

**Редакционно-
издательский
совет**

БЕХ Н. И.

Председатель Редакционно-
издательского совета

ЯСКЕВИЧ И. А.

Заместитель председателя,
Главный редактор журнала

АБРАМОВ В. И.

АЛЕКСАНДРОВ Н. Н.

АФОНАСКИН А. В.

БИБИКОВ А. М.

ГАВРИЛИН И. В.

ЕВСТИГНЕЕВ А. И.

КУКУЙ Д. М.

КУРАКОВ Ю. Г.

МЕЛЬНИКОВ А. П.

НАЙДЕК В. Л.

НЕМЕНЕНОК Б. М.

ОВЧАРЕНКО В. И.

ПИРАЙНЕН В. Ю.

ПОДДУБНЫЙ А.Н.

СОФРОНИ Л.

ТКАЧЕНКО С. С.

ШИНСКИЙ О.И.

СО Д Е Р Ж А Н И Е • C O N T E N T S

Литейные сплавы. Отливки

2 **Косячков В.А.** Причина хрупкости высококремнистого ферритного чугуна с шаровидным графитом

Kosychkov V.A. Nature of the Fragile of High-silicon Ferrite Nodular Cast-Iron

5 **Кульбовский И.К., Тупатилов Е.А., Михайлов В.Н.** О влиянии температуры заливки и химсостава стали 20ГЛ на образование горячих трещин в железнодорожных отливках

Kulbovsky I.K. , Tupatilov Y.A., Mikhailov V.N. Effect of Pouring Temperature and Chemical Composition of 20GL Grade Steel on Hot Tearing in Railway Transport Castings

10 **Иодковский С.А., Куликов А.П., Щепкин И.А., Никольский А.А.** Влияние технологии выплавки стали на качество фасонных отливок

Iodkovsky S.A., Kulikov A.P., Shchepkin I.A., Nikolsky A.A. Effect of Steel Melting Technology on the Quality of Shaped Castings

Литье в песчаные формы

15 **Ромашкин В.Н., Нуралиев Ф.А., Степашкин Ю.А.** О некоторых особенностях разрушения самотвердеющих формовочных смесей

V.N. Romashkin, F.A. Nuraliyev, Y.A. Stepashkin
Some Peculiarities of Disintegration of Self-Hardening Molding Sands

19 **Литейные решения от Сибелко**
Foundry solutions from Sibelco Russia

Специальные способы литья

21 **Скрипник С.В.** Методы управления формированием кристаллического макростроения центробежных электрошлаковых отливок

Skripnik S.V. Methods of Controlling the Formation of Crystalline Macrostructure of Centrifugal Electroslag Castings

28 **Малданер Г., Заварзин С.Н.** Литейное производство не обязательно должно быть вредным

Foundry Industry Doesn't Have to be Hazardous

31 **Пористые отливки? Решение есть!**
Porous Castings? There is a solution!

Информация. Хроника

34 **Шульте Юрий Августович** (К 100-летию со дня рождения)

Степанов Владислав Сергеевич (К 80-летию со дня рождения)

Гини Энрико Чельсович (К 80-летию со дня рождения)

УДК 621.746.22:
669.13

В.А. Косячков
(НТУ Украины «Киевский
политехнический институт»)
V.A. Kosychkov

Аннотация

The Summary

Причина хрупкости высококремнистого ферритного чугуна с шаровидным графитом

Nature of the Fragile of High- silicon Ferrite Nodular Cast-Iron

Установлена природа известного явления существенного снижения ударной вязкости ферритного чугуна с шаровидным графитом с содержанием кремния > 2,3%. Спектральным анализом методом отраженных электронов в двухфазной графито-ферритной структуре высококремнистого чугуна с шаровидным графитом обнаружена неизвестная ранее третья силицидная фаза типа Fe_3Si в форме острых иголок длиной 0,1...0,5 мм. Такая фаза во время ударных нагрузок является концентратором пиковых напряжений для зарождения и последующего распространения по хрупкому механизму разрушающей трещины.

Ключевые слова

Чугун с шаровидным графитом, феррит, содержание кремния, ударная вязкость, механизм хрупкости

Set nature of the known phenomenon of substantial decline of impact strength of ferrite nodular iron with silicon content more than 2,3%. By the spectral analysis by the method of the reflected electrons in the two-phase grafyt-ferryte structure of high-silicon nodular cast-iron had found out the unknown before third silicone phase of the type Fe_3Si in the form of sharp needles wise 0,1...0,5 mm length. This phase during the shock loadings is the concentrator of peak tensions for the crack birth and barter distribution of destroying crack on the fragile mechanism.

Keywords

Nodular iron, ferrite, silicon content, impact strength, mechanism of fragile

Элементы трансмиссии, сцепления, амортизации, торможения и другие ответственные детали автомобилей в процессе эксплуатации в условиях некачественного дорожного покрытия и минусовых температур подвергаются существенным знакопеременным ударным нагрузкам. Надежным материалом для подобных изделий считается сталь ферритного класса, ударная вязкость которой находится в обратной зависимости от содержания углерода и фосфора.

