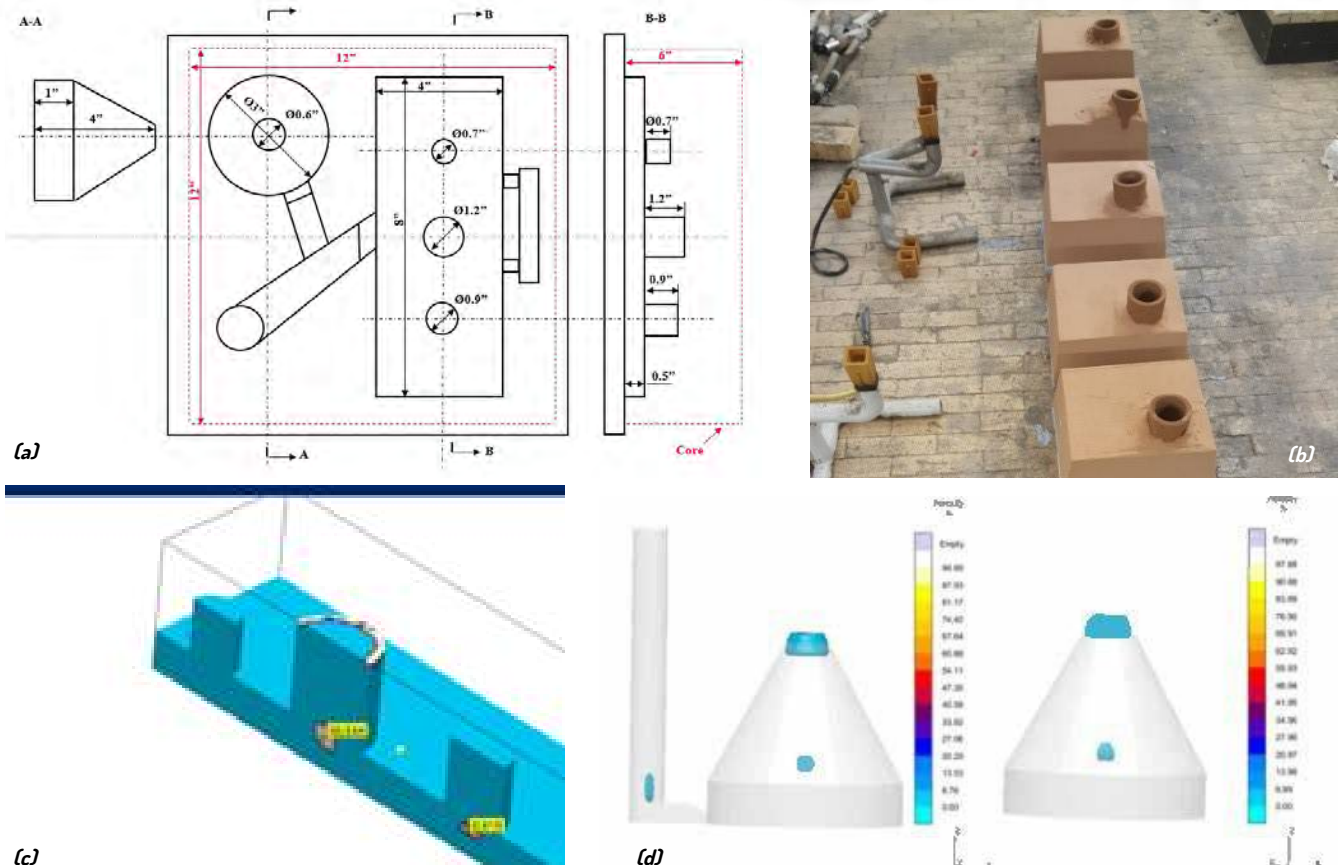


Figure 3. Layout of pattern (a), experimental nobake sand molds prepared for pouring (b), and simulated microporosity (c) and shrinkage (d).

The experimental nobake sand mold (Fig. 3b) included a horizontal plate (4 x 8 x 1/2 in.) with top vertical cylinders of different diameters (to study microporosity). Figure 3a shows the 3 in. diameter cone used for the evaluation of total volume shrinkage. The gating system was designed for fast pouring and independent solidification of the test articles. Filling and solidification simulation software were used to evaluate this design (Figs.3c-d).

The experimental heats were performed in a 200 lb. induction furnace using a metallic charge consisting of 40% steel, 10% pig iron, and 50% industrial foundry returns. The CE was verified in the furnace melt with T_e -cup thermal analysis. The melt was tapped at 1500C (2732F) into a ladle with a pocket to stabilize magnesium recovery and poured into several 25 lb. hand ladles with inoculant. Temperature was measured and thermal analysis (no T_e) was performed before pouring

each mold. The procedure used is shown in Fig. 4. Thermal analysis was performed using T (temperature) vs τ (solidification time) and $T' = dT/d\tau$ (first temperature derivative) vs T coordinates (Fig. 5). The melt chemistry in the induction furnace is shown in Table 3.

The DOE test matrix included two levels of inoculant additions which made measurable changes in Si, Mg and Al concentrations in the melt after inoculation (Table 4).

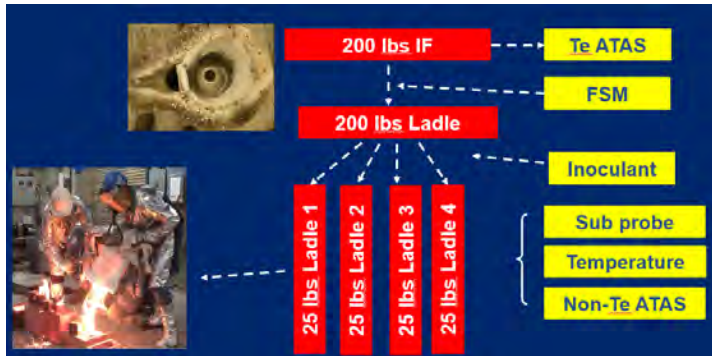


Figure 4. Procedure for experimental heats.

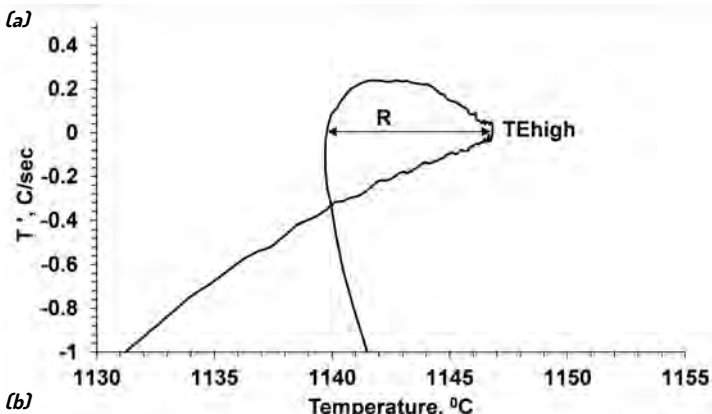
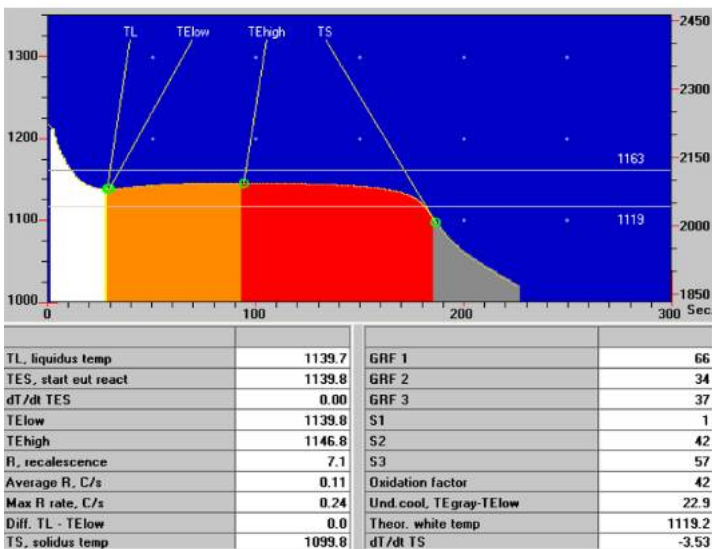


Figure 5. Thermal analysis of inoculated SGI (a) and re-plotted data in T-T coordinates (b).