Во второй половине прошлого столетия в литых деталях автомобилей углеродистую сталь практически вытеснил не менее надежный, но более дешевый и технологичный ферритный высокопрочный чугун с шаровидным графитом (ЧШГ). По показателям ударной вязкости такой чугун, содержащий < 2% Si, близок к низкоуглеродистой стали. Однако с увеличением содержания Si с 2,0 до 3,5% ударная вязкость ЧШГ уменьшается с 10...14 до 1,5...2 кгм/см² (рис. 1), то есть в 5–7 раз [1, 2]. Известно

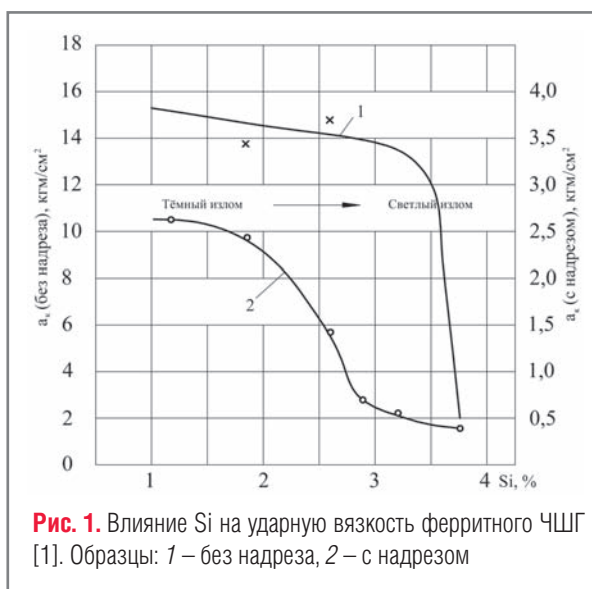


Рис. 1. Влияние Si на ударную вязкость ферритного ЧШГ [1]. Образцы: 1 – без надреза, 2 – с надрезом

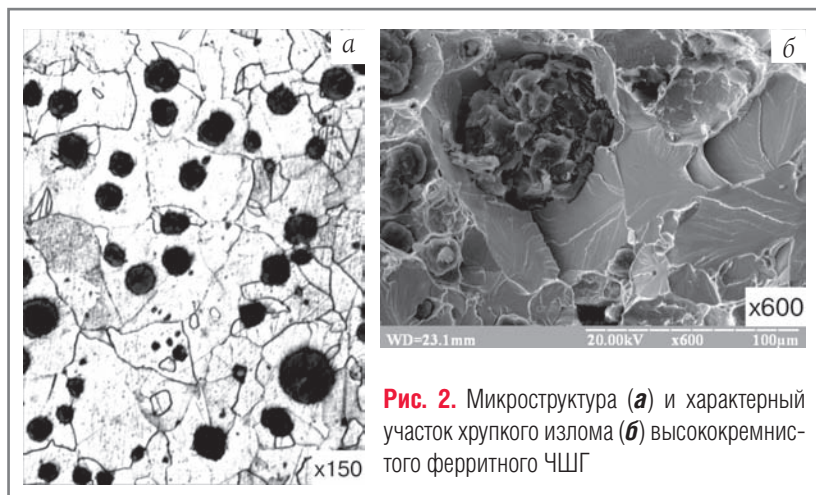


Рис. 2. Микроструктура (а) и характерный участок хрупкого излома (б) высококремнистого ферритного ЧШГ

также, что с повышением содержания Si с 1,0 до 3,0% температура перехода вязкого механизма распространения трещины в хрупкий в таком сплаве повышается с 0 до 50°C [3]. Научное объяснение подобного резкого снижения показателей качества чугуна в технической литературе отсутствует. Исходя из практического опыта, в литых деталях автомобилей отечественного производства, рассчитанных, в том числе, на эксплуатацию в условиях бездорожья при минусовых температурах, максимально допустимое содержание Si в ЧШГ ограничено 2,3% [4]. В последние годы парк таких автомобилей активно пополняют автомобили импортного производства, не рассчитанные на подобные условия эксплуатации. Одна из причин аварий импортных автомобилей «тропического» исполнения — высокое (3,0...3,5%) содержание Si в чугунных литых деталях ответственного назначения.

В литейных цехах обычно применяют один из двух технологических вариантов производства ферритного ЧШГ. По варианту I жидкий металл модифицируют металлическим Mg или Ni–Mg-сплавом, а ледебуритную эвтектику и перлитную матрицу в структуре преобразуют в шаровидный графит и феррит последующей термообработкой (ТО) отливок. По варианту II, значительно более дешевому, жидкий металл моди-

фицируют FeSi–Mg-сплавом, иногда с дополнительным модифицированием FeSi. В результате нужная графитоферритная структура чугуна достигается в литом состоянии без ТО, однако возникает риск превышения максимально допустимого содержания Si в сплаве.

Анализ химсостава и микроструктуры чугуна аварийно разрушенного литого *кронштейна амортизатора* одного из импортных грузовых автомобилей опосредствованно свидетельствует именно о варианте II его производства. Двухфазная графитоферритная структура (рис. 2, а) должна была бы обеспечить высокую ударную вязкость и вязкий механизм распространения разрушающей трещины в ЧШГ. Однако, при фактически завышенном до 3,2% содержании Si квазивязкий механизм разрушения детали изменился на хрупкий с характерной для такого механизма участками скалывания (рис. 2, б).