	1-IF	2-IF	3-IF	4-IF
C (Leco)	3.68	3.65	3.65	3.66
S (Leco)	0.005	0.004	0.003	0.004
Si	1.41	1.4	1.37	1.39
Mn	0.23	0.21	0.13	0.17
Cr	0.037	0.036	0.037	0.045
Mo	0.005	0.005	0.005	0.008
Ni	0.015	0.01	0.018	0.037
Al	0.004	0.007	0.006	0.005
Co	0.005	0.005	0.005	0.005
Cu	0.067	0.068	0.052	0.081
Mg	0.001	0.001	0.001	0.001
Nb	0.006	0.008	0.007	0.006
Ti	0.028	0.028	0.012	0.028
V	0.011	0.01	0.010	0.009

Table 3. Melt Chemistry in Induction Furnace Before Tap (wt.%)

Ladle	1a	1b	1c	1d
Inoculant	#1	#2	#2	#1
%	Low	High	Low	High
Si	2.5	2.7	2.5	2.7
Al	0.029	0.032	0.03	0.033
Mg	0.043	0.047	0.042	0.045

Ladle	2a	2b	2c	2d
Inoculant	#2	#1	#1	#2
%	Low	High	low	High
Si	2.6	2.75	2.6	2.7
Al	0.03	0.033	0.03	0.033
Mg	0.041	0.042	0.043	0.039

Ladle	3a	3b	3c	3d
Inoculant	#2	#1	#2	#1
%	Low	High	High	low
Si	2.500	2.700	2.700	2.500
Al	0.024	0.026	0.026	0.022
Mg	0.045	0.045	0.042	0.040

Ladle	4a	4b	4c	4d
Inoculant	#2	#1	#2	#1
%	High	low	Low	High
Si	2.75	2.55	2.58	2.72
Al	0.032	0.028	0.025	0.029
Mg	0.05	0.05	0.049	0.044

Table 4. Melt Chemistries After Inoculation (wt.%)

EVALUATION OF SOLIDIFICATION SHRINKAGE AND MICROPOROSITY

Solidification shrinkage was evaluated in a cone specimen by measure the cavity volume (Fig. 6).

Half-inch diameter cylindrical pins were extracted from the plate castings using core drilling to measure microporosity (Fig. 7). Two pins extracted from the flat part of the plate were used as references, and the other three extracted from the bosses were used to study microporosity.

Several experimental methods were used to investigate microporosity. The Archimedes method was applied to measure changes in SGI density related to microporosity. The procedure included: extraction of a specimen (pin), spark welding to 0.01in. Ø wire, measuring weight in air (W1) and in pure water (W2), and calculation of density (γ) and porosity P:

$$\gamma = W1/(W1-W2) \text{ and } P = 100 * (\gamma_{reference} - \gamma_{sample}) / \gamma_{reference}$$

This method showed +/- 0.1% variation of measured porosity. The plate casting was designed to introduce a localized porosity in cylindrical "bosses" and large changes in a density were measured in the extracted pins. The diameter (½ in.) and height (1 in.) of the extracted pin were optimized to cover the defect region and optimize the sensitivity of measurements. It is important to note, that these results cannot be extrapolated over the entire casting and the measured porosity values were used in this study for comparison with variations in metallurgical parameters.

A high-resolution Zeiss Xradia 510 Versa CT scan was used to evaluate true microporosity in several samples and compare the results obtained from the density measurements. Setting parameters included: 140 kV, 0.4X objective, 12.8 µm pixel size. There were 1000 images with 1004 x 1024 pixels collected from each sample. Preliminary tests showed that the pin diameter needed to be less than 10 mm to obtain the desired contrast. The extracted pins were machined down to decrease diameter and density was re-measured using the Archimedes method to evaluate approximately the same volume. An example of XY and XZ slices from the 3D CT scan are shown in the left view and re-processed images with density threshold are illustrated in the right view of Fig. 8. Pore volume was evaluated using image software from all 1000 slices for features larger than 50 µm.

The evaluation of microporosity in the polished vertical sections of pins was done using a combination of optical imaging software (Fig. 9) with 3D optical profiling (Fig. 10). Both methods quantified a porosity area in one vertical section. These methods are less informative when compared to the volumetric methods listed



Figure 6. Example of solidification shrinkage in a cone specimen.



Figure 7. Locations of extracted specimens (pins) in plate casting (a) and extracted pin (b).

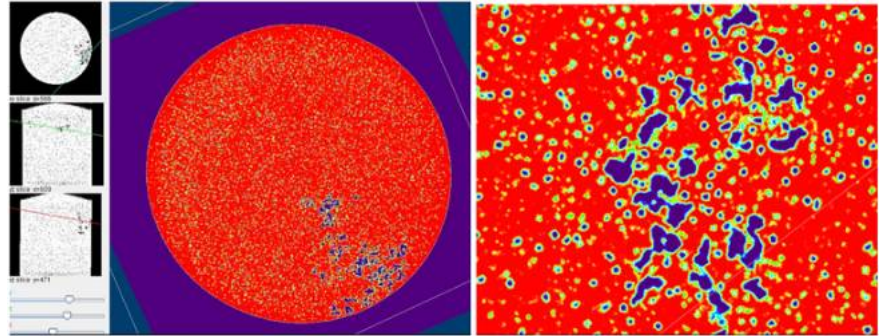


Figure 8. An example of CT scan images (left) and re-processed XY and XZ slices using imaging software with porosity threshold (right).

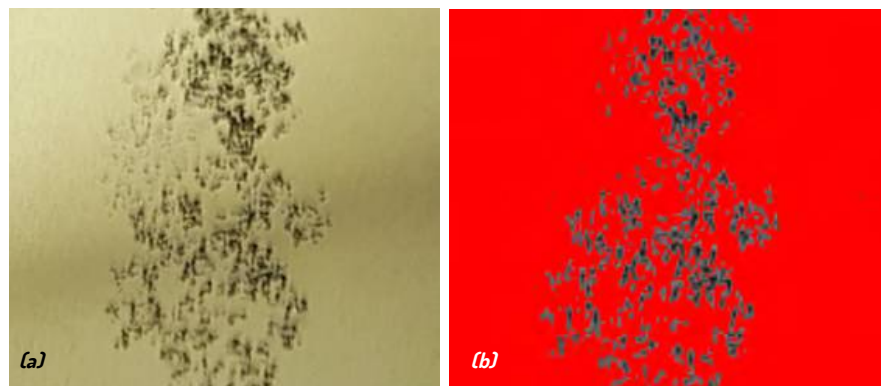


Figure 9. Optical image (a) and after applying pore threshold (b).

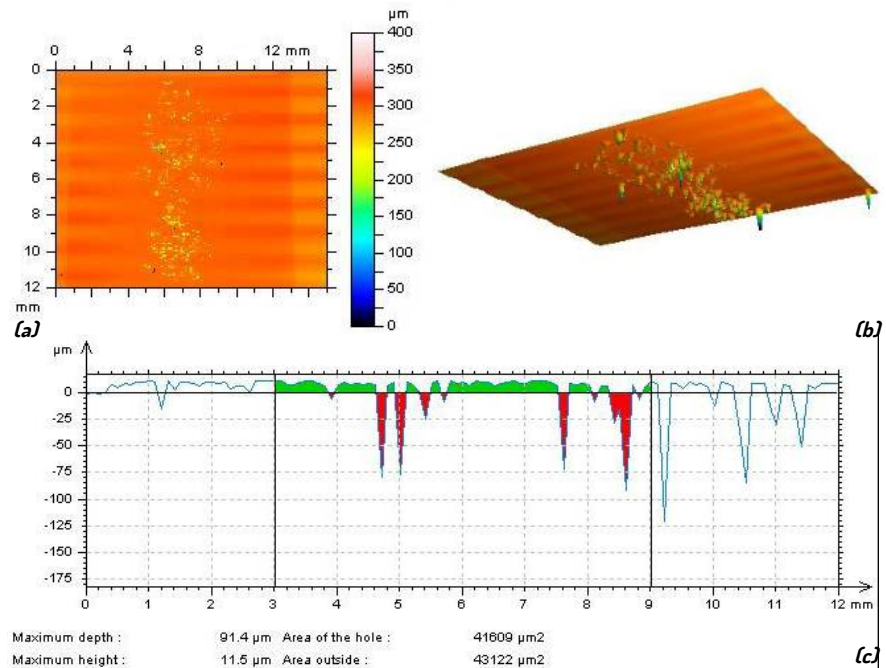


Figure 10. Optical profiling (color represents depth) (a), image of mount/valley observed in 2D section (b) and line scan with average data (c).

previously. The results obtained from different methods will be compared in the next section of this article. An SEM analysis was performed in several polished sections to evaluate pore topology (Fig. 11). It is clear that porosity occupied interdendritic spaces.