Природу охрупчивания вязких сплавов по причине их «перелегирования» металловеды объясняют чрезмерным искривлением атомно-кристаллической решетки Fe кремнием и появлением дополнительных дислокаций, что приводит к повышению прочности и твердости, с одновременным снижением пластичности и ударной вязкости феррита. Подобное объяснение, возможно, справедливо для монотонного изменения

механических свойств легированных сплавов, но недостаточно убедительно для случая их катастрофического снижения (см. рис. 1). Природная хрупкость отдельных литейных сплавов гораздо достовернее объясняется наличием в их металлической матрице твердой хрупкой фазы типа химического соединения или неметаллического включения неблагоприятной остроугольной формы.

Таковыми фазами являются включения: пластинчатого графита в сером чугуне, карбида железа в белом чугуне, игольчатого кремния в силумине. Заостренные концевки подобных фаз — концентраторы пиковых напряжений во время ударных нагрузок и потенциальное место зарождения и последующего распространения разрушающей трещины.

В двухфазной графитоферритной структуре высококремнистого ЧШГ включения какой-либо дополнительной хрупкой остроугольной фазы традиционным металлографическим анализом обнаружить невозможно (см. рис. 2, а). Более совершенным энергодисперсионным спектральным анализом методом отраженных электронов в структуре ферритного ЧШГ с 3,2% Si отливки *кронштейна амортизатора* импортного грузового автомобиля выявлена и зафиксирована неизвестная ранее третья фаза в виде острых игл длиной 0,1...0,5 мм, каждая из которых пронизывает сразу несколько ферритных зерен (рис. 3).

Волновым энергодисперсионным анализом с количественным расчетом методом ZAF-коррекции установлено, что такая фаза имеет зонально-ликвационное содержание Si — 8...12%. Согласно диаграмме состояния Fe–Si, подобная фаза по составу и свойствами соответствует интерметаллическому силициду железа Fe₃Si. Такая твердая хрупкая фаза в форме хаотически ориентированных в металлической матрице тонких заостренных иголок во время ударных нагрузок — концентратор пи-

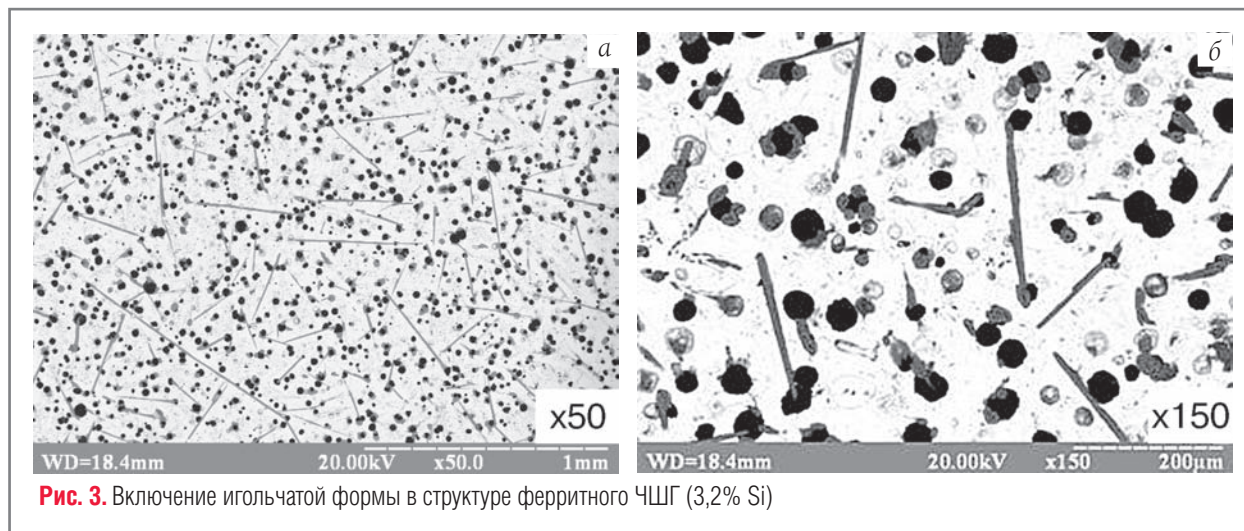


Рис. 3. Включение игольчатой формы в структуре ферритного ЧШГ (3,2% Si)

ковых напряжений для зарождения разрушающей трещины. В процессе форсированного экстремального режима эксплуатации, особенно при минусовых температурах, силицидная фаза – наиболее достоверный потенциальный маршрут последующего распространения зарождающейся аварийной трещины. При этом квазивязкий механизм разрушения заменяется хрупким (см. **рис. 2, б**).