>>> EXPERIMENTAL RESULTS

CORRELATION OF POROSITY DATA OBTAINED FROM DIFFERENT METHODS

Microporosity data obtained from extracted pins from different heats using the different

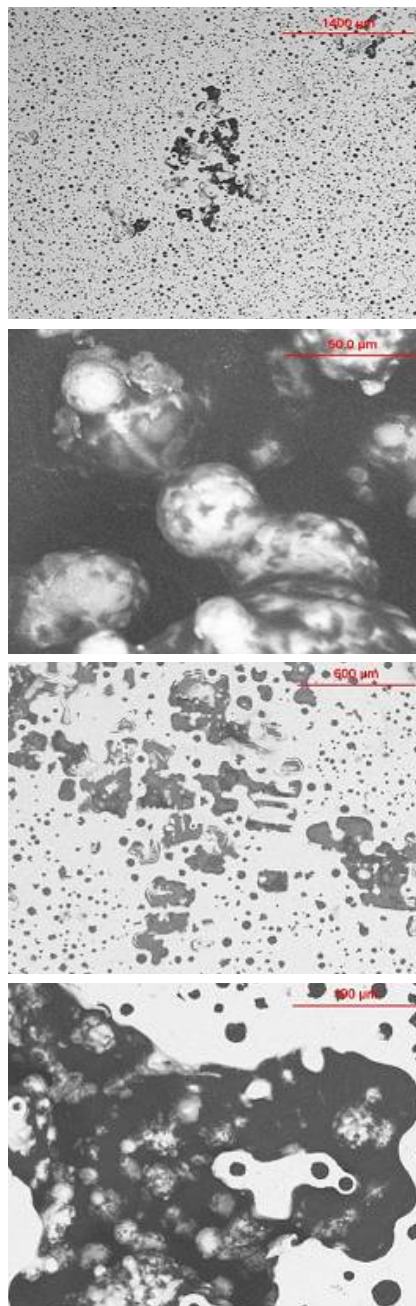


Figure 11. SEM imaging of pore topology in polished section is shown at different magnifications.

methods is shown in Fig. 12 (a). The CT scan showed greater porosity volume (up to 30%) when compared to porosity obtained from density measurements (up to 20%), because only centrally located porosity was analyzed using the CT scan. The correlation of CT scan results with measured density in pins machined to 10 mm diameter was tight ($R = 0.96$).

The comparison of the porosity obtained from the density of the whole volume of extracted pins with 2D methods from the central vertical polished sections also showed reasonable correlations (Figs. 12b, c), while absolute values were not comparable. These

results indicated that only a high-resolution CT scan provided an absolute value of porosity volume, while the other only provided relative data, depending on the specimen volume. For a fixed volume of the extracted pin, the density method provided adequate data for comparison and this method was used for analysis of the DOE test matrix.

INDIVIDUAL & JOINT EFFECTS OF METALLURGICAL VARIABLES FROM DOE ANALYSIS

The porosity values obtained from the density of the extracted pins of 16 experimental castings

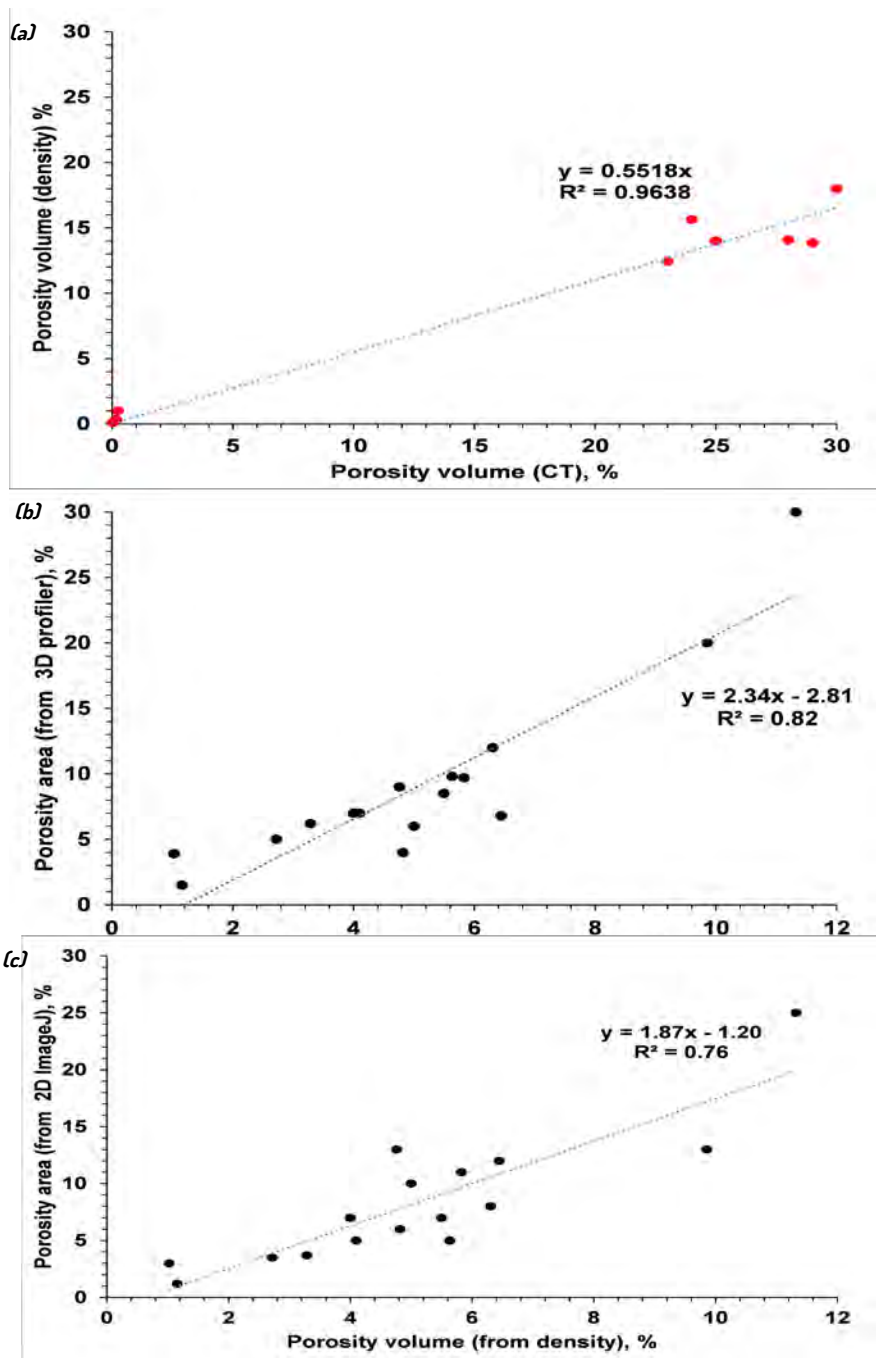


Figure 12. Comparison of measured microporosity using different methods: CT scan vs. density (a), Density vs. 3D optical profiler (b) and vs. optical imaging (c) in 2D vertical section.

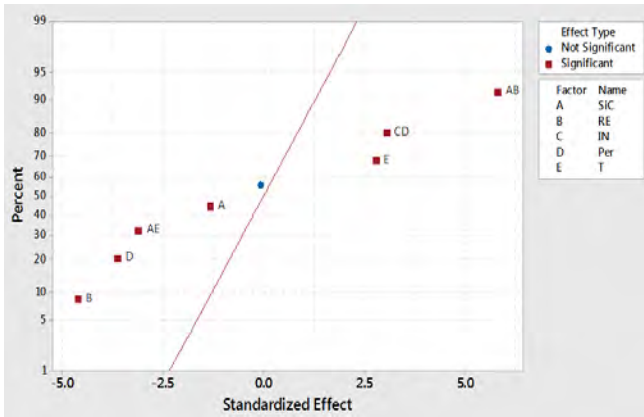


Figure 13. Normal probability plot of standard effect.

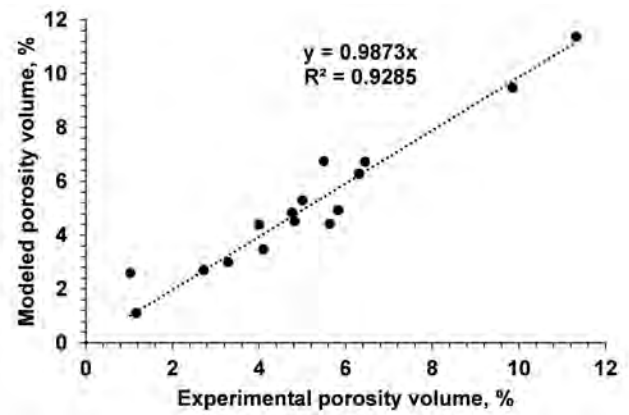


Figure 14. Comparison of experimental results with statistical model (Eq. 1).

were statistically evaluated using the dedicated statistical analysis software. A normal probability plot of the standardized effects was used to clarify the significances of variable effects (Fig. 13).

The obtained porosity models (Eq. 1) showed statistical effects of individual metallurgical parameters:

- (A = strong) metal quality controlled by *SiC* additions in charge: *SiC* = 1 (no) and *SiC* = 2 (with 0.7%)
- (B = strong) nodulizer composition: RE = 1 (low RE) and RE = 2 (High RE)
- (C = weak) inoculant composition: IN = 1 (*FeSi*) and IN = 2 (with *Ce*)
- (D = strong) inoculant addition: Per = 1 (0.3%) and Per = 2 (0.6%)
- (E = strong) pouring temperature: T = 1 (low T) and T = 2 (High T)

and joint effects between: (AB = strong *SiC**RE), (AE = strong *SiC**T), and (CD = strong - IN*Per).

$$P = 23.68 - 4.85SiC - 11.31RE - 4.73IN - 6.55Per + 6.20T + 5.96SiC*RE - 3.18SiC*T + 3.13IN*Per \text{ (Eq. 1)}$$

The experimental porosity values were fitted to a model (Eq. 1) with R = 0.92 (Fig. 14).

The fitted mean of individual metallurgical variables indicated decreased porosity by adding *SiC* in the charge, using high-RE nodulizer, increasing the percent of inoculant and decreasing the pouring temperature, while the individual effect on inoculant composition was weak (Fig. 15). The role of inoculant composition (foundry grade *FeSi* vs *Ce*-bearing) depended on the other variables (Fig. 16): *FeSi* was more effective at large additions in the melt treated by nodulizer with high RE, while

low addition of *Ce*-bearing inoculant was enough to decrease porosity.

Counter plots for porosity, calculated from Eq. 1, are shown in Fig.17 for each two pairs of variables at the middle levels of the other variables and Fig 18 illustrates surface plots of porosity.

In general, less porosity was observed when *SiC* was used in the charge, the melt was treated with high-RE nodulizer with a larger amount of inoculant and poured at lower temperature. The analysis of joint effects showed that a high-RE nodulizer does not require *SiC* in the charge and *Ce*-bearing inoculant needed to be added in lesser amounts to obtain less porosity. Also, porosity is less sensitive to pouring temperature at high melt quality (*SiC* in charge) and larger inoculant addition. A combination of a high-RE nodulizer with *Ce*-bearing inoculant provided less

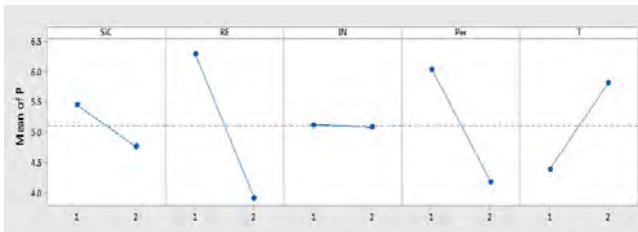


Figure 15. Fitted mean plots for porosity.

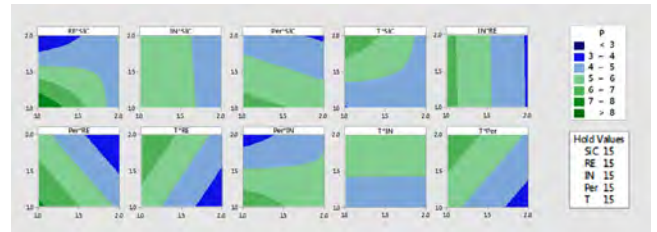


Figure 17. Counter plots of the effect of metallurgical variables on porosity (Y axis-first and X-axis-second variable listed on top of each graph).

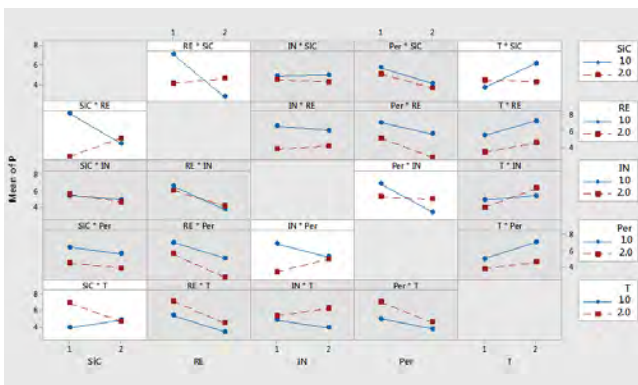


Figure 16. Mean interaction plot.

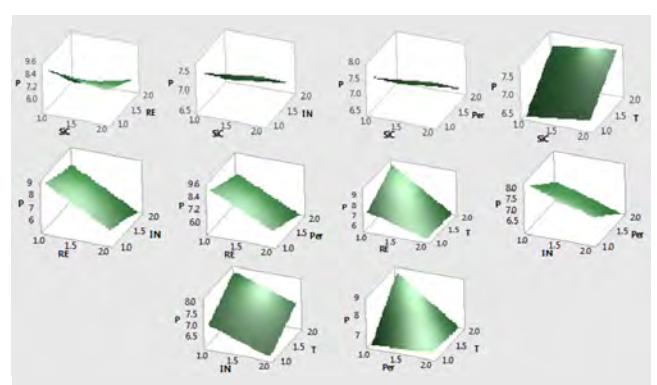


Figure 18. Surface plots illustrate the effect of metallurgical variables on porosity.

porosity; however, the *La*-effect in high-RE nodulizer was stronger when compared to *Ce*-effect in inoculant.

>>> DISCUSSION

The objective of this study was to conduct a comprehensive evaluation of metallurgical factors and how they affect microporosity formation in SGI castings. The design of experiment (DOE) test matrix included five variables at two levels: melt quality (with and without SiC in the charge), nodulizer composition (low vs. high REM), inoculant composition (foundry grade FeSi vs inoculant with active elements), inoculant addition (0.3% and 0.6%), and pouring temperature [low (1280–1300C/2336–2372F) vs. high (1380–1400C/2516–2552F)].

Microporosity in SGI casting is affected by solidification conditions and is dependent on a combination of metallurgical parameters as well as a cooling rate and casting/mold interaction. It is well known that the precipitation of the low-density graphite phase during the eutectic reaction decreases the total solidification shrinkage of ductile iron. Controlling the kinetics of graphite eutectic solidification is an effective way to eliminate shrinkage microporosity. Figure 19 supported published data that states nodule count is an important factor and increasing nodule count decreased microporosity in studied castings.

Microporosity in experimental castings was compared to the total volume of shrinkage measured in the cone (Fig. 6). The results

(Fig. 20) indicated that the total shrinkage and microporosity have a weak correlation because they are controlled by different factors and are based on different physical mechanisms.

The dedicated statistical analysis software was used for statistical analyses of individual and joint effects of studied metallurgical parameters on microporosity and microstructure. Equation 1 was used to find the optimization of SGI practice. This optimization showed the several options of combining studied metallurgical parameters that decrease the tendency to form microporosity (Table 5).

>>> CONCLUSIONS

In this study, a comprehensive evaluation of how metallurgical factors affect microporosity formation in SGI castings was done using the design of experiment (DOE). The test matrix included five variables at two levels: melt quality (with and without SiC in the charge), nodulizer composition (low vs. high REM), inoculant composition (foundry grade FeSi vs Ce-bearing inoculant), inoculant addition, and pouring temperature.

The experimental methods were tested for the quantitative evaluation of localized microporosity in SGI castings. Volumetric methods, including high resolution CT scanning and Archimedes density measurements were correlated, but they provided different porosity scales, which depended on an actual analyzed volume. Two-dimensional methods in polished sections showed larger variations in measured porosity.