Установлено, что разрушение детали *кронштейн амортизатора* было не аварийно разовое, а замедленное, с небольшой зоной доламывания, что свидетельствует о значительном запасе прочности чугуна. Дефекты структуры материала в виде острых иголок – концентраторов напряжений при существенных знакопеременных нагрузках, повышают вероятность развития микротрещин на участках скалывания. Сканирующим анализом выявлены вторичные трещины,

расположенные перпендикулярно основной трещине, а также межзеренный характер их распространения. Наличие вторичных трещин с продуктами коррозии на их поверхности свидетельствует о дополнительном коррозионном, под напряжением, характере разрушения. Попадание влаги и других агрессивных продуктов в трещины приводит к развитию коррозионных явлений и, как следствие, к окончательному разрушению детали.

Исследованием установлена природа известного [1...3] явления охрупчивания высококремнистого ферритного ЧШГ. Одна из причин хрупкого разрушения – искривление атомно-кристаллического строения за счет избыточного легирования феррита кремнием и появления дополнительных дислокаций в сплаве, что приводит к повышению прочности и твердости с одновременным снижением пластичности и ударной вязкости чугуна. Однако главная причина

подобного охрупчивания – появление в двухфазной ферритографитной структуре чугуна дополнительной высококремнистой (8...12% Si) фазы типа Fe_3Si в виде тонких заостренных иголок, которые, являясь концентраторами пиковых напряжений при экстремальных ударных нагрузках, способствуют зарождению трещины, развитию хрупкого механизма разрушения сплава и формируют потенциальный маршрут последующего аварийного распространения трещины на все сечение литой детали.

Отечественным грузоперевозчикам рекомендуется пополнять свой парк автомобилями «северного» исполнения с содержанием Si в ЧШГ ответственных деталей ≤ 2,3% или заменять детали импортных автомобилей «тропического» исполнения качественными деталями отечественного производства.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ващенко К.И. Софрони Л.** Магниевого чугуна. – К.-М.: Машгиз, 1957.
2. **Веселянский Ю.С., Доманин Н.У., Горушкина Л.П., Ульянов В.А.** Влияние содержания кремния на вязкие свойства магниевого чугуна // *Литейное производство*. – 1971. – №12. – С. 26–27.
3. **Stefan И. Karsay.** Ductile iron. Quebec Iron and Titanium Corporation. 1976.
4. **Технологическая инструкция** Минавтопрома СССР для производства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. И 37.101.1335-90.

Сведения об авторе

Косячков Вячеслав Александрович – канд. техн. наук, доцент кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов» НТУ «Киевский политехнический институт».
E-mail: yamshinskiy@mail.ru

УДК 621.746.019

И.К. Кульбовский,
Е.А. Тупатилов, В.Н. Михайлов
I.K. Kulbovsky, Y.A. Tupatilov,
V.N. Mikhailov

Аннотация

The Summary

Введение

Поражение отливок горячими трещинами может происходить по различным причинам, сразу выявить которые не всегда удается. С такой проблемой столкнулись на предприятии ООО «ПК Бежицкий сталелитейный завод (БСЗ)», серийно выпускающем стальные отливки для железнодорожного транспорта. В наибольшей степени поражаются горячими трещинами такие ответственные отливки, как *балка надрессорная* и *рама боковая*, имеющие сложное коробчатое строение, поэтому провели исследовательские работы для выявления причин поражения этих отливок горячими трещинами, по которым бракуется значительное их количество.

Трещина в деталях машин появляется в условиях, когда действующее напряжение вызывает деформацию выше критической. Горячие трещины в стальных литых деталях образуются под воздействием доперлитной

О влиянии температуры заливки и химсостава стали 20ГЛ на образование горячих трещин в железнодорожных отливках

Effect of Pouring Temperature and Chemical Composition of 20GL Grade Steel on Hot Tearing in Railway Transport Castings

В результате исследования влияния температуры заливки и химсостава стали 20ГЛ на образование горячих трещин в отливках *балка надрессорная* и *рама боковая*, выпускаемых на Бежицком сталелитейном заводе для железнодорожного транспорта, определены факторы, оказывающие наибольшее влияние на этот брак. Разработаны рекомендации для уменьшения брака отливок по горячим трещинам.

Ключевые слова

Горячие трещины, механические свойства, модуль упругости, температура кристаллизации, диаграмма состояния

As a result of investigations into the effect of pouring temperature and chemical composition of 20GL grade steel on the hot tearing in over-spring beam and side frame castings produced at the Bezhetsk Steel Foundry for railway vehicles, factors have been determined that have the strongest effect on such kind of defects. Recommendations on reducing hot-tearing related casting rejects have been worked out.

Key words

Hot tears, mechanical properties, modulus of elasticity, crystallization temperature, state diagram.

усадки при таких высоких температурах, когда упругих деформаций металла практически не существует. Кроме того, горячие трещины могут образоваться в твердой части отливки во время ее затвердевания, когда сосуществуют твердая и жидкая фазы и существенно тормозится формой усадка металла.

Влияние температуры на механические свойства сплавов представлено на **рис. 1**. Видно, что модуль упругости E и предел прочности σ_b непрерывно снижаются при повышении температуры металла. Особенно быстро они падают вблизи температуры солидуса T_s . Пластичность стали δ при повышении температуры от нормальной первоначально возрастает в районе превращения в ней П→А, затем стабилизируется вблизи T_s и, когда межзеренные прослойки начинают оплавляться, ее пластичность быстро уменьшается. Между T_s и температурой выливаемости T_v , лежащей на границе питания, возникает интервал хрупкости. При приближении к T_v пластич-

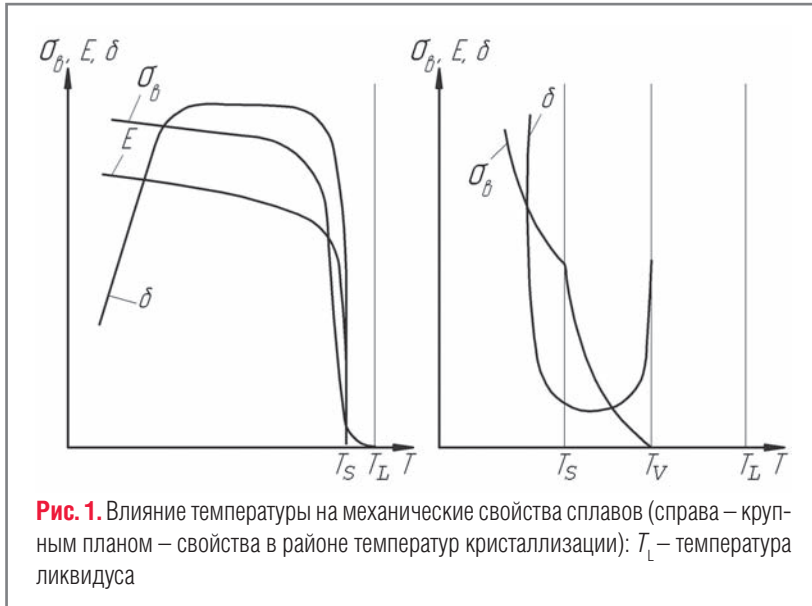


Рис. 1. Влияние температуры на механические свойства сплавов (справа – крупным планом – свойства в районе температур кристаллизации): T_L – температура ликвидуса

ность вновь возрастает. В интервале хрупкости относительное удлинение падает от десятков процентов до десятых долей процента.

Интервал хрупкости соответствует температурам образования горячих трещин. В этом интервале при низком уровне пластичности сплав практически не может за счет пластической деформации снижать напряжения, вызванные усадкой. Вблизи температуры солидуса модуль упругости падает до 10...15% его значения при нормальной температуре. Предел прочности при T_s сильно снижается, а при T_v падает до

нуля. На **рис. 2** – изменение механических свойств в системе Fe–C при температурах, близких к солидусу.

В общем виде, зависимость склонности к горячим трещинам от положения сплава на диаграмме состояния показана на **рис. 3**. Ее максимум лежит против точки предельной растворимости добавки в основе сплава. Однако, видимо, в наибольшей мере ответственна за образование горячих трещин ее часть, лежащая между границами выливаемости и питания, соответствующая зоне локальных перемещений области затвердевания. В облас-

ти эвтектических сплавов, начиная от точки пересечения линии температур на границе выливаемости и эвтектической платформы, склонность к горячим трещинам резко понижается.

В отливке с одинаковой толщиной стенок, при прочих равных условиях, слабым сечением окажется место подвода питателя или установки прибыли, то есть сечение, которое охлаждается медленнее других (**рис. 2**). Очевидно, что горячие трещины из-за торможения усадки могут образовываться тем легче, чем больше доперлитная усадка Fe–C-сплавов в первом своем периоде и чем больше сопротивление формы усадке отливки. Таким образом, образование горячих трещин в условиях торможения усадки может быть по вине, как металла, так и формы.

Для стали в температурном интервале от солидуса до ~ 1250°C наблюдаются наиболее интенсивное развитие доперлитной усадки и минимальные значения предела ее прочности и пластичности, то есть существуют условия, которые могут вызывать образование горячих трещин. Поэтому критическим интервалом температур образования горячих трещин из-за торможения усадки в отливках из углеродистой стали следует считать ~ 1450...1250°C.

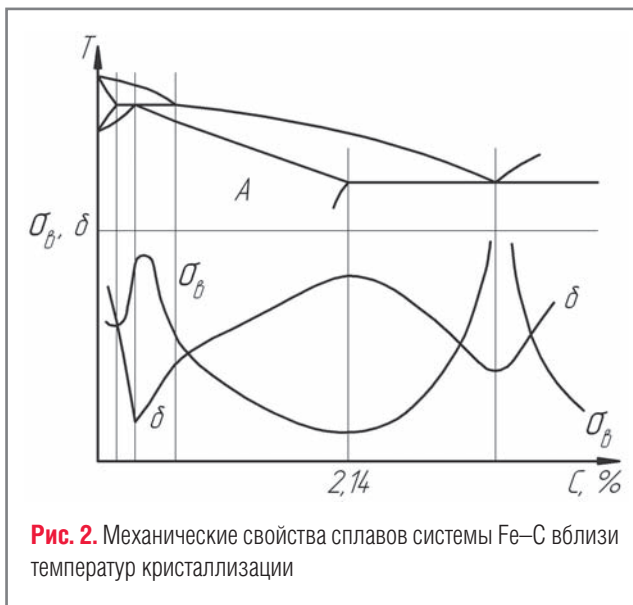


Рис. 2. Механические свойства сплавов системы Fe–C вблизи температур кристаллизации