Experimental heats with variations in metallurgical parameters were performed according to the DOE matrix. Software was used for statistical analysis of the individual and joint effects of studied metallurgical parameters on microporosity and microstructure. The optimal metallurgical parameters for the prevention microporosity were determined.

>>> ACKNOWLEDGEMENTS

The authors greatly appreciate the American Foundry Society for funding this research. We would like to thank the AFS Cast Iron and Steering Committee members: George Kokos (Caterpillar, Inc.) for helping with DOE design, Mike Riabov (Elkem Foundry Products) and Marc King (FerroGlobe) for materials donations, Leonard Winardi (Charlotte Pipe and Foundry Co.) and Lizeth Medina (Neehan Foundry Co.) for discussion and suggestions. Thanks to Dr. Mingzhi Xu (Missouri University of Science & Technology, MS&T) for help with Magma simulation.

We appreciate the help provided by Dr. Tara Selly and Prof. James Schiffbauer (University of Missouri, Columbia) for high resolution CT scanning. Specialthanks Dr. Laura Bartlett (MS&T) for supporting foundry research.

Table 5. Optimized Metallurgical Variables to Decrease Microporosity

Scenario	SiC in charge	Nodulizer	Inoculant		Pouring temperature, C (F)	Predicted porosity, %
			Type	Addition, %		
A	No	High RE	Foundry FeSi	0.5	1335 (2435F)	1.0
B	No	High RE	Ce-inoculant	0.3	1335 (2435F)	2.0
C	Yes	Low RE	Ce- Inoculant	0.45	1335 (2435F)	4.3
Base, not optimized	No	Low RE	Foundry FeSi	0.3	1380 (2516F)	6.0

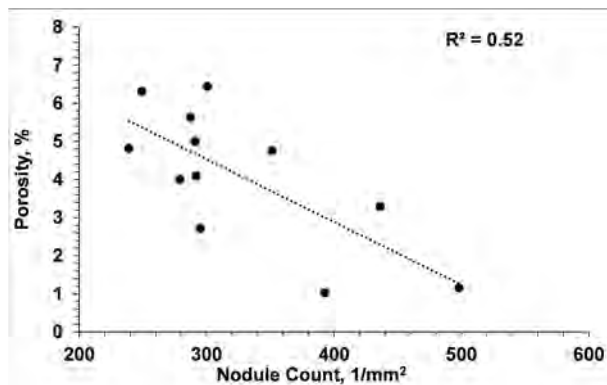


Figure 19. Effect of nodule count on measured porosity in pins extracted from experimental castings.

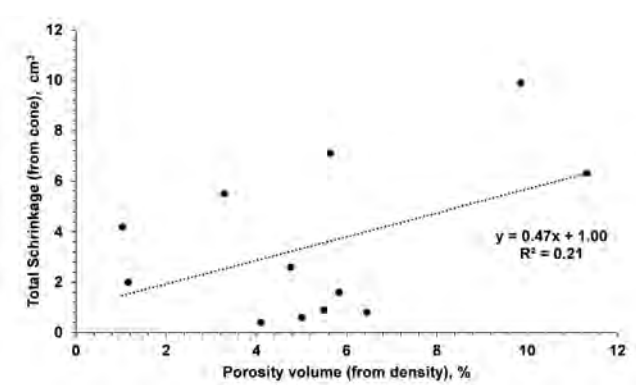


Figure 20. Weak correlation between microporosity in plate castings and total shrinkage measured in cones.

Les formations



L'A.T.F. contribue aux actions de formation professionnelle continue au sein de l'A3F en animant, une série de stages inter-entreprises, les Cycles d'Études et d'Informations Techniques (CYCLATEF).

TÉLÉCHARGEZ
les fiches des formations pilotées par l'ATF



Fidèle à son engagement, basé sur le partage des connaissances, des compétences, en assurant une convivialité chère à notre profession, l'A.T.F. agrmente ces stages de partages d'expériences, d'échanges entre participant et d'une visite d'usine illustrant de façon pratique les thèmes développés en formation.

TÉLÉCHARGEZ
le catalogue général des formations A3F

... NOVEMBRE ...

DU 19 AU 21

Métallurgie, élaboration et traitements thermiques des fontes GS

>>> réf. : FT F013 • S'inscrire <<<

Lieu : Guebwiller (68)

... DÉCEMBRE ...

DU 3 AU 5

Moulage haute pression à joint vertical

>>> réf. : TM F047 • S'inscrire <<<

Lieu : Redon (35)

CLIQUEZ SUR LA RÉFÉRENCE POUR ACCÉDER À LA FICHE DE LA FORMATION ET SUR « S'INSCRIRE » POUR ACCÉDER AU BULLETIN ET AUX CONDITIONS D'INSCRIPTION.

Métallurgie, élaboration et traitements thermiques des fontes GS

OBJECTIFS

- Acquérir les bases de la métallurgie des fontes
- Connaître les propriétés et les domaines d'application des fontes
- Définir et mettre en œuvre les méthodes adaptées d'élaboration des fontes
- Déterminer les conditions de traitement thermique pour atteindre le niveau d'exigences requis

PROGRAMME

LES NUANCES DE FONTE

- Normalisation
- Les différentes nuances de fontes
- Les fontes, GS, ferritiques, SiMo, Ni-Resist, ADI
- Caractéristiques des fontes
- Solidification des fontes (structures,...)
- Influence des paramètres métallurgiques

LES PRINCIPES DE LA METALLURGIE DES FONTES

- Diagramme Fer-Carbone
- Solidification des fontes (structures,...)
- Influence des paramètres métallurgiques

L'ÉLABORATION

- L'élaboration de la fonte de base

- Les différentes matières premières - Lit de fusion
- Les traitements de la fonte liquide
- Procédés d'inoculation et de nodulisation
- Les contrôles de la fonte traitée
- Règles de sécurité à la fusion
- LES TRAITEMENTS THERMIQUES**
- Intervalles de transformation des fontes
- Les différents types de traitements thermiques
- Les conditions pratiques de réalisation des traitements thermiques
- Les conséquences sur les caractéristiques mécaniques

Illustrations concrètes et pratiques en entreprise

PRÉREQUIS : Niveau bac ou équivalent. Notions de base en métallurgie ou avoir suivi le stage préliminaire TM F061

PERSONNES CONCERNÉES

Agents de maîtrise, conducteurs de fours en fonderie, techniciens et ingénieurs de fonderies et clients de la fonderie.

ORGANISATION

FILIÈRE	Fonte
RÉFÉRENCE	FT F013
DURÉE	3 jours
DATES	19 au 21 novembre 2019
LIEU	Guebwiller (68)
PRIX HT (tva 20 %)	1 630 €



ANIMATEURS : Pierre-Marie CABANNE (Rho Tinto), Jean-Paul CHOBOUT (CM2T), Mourad TOUMI (ELKEM)

POUR TOUS RENSEIGNEMENTS : Contactez l'ATF au +33(0)171 16 12 08 ou e-mail : atf@atf-asso.com ou A3F au +33(0)1 41 14 63 59 ou e-mail : contact@a3f-forge-fonderie.fr

Moulage haute pression à joint vertical

OBJECTIFS

- Savoir pourquoi choisir la technique de moulage en joint vertical.
- Valider l'intérêt et la limite relative de cette technologie compte tenu de l'ensemble des paramètres à prendre en compte pour déterminer la technique de moulage la mieux adaptée.
- Définir les paramètres d'obtention de moulages de bonne qualité en joint vertical.
- Apporter un savoir pratique sur les matériels annexes à la machine à mouler et leur utilisation.

PROGRAMME

- Rappels sur les différents modes de moulage
- Présentation du moulage haute pression à joint vertical et de ses spécificités :
 - principe de ce mode de moulage,
 - types de pièces concernées et leur tracé,
 - la conception des outillages,
 - la définition d'un système de remplissage, présentation d'une méthode et étude de cas,
 - la sablerie et la qualité requise du sable de moulage,

- la coulée des pièces,
- les fours de coulée : conception, utilisation, réfractaires,
- la prise en compte de la métallurgie : fonte et aluminium,
- les principaux modes de décochage : avantages - inconvénients,
- le décochage sélectif : pourquoi ?
- les principaux défauts de fonderie en relation avec ce mode de moulage.
- Présentation des principaux constructeurs de machines à mouler à joint vertical.