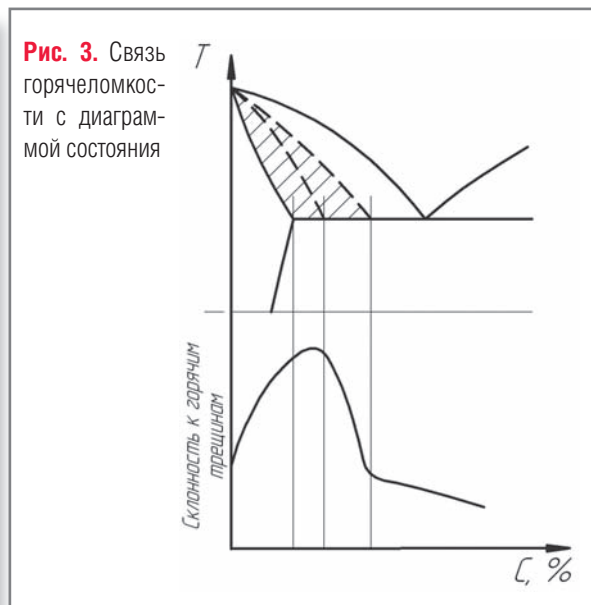


Рис. 3. Связь горячеломкости с диаграммой состояния

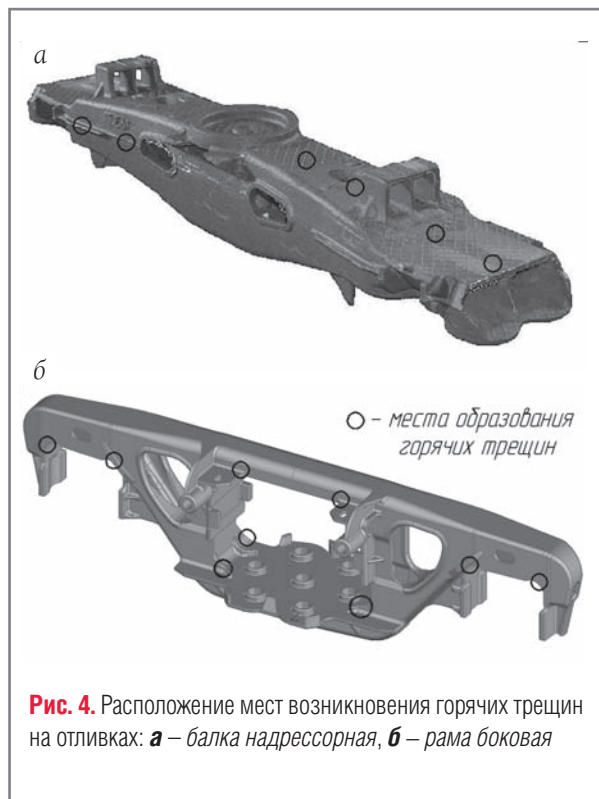


Рис. 4. Расположение мест возникновения горячих трещин на отливках: **а** – балка дрессорная, **б** – рама боковая

Результаты исследования

Влияние температуры металла при заливке на брак отливок балка дрессорная и рама боковая. При заливке, по мере опорожнения 30-т ковша, температура металла в нем все время снижается, но она при заливке первых и последних форм, которых на ООО «ПК «БСЗ» заливается до 26 шт. из такого ковша, ниже температуры основной массы металла в середине ковша. Это связано с тем, что слои выпускаемого из печи металла находятся в контакте с футеровкой, и часть сливаемого металла охлаждается за счет передачи тепла на ее прогрев. На **рис. 5** температурная шкала представлена с учетом ее замера в ковше перед заливкой, которая составляет 1580°C. Поскольку температура металла в ковше в начале и конце заливки более низкая, чем в середине заливки, на графиках отражен порядок заливки 20 форм из одного ковша.

На ООО «ПК «БСЗ» песчаные формы для отливок балка дрессорная и рама боковая заливают сталью, выплавленной в мартеновской печи. Анализ забракованных отливок показывает, что горячие трещины в этих отливках располагаются в местах сочленения плоскостей с ребрами жесткости – в термических узлах и местах, где усадка затруднена, что обуславливается конструкцией деталей (см. **рис. 4**).

Отливка балка дрессорная имеет массу 571,4 кг, габариты 2590×480×480 мм, в форме располагают по

две отливки. Как видно из **рис. 5, а**, построенного по данным измерения брака этих отливок на ООО «ПК «БСЗ» за год, наибольшее число отливок, забракованных по горячим трещинам, наблюдается в период заливки первых форм (порядок заливки – 1...7-ая формы) из ковша, где металл более холодный (тепло уходит на прогрев футеровки и дна ковша), и его температура в ковше в этот период составляет 1540...1550°C, против 1580°C перед заливкой.

При заливке, через некоторое время возле стенки формы образуется тонкий слой закристаллизовавшегося металла, при сохранении в центре стенок отливки жидкого металла с температурой между ликвидусом и солидусом. Этот слой не может противостоять развивающейся усадке, и на нем образуются трещины, которые продолжают расти, поскольку жидкотекучести металла не хватает на их «залечивание».