Illustrations concrètes et pratiques en entreprise

PRÉREQUIS : Niveau bac ou équivalent

PERSONNES CONCERNÉES

Utilisateurs et futurs utilisateurs de machines mouler à joint vertical. Ingénieurs et techniciens de fabrication, des méthodes.

ORGANISATION

FILIÈRE	Toutes filières
RÉFÉRENCE	TM F047
DURÉE	3 jours
DATES	3 au 5 décembre 2019
LIEU	Redon (35)
PRIX HT (tva 20 %)	1 630 €



ANIMATEURS : Florent BAERT (LFA), Hervé MASTIN (LORAMENDI), Christian TROCHU (ATF)

POUR TOUS RENSEIGNEMENTS : Contactez l'ATF au +33(0)171 16 12 08 ou e-mail : atf@atf-asso.com ou A3F au +33(0)1 41 14 63 59 ou e-mail : contact@a3f-forge-fonderie.fr



Visite de la Fonderie Kuhn CONTIFONTE

CYCLATEF 2019

Formation TM FO17

Sables à vert : préparation et mise en œuvre

Saverne, du 24 au 27 septembre

Tout comme les produits de la société Kuhn spécialiste des semoirs, faucheuses, machines de travail du sol et autres faneuses, les intervenants de notre stage sable à vert ont, pensons-nous, semé de bonnes bases de connaissances pour les stagiaires de cette session 2019.



<https://www.kuhn.fr/fr/groupe-kuhn-historique.html>

Pour revenir sur le thème de notre stage et la fonderie, la visite a parfaitement illustré l'un des mots clés, répété quelques dizaines de fois par les intervenants : "Le compromis." En effet articulé autour de trois chantiers de moulage d'un atelier de noyautage produisant des noyaux de toutes tailles, produisant 6500 tonnes dans différentes

nuances de fontes (95% en fonte GS), la sablerie doit délivrer un sable le plus homogène possible répondant aux besoins parfois différents de trois lignes de production.

Si tel est le cas ces derniers récolterons les fruits de cette formation dans les mois à venir. Ainsi va le cycle de la vie des formations et sa comparaison à celles des outils nécessaires aux récoltes agricoles semble à priori fort à propos !

Les stagiaires de cette année ont pu apprécier et confronter les différentes présentations théoriques de nos animateurs, aux pratiques industrielles mises en œuvre au sein de la fonderie Kuhn Contifonte de Saverne.

Nous avons été accueillis par Benoit Rippe, Franck Kootz, et Simon Mélard qui nous ont présenté leur entreprise et accompagné au cœur de la fonderie où nos stagiaires ont pu poser mille questions !

Kuhn en quelques chiffres c'est 190 ans d'existence, 1 milliard d'€uros de chiffre d'affaire, 5000 personnes dans le monde.

Créé en 1828 par deux frères, la société articulée autour d'une simple forge produit à l'origine des balances, des bascules et instruments de pesage, puis Joseph Kuhn l'un des deux frères spécialise l'entreprise pour la production de machines agricoles.

Il installe l'usine à Saverne en 1864 au bord de la toute nouvelle ligne de chemin de fer qui sera un élément stratégique de son développement commercial. Reprise en 1946 par le groupe BUCHER, elle est toujours dans le giron de ce groupe Suisse.

L'usine de Saverne qui nous a accueilli en ce mois de Septembre sort de ses chaînes de production près de 150 machines par jour.

Pour les férus d'histoire industrielle le site de la société propose un historique complet de l'ensemble de la société :

Les stagiaires ont pu également apprécier la somme des savoir faire qui caractérise la société Kuhn. Il y a quelques dizaines d'années fabriquant ses propres machines de noyautage, les fameuses DISCO, la société s'était lancée sur la commercialisation à l'international de cet équipement. Lors de la visite, nos guides d'un jour nous ont expliqué comment Kuhn a développé son propre système automatique pour le traitement et le suivi de la production de la fonte GS..."Made in Saverne" Autres points forts de cette fonderie, une orientation vers des procédés, respectant les règles environnementales, et de nombreuses machines automatiques destinées au parachèvement des pièces brutes.

Nous remercions de nouveau la direction de l'entreprise et les responsables de la fonderie qui nous ont accompagné pour cette visite jusqu'à la coulée continue une spécialité unique en France. CONTIFONTE lui doit son nom !



<http://www.contifonte.fr/internet/contifonte.nsf/site/fr>

Un beau et bon symbole pour notre association l'ATF qui depuis de très nombreuses années a continuellement développé ses stages de formations pratiques qui s'inscrivent eux, dans le cadre de la formation continue...

Patrice MOREAU - ATF //////////////

Bibracte

Un haut lieu de la métallurgie gauloise



Au sommet du mont Beuvray et au cœur du Morvan ce trouve Bibracte, joyaux du patrimoine européen.

C'est l'une des plus vastes agglomérations fortifiées de son époque (II^e et I^{er} siècle avant notre ère), un des « oppida » dont parle Jules César dans La guerre des Gaules (sans toutefois les décrire). Ce site est aussi remarquable par sa conservation, en effet la ville a été désertée entre 5 ans avant et 10 ans après le début de notre ère au profit de la ville d'Augustodunum (à 20 km dans la vallée) aujourd'hui appelé Autun. Ainsi les habitants ont emporté avec eux leurs outils et leur savoir-faire mais ont laissé les infrastructures et la ville à l'oubli. Ce n'est que 19 siècles plus tard que l'archéologue Jacques-Gabriel BULLIOT soutenu par Napoléon III redécouvre le site qui est devenu, au fil des années, le plus grand site archéologique d'Europe.

BIBRACTE, PREMIER BERCEAU INDUSTRIEL

Les Eduens, puissant peuple gaulois, ont établi ici cette ville qui allait devenir leur capitale pour plusieurs raisons dont l'une d'entre elles et non des moindres reste la proximité de nombreux gisements métallifères. Des veines de minerais de fer, d'étain, de cuivre, d'argent et même d'or y seront alors exploités en minière (à mi-chemin entre la mine et la carrière). En effet, le sol granitique et volcanique, totalement fissuré est instable. Il se prête très mal au boisage mais par contre permet de suivre le filon à ciel ouvert jusqu'à des profondeurs de plusieurs mètres.

Le minerai extrait, le plus souvent sous forme d'oxydes ou de sulfures, doit être transformé par grillage, réduction et par coupellation. Ces chaînes opératoires sont bien connues des métallurgistes gaulois, cet héritage leur vient de longs et anciens échanges avec le monde méditerranéen. Une grande partie des transformations minerai-métal, et la fabrication de charbon de bois nécessaire à ces processus, était le plus souvent réalisé à proximité des lieux d'extraction. Les produits bruts sont ensuite convoyés sous forme de loupes pour le fer ou de lingots pour les métaux fusibles à Bibracte.

C'est dans l'oppidum ou plutôt en périphérie

que ces métaux sont corroyés et affinés ; une bonne partie des exportations de Bibracte porte sur des produits semi-finis (type barre ou lopin) vers le bassin méditerranéen. Il y avait cependant sur place de nombreux artisans travaillant les métaux, on y trouvait :

- **des forgerons**, pour l'enrichissement et le perfectionnement de l'équipement militaire, mais aussi pour tout type d'outils du quotidien en partant de l'outil agricole jusqu'à la fabrication de système de clé/serrure toujours plus complexe et sécurisé.
- **des bronziers (ou fondeurs)** qui eux fabriquaient principalement de la petite pièce (moins de 1kg) allant du passant de bride pour joug de bœuf (simple ou décoré) aux fibules ouvragées et émaillées (ces dernières ont d'ailleurs tellement évolué avec les techniques et la mode de l'époque qu'elles figurent aujourd'hui parmi les marqueurs chronologiques croisés avec d'autres comme la typologie des céramiques et les études dendrochronologiques, ou le Carbone 14).
- **des monnayeurs** qui coulent ou frappent la monnaie. Les potins sont coulés dans un alliage de Cu, Sn, Pb à des taux variables, de facture variable à

force de surmoulage. D'autres monnaies sont frappées sur des flans de bronze de cuivre de billon d'argent ou plus rarement d'électrum (or et cuivre ou argent). On a aussi trouvé de nombreuses pièces d'argent possédant un noyau de cuivre (monnaie fourrées) qui pose la question de l'aspect fiduciaire de la monnaie.

C'est ainsi qu'en moins de 200 ans d'histoire, Bibracte est devenu un berceau industriel dans le quel s'est développé la standardisation et la production en série. Cette conclusion pourra encore être discutée ...

Si vous souhaitez en savoir plus sur ce site magnifique et plein d'autres surprises, je ne peux que vous conseiller d'aller sur place pour visiter, le Morvan est une région aussi riche d'histoire que de paysages magnifiques.

Fernand ECHAPPE • ATF //////////////

Tous mes remerciements à Monsieur Dominique LACOSTE pour son temps et ses informations ainsi qu'au Musée de Bibracte pour leur accueil.

Mont Beuvray
71990 Saint-Léger-sous-Beuvray
03 85 86 52 35 • info@bibracte.fr

MAIS COMMENT FAISAIENT-ILS ?

Le procédé de fonderie utilisée était la cire perdue [Fig.1]. Le modèle est réalisé en cire d'abeille*, soit par coulée dans un moule, soit par sculpture [Fig. 4 & 5 (A)]. On y attache le système de remplissage et on regroupe le tout en grappe. On va passer cette cire dans de la cendre lavée* pour permettre une primo-accroche et ainsi améliorer l'état de surface de la future pièce [Fig. 4 & 5 (B)].

La couche de contact (environ 5mm) est réalisée en argile [Fig. 4 & 5 (C)] mélangée avec du jus de bouse de vache fermenté permettant :

- à la couche de contact d'adhérer mieux à la cire*,
- lors de la cuisson du moule, qu'une partie des porosités laissée par la matière organique brulée compense la dilatation de l'argile et évite la fissuration du moule,
- aux porosités de servir d'évents lors de la coulée.



Fig. 3 - Fac similée du moule à grappe de fibule (20 cm)



Fig. 1 - Les différentes étapes du procédé de moulage à la cire perdue. (a) Les modèles en cire, (b) Les modèles enrobés par la couche de contact, (c) Les modèles assemblés et enrobés par une seconde couche d'argile constituant le moule, (d) Le moule « déciré » après cuisson, (e) Le creuset et le métal à fondre, (f) La grappe de pièces brutes, (g) Les pièces séparées du dispositif de coulée, (h) les pièces finies.

Fig. 2 - Le modèle de fibule en cire et la pièce brute en laiton (10 cm)

Une seconde couche plus grossière, constituée d'argile et de crottin de cheval est appliquée sur la couche de contact. Le moule terminé est posé dans le foyer (autour de 800°C) pour faire fondre et vaporiser les résidus de cire tout en assurant sa cuisson [Fig. 4 & 5 repère (E)].

Juste à côté, un second foyer [Fig. 4 & 5 (F)] utilisant également du charbon de bois [Fig 4 & 5 (D)] comme combustible, ventilé par un soufflet, permet de fondre le bronze ou le laiton dans un creuset en terre.

Fig. 4 - Maquette représentant un atelier de bronzier situé au pied du Rempart de la ville antique de Bibracte, (Porte du Rebout), réalisée d'après les données de terrain (fouilles de 1988 à 1991). Des fibules (épingles) étaient produites dans cet atelier. Au premier plan, les activités liées à la fabrication de moule à la cire perdue et au travail de finition. Au second plan, la zone de sol charbonneux était réservée aux activités liées à la fusion et coulée. Les deux principaux espaces de travail sont séparés par une cloison.

Une fois le moule coulé et décoché, les pièces sont polies et finies sur place [Fig. 4 & 5 (G)].

*ces procédés n'ont pas été validés par des découvertes archéologiques mais ont été éprouvés par des essais en conditions similaires.

Si vous souhaitez en apprendre plus sur le site de Bibracte et sur l'époque des gaulois, le site archéologique et le musée qui s'y rattache :

- <http://www.bibracte.fr/fr>

Fig. 5 - Maquette représentant un atelier de bronzier (vue de dessus)





DIFFRACTION & SPECTROMÉTRIE

Stress X



Mesure de stress /
contrainte par diffraction
de Rayon X

AreX L



Analyseur d'Austénite
résiduelle

Metal Lab Plus S7



Spectromètre à émission
optique
pour l'analyse des alliages
métalliques

Atlantis S9



Spectromètre à émission
optique
pour l'analyse des alliages
métalliques

UNE GAMME COMPLETE A VOTRE DISPOSITION DEPUIS 1993 EN FRANCE !

VENTE - INSTALLATION - FORMATION - MAINTENANCE - ETALONS - ACCESSOIRES

Site Web : www.gnrfrance.com / Tél : +33 (0)381 590 909 / Mail : doc@gnrfrance.com

ADIAL



Alliages d'Aluminium Primaires

(sur demande, alliages bas Fe - bas Si)

Alliages mères d'Aluminium

*(Base Aluminium 99,7% : Magnésium,
Strontium, Strontium-Calcium, Silicium...)*

**Transformation d'alliages spéciaux
avec remise au titre**

Pour toute demande spécifique, nous consulter.



ADIAL ■ Route de Moulismes ■ 86430 ADRIERS ■ Tél: 33 (0)5 49 48 01 00 ■ Fax: 33 (0)5 49 48 13 10
E-mail : adial@adial-alu.com ■ site : www.adial.fr



La société Focast Saint-Dizier est une des 4 fonderies du groupe OGEPAR. Avec 150 salariés et un chiffre d'affaires de 32 M€ en 2018, Focast Saint-dizier est un acteur incontournable dans la production de pièces de fonte dans l'industrie agricole et poids lourds. Le cœur de métier porte sur des pièces en différentes nuances de fonte de 50 à 360 kg fortement noyautées.

Technicien BE - Méthodes H/F

DESSCRIPTIF DU POSTE

Sous la responsabilité du Responsable Bureau d'études, vous aurez la charge de :

- Réaliser des études de faisabilité et chiffrages à partir des définitions de pièces fournies par les différents clients
- Prendre en charges les demandes d'évolutions de produits (comparaison de plans et 3D, échanges avec les modelleurs, suivi des délais de modification, échange avec la production pour définir la durée d'immobilisation des outillages, ...)
- Etre vecteur de l'amélioration continue
- Entretenir un contact étroit avec les clients de façon à s'assurer de la meilleure prise en compte possible de leurs attentes
- Participer aux essais
- Apporter un appui technique aux services qualité, méthodes et production

PROFIL RECHERCHÉ

De formation supérieure en fonderie, une expérience en environnement industriel sera particulièrement appréciée.

Attentif et rigoureux, vous êtes réactif et autonome. Vous démontrez de réelles capacités d'analyse et une forte orientation résultat. Vous êtes à l'aise avec les outils informatiques Excel, SolidWorks et Magma (ou NovaFlow & Solid)

Vous avez des connaissances en conception d'outillages de fonderie.

Vous avez de réelles capacités de communication, de travail en équipe et faite preuve d'ouverture d'esprit.

Vous savez vous adapter aux moyens et ressources à votre disposition ainsi qu'aux objectifs et délais fixés.

LANGUES SOUHAITÉES :

Anglais Bon Souhaité, l'Allemand serait un plus.

Technicien Qualité H/F

DESSCRIPTIF DU POSTE

Sous la responsabilité du Responsable Qualité, vous aurez la charge de :

- Contrôler les pièces en atelier avant expédition chez les clients,
- Analyser, exploiter les indicateurs qualité et en rendre compte à votre responsable,
- Participer aux réunions d'amélioration qualité avec les services de production,
- Traiter les non-conformités, rédiger les mesures correctives et intervenir en fabrication si nécessaire,
- Faire respecter les règles qualité en fonction des référentiels Qualité.

Une expérience en **fonderie est indispensable.**

PROFIL RECHERCHÉ

Capacité à transmettre clairement des informations, à échanger, à écouter activement, à réceptionner des informations et messages et à faire preuve d'ouverture d'esprit.

Capacité à planifier, à prioriser et à anticiper des actions en tenant compte des moyens, des ressources, des objectifs et du calendrier pour les réaliser.

Capacité à réaliser des tâches en suivant avec exactitude les règles, les procédures et les instructions qui ont été fournies, sans réaliser d'erreur, et à transmettre des informations avec exactitude.

COMPÉTENCES SOUHAITÉES

Apporter un appui technique aux services qualité, maintenance, méthodes.

Concevoir des outils de suivi de la qualité.

Contrôler la conformité d'application de procédures qualité.