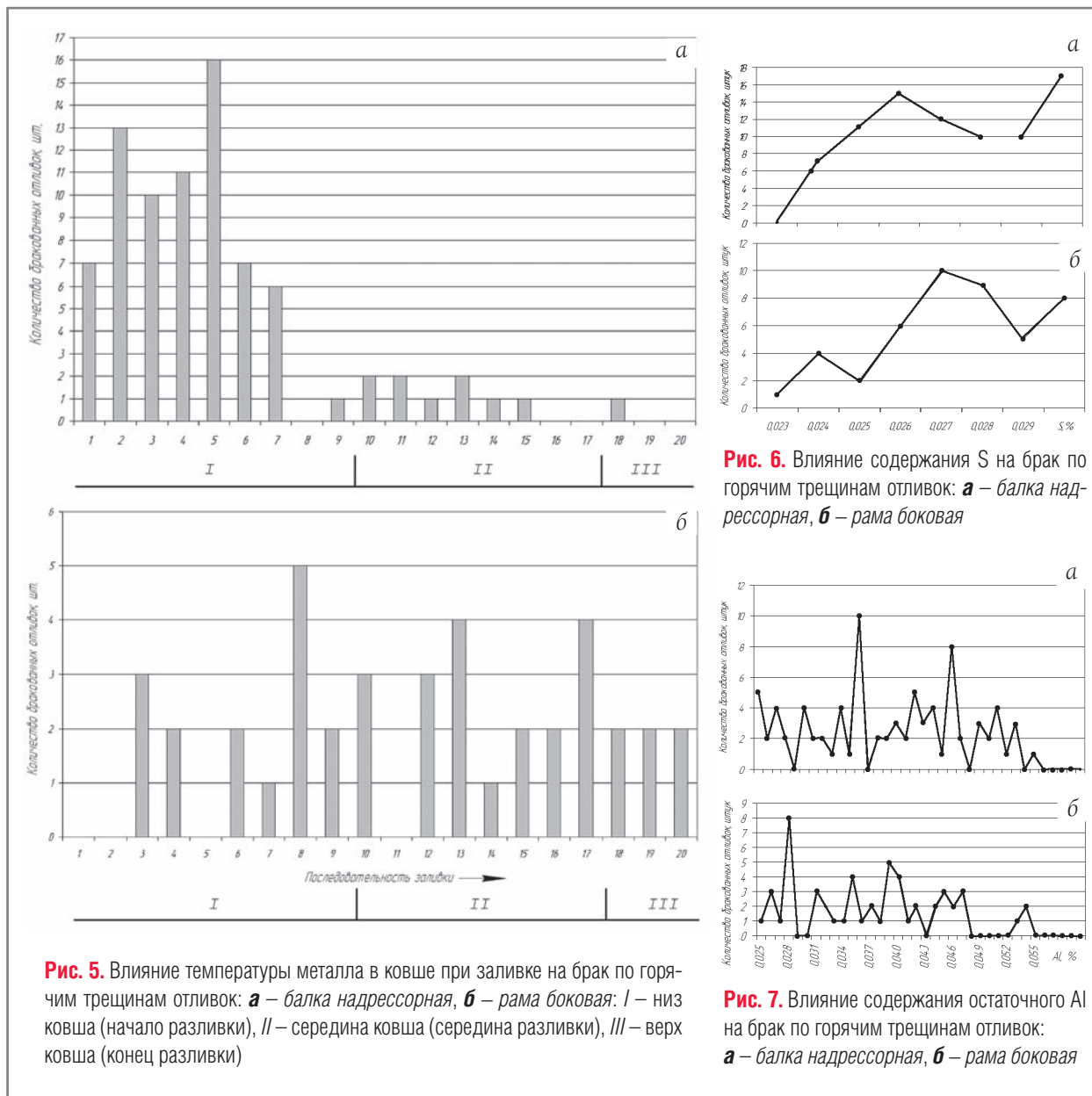
Из **рис. 5, а** видно, что в середине заливки из середины ковша (порядок заливки – 8...15-ая формы) наблюдается наименьшее количество брака отливок по горячим трещинам, поскольку в этот период металл – наиболее горячий, и его доливают при 1570...1560°C.

Более высокая температура заливки улучшает жидкотекучесть металла и удлиняет время нахождения его в жидком состоянии в срединных зонах отливки, что способствует «залечиванию» образовавшихся трещин в твердой корочке. Металл при этом дольше находится в зоне большей пластичности, что препятствует появлению горячих трещин (см. **рис. 2**).

В конце заливки из остатков металла в ковше (с 15-й заливки и далее) также наблюдается меньшее количество брака. Температура металла в этот период 1530...1520°C, он холоднее, чем в первый период разлива, и поэтому быстрее кристаллизуется, а образующаяся корочка закристаллизовавшегося металла имеет достаточную толщину и прочность, чтобы противостоять усадке.