Contrôler la conformité d'une production.

Déterminer des actions correctives.

Identifier des non-conformités.

LANGUES SOUHAITÉES : Anglais Bon Souhaité

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



Adjoint Responsable fonderie H/F

POSITION HIERARCHIQUE

Il ou elle reporte au Responsable Fonderies

PRINCIPALES RESPONSABILITES

- Est responsable de l'élaboration des alliages et des réceptions matières premières,
- Collabore avec les autres services (maintenance, qualité, ordonnancement...),
- Etabli, suit et ajuste les charges de fonderie,
- Gère les pièces de rechange,
- Veille au respect des instructions, au bon fonctionnement des équipements de production et de contrôle,
- Supervise les autocontrôles & Intervient en cas de non-conformités,
- Participe à la formation des opérateurs,
- Manage les équipes fondeurs, préparateurs des charges & les caristes,
- Contribue à l'amélioration de la qualité des alliages.

COMPETENCES & EXPERIENCES

Connaissances de la métallurgie

Expérience de la fonderie, celle des alliages cuivreux serait un plus

Capacités d'analyse et de résolution de problème

Maîtrise de Microsoft Office

Connaissances 5S - Lean/maintenance autonome seraient un plus

Dynamique, organisé, autonome, rigoureux et communicant

Management d'équipes

FORMATION

Etudes techniques. Niveau BAC + 2 avec un BTS fonderie.

INFORMATIONS COMPLEMENTAIRES

Contrat : CDI, durée hebdomadaire du contrat : temps plein

Possibilité travail en équipe. Poste à pourvoir dès que possible

Salaire : à négocier suivant expérience. Lieu : Boëssé-le-Sec (72400).

CONTACT : MME ANNIE CAILLEAU - ACAILLEAU@M-LEGO.COM



Rejoignez-nous !

**Parce que l'union fait la force
et qu'il y a plus d'idées dans plusieurs têtes que dans une.**

COMPÉTENCES - CONNAISSANCE - CONVIVIALITÉ

Forte de son expérience et de ses membres actifs, en 2019 l'ATF vous propose :

- »»»»» **une toute nouvelle revue numérique** dont vous lisez un exemplaire ;
- »»»»» **un site Internet** www.atf.asso.fr qui vous permet de suivre en ligne notre calendrier d'événements, nos activités, la vie de l'Association, relayé sur les réseaux sociaux Twitter@ATFonderie et Facebook ;
- »»»»» **le catalogue 2019 des formations** Cyclatef inter entreprises sous l'égide d'A3F ;
- »»»»» **des tarifs privilégiés** pour des activités variées : Fondé-riales, journées d'étude et visites de sites de production à travers toute la France, sorties Saint-Eloi en régions 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 dans notre revue, sur le site Internet et les réseaux sociaux.

Paiement en ligne de votre cotisation via la plateforme **PayPal** ou par chèque à envoyer à cette adresse : Association Technique de Fonderie • 44 avenue de la Division Leclerc • 92318 Sèvres Cedex. **Nous vous rappelons que 66 % de votre cotisation est déductible de l'impôt** (pour les personnes physiques)

Cotisations 2019 PERSONNES PHYSIQUES

- Membre actif zone UE : 84 €
- Membre tarif réduit (enseignants, retraités) zone UE : 74 €
- Tarif « Jeunes » (étudiants, jeunes de moins de 30 ans) : 36 €
- Membre actif hors zone UE : 109 €

**Pour devenir membre
CLIQUEZ ICI**

Cotisations 2019 PERSONNES MORALES

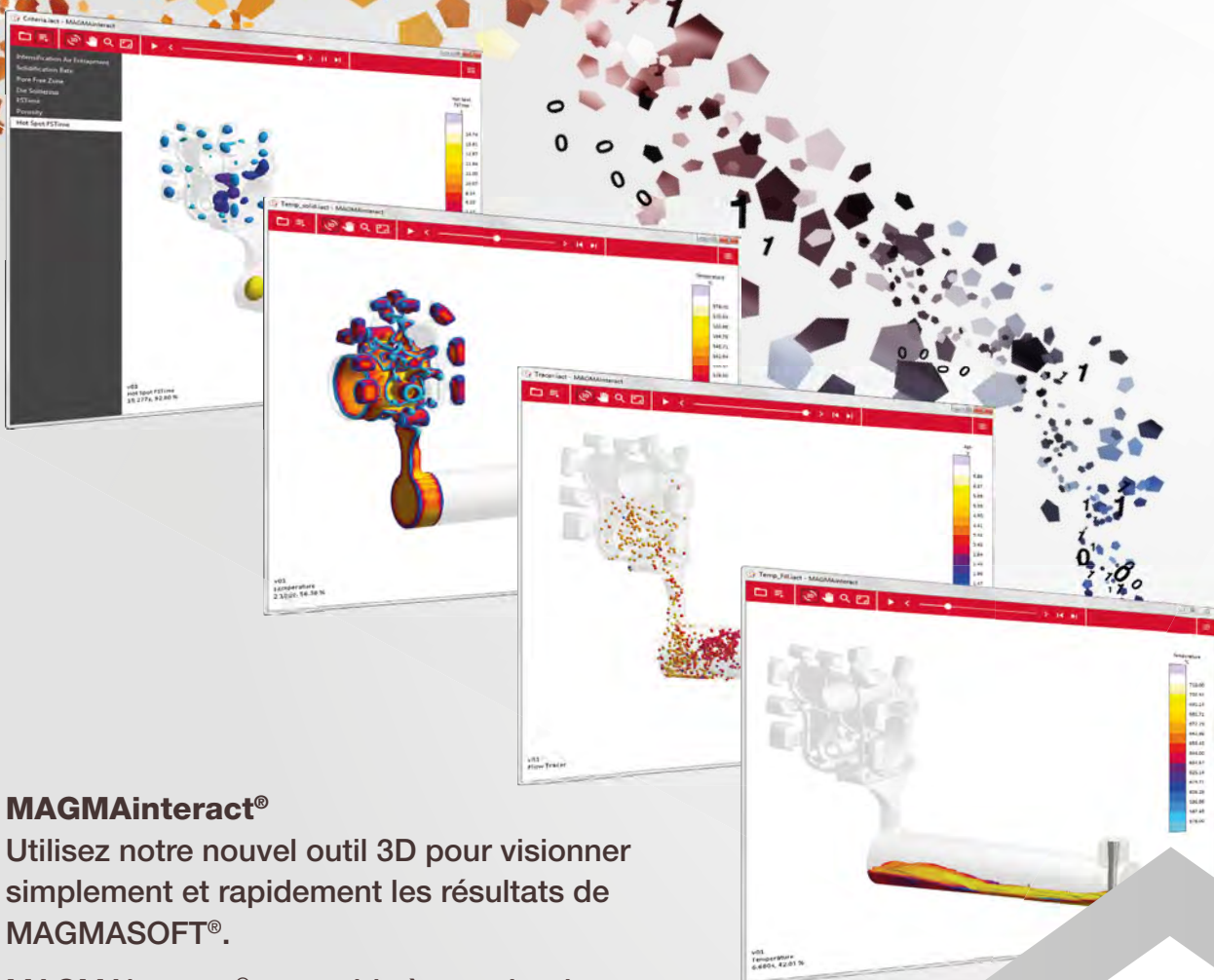
- Membre donateur UE : 604 €
- Membre bienfaiteur UE : 704 €
- Membre bienfaiteur hors UE : 709 €

**Pour devenir membre
CLIQUEZ ICI**

Adial	P 38	Huttenes Albertus	2 ^e de couverture
Affival	P 26	Imerys	P 04
Aluminium Martigny	4 ^e de couverture	Magma	3 ^e de couverture
ASK Chemicals	P 12	Midest	P 09
Eirich	P 25	PS Foundry Tech	P 26
FAT	P 08	Scoval	P 08
Foseco	P 17	SiiF	P 07
GNR Industrie	P 38		

VOYEZ ET AGISSEZ, INTERACTEZ!

5



MAGMAinteract®

Utilisez notre nouvel outil 3D pour visionner simplement et rapidement les résultats de MAGMASOFT®.

MAGMAinteract® vous aide à prendre des décisions fondées et communes, aussi bien au sein de votre entreprise qu'avec vos fournisseurs et vos clients.

Téléchargez-le gratuitement:
www.magmaflow.de/interact

5

MAGMASOFT®
autonomous engineering