Отливка рама боковая имеет массу 434,6 кг, габариты 2413×554×651 мм, в форме располагаются по две отливки. Как видно из **рис. 5, б**, построенного по результатам измерения брака этих отливок на ООО «ПК «БСЗ» за год, брак этих отливок по горячим трещинам в начале и в конце разлива несколько ниже, чем в середине разлива.

Это объясняется тем, что в середине разлива металл – наиболее горячий, и образующаяся корочка не может в достаточной мере противостоять усадке металла, чему способствует и конструкция отливки (см. **рис. 4**). Однако в конце заливки количество брака увеличивается, и в большей степени здесь влияет конструкция отливки, чем в случае отливки балка дрессорная, а также теплофизические характеристики формовочной и стержневой смесей.



Влияние химсостава стали 20ГЛ на образование горячих трещин в отливках балка наддрессорная и рама боковая. Анализ влияния химсостава на брак по горячим трещинам этих отливок проводили на основе результатов испытаний химсостава и механических свойств выплавленного металла, и по количеству и виду брака отливок.

Из анализа полученных данных следует, что наибольшее влияние на образование горячих трещин в стальных отливках оказывают сера и алюминий, так как сера влияет на

красноломкость стали, а содержание остаточного Al – на ее окисленность и образование неметаллических включений (НМВ).

Влияние химсостава стали на образование горячих трещин в отливках показано на **рисунках 6, 7**, откуда следует, что с увеличением содержания серы в стали количество отливок, забракованных по горячим трещинам, возрастает. Это связано с тем, что с ростом содержания серы в стали в ней увеличивается содержание сульфидов, а также легкоплавких эвтектик, что ведет к снижению

прочности стали в горячем состоянии и появлению горячих трещин.

С увеличением содержания остаточного алюминия (**рис. 7**) количество бракованных отливок снижается. Однако при его содержании 0,033...0,047% брак отливок по горячим трещинам повышается. Это может быть связано с тем, что за счет вторичного окисления металла образуются НМВ, снижающие его жидкотекучесть. Меньше забракованных отливок при содержании $Al_{ост} \geq 0,047\%$ можно объяснить тем, что в этом случае металл больше защи-

щен от вторичного окисления.

Выводы и рекомендации

В результате анализа процесса производства отливок балка адресная и рама боковая, серийно выпускаемых на ООО «ПК «БСЗ», установлено следующее.

- На образование горячих трещин в этих отливках влияет температура их заливки, и это влияние определяется последовательностью заливки форм. Наибольший брак по этому виду дефекта наблюдается, когда заливается холодный металл (в начале и конце разливки). Поэтому рекомендуется производить заливку этих отливок горячим металлом (из середины ковша), а также принять меры по усреднению температуры металла в ковше (например, продувкой его инертными газами). В условиях ООО «ПК «БСЗ» это выполнить возможно, так как все отливки изготавливаются из одной стали 20ГЛ.

- С увеличением содержания серы брак отливок по горячим трещинам возрастает, поэтому рекомендуется держать ее содержание $\leq 0,025\%$.

- При содержании в стали $Al_{ост} < 0,03\%$ и $> 0,045\%$ брак

снижается, поэтому рекомендуется поддерживать его остаточное содержание в стали 20ГЛ на уровне $\geq 0,045\%$.

Для выполнения этих рекомендаций следует их ввести в технологические инструкции на выплавку стали 20ГЛ и заливку форм на ООО «ПК «БСЗ».

Сведения об авторах

Иван Кузьмич Кульбовский – д-р. техн. наук, проф. кафедры «Литейное производство и материаловедение» Брянского государственного технического университета. Тел.: (4832) 58-82-18.

Евгений Анатольевич Тупатилов – начальник базовой лаборатории новых технологий металлургии ООО «Промышленная компания «Бежицкий сталелитейный завод». Тел.: (4832) 54-95-99.

Вадим Николаевич Михайлов – аспирант кафедры «Литейное производство и материаловедение» Брянского ГТУ. Тел.: (4832) 58-82-18.

URALCHIMPLAST
CAVENAGHI

Внимание! Работа в молодой, активно развивающейся компании!

«Уралхимпласт-Кавенаги»
объявляет об открытой вакансии

ПРЕДСТАВИТЕЛЬ В ЦЕНТРАЛЬНОМ РЕГИОНЕ РФ /Тульская, Липецкая, Воронежская, Калужская обл./

Функциональные обязанности: - Продажа, внедрение и испытание материалов «Уралхимпласт-Кавенаги» на новых предприятиях, осваивающих процессы ХТС.
- Техническое сопровождение материалов «Уралхимпласт-Кавенаги» на литейных предприятиях (регулярные командировки с визитами к клиентам).
- Сбор информации, формирование клиентской базы, анализ работы конкурентов, отчетность о состоянии и развитии рынка литейных связующих Центрального региона РФ.

Требования: высшее образование, проживание в Тульской / Липецкой / Воронежской / Калужской областях, опыт работы в литейном производстве, знание процессов ХТС, активность, ответственность, командировки в другие города, высокая работоспособность, рекомендации.

З/п: по результатам собеседования. Высокая. Соц.пакет.

Собеседование состоится после рассмотрения письменного резюме.
Резюме принимаются по e-mail: foundry@ucp.ru или по факсу: (3435) 346 986

УДК 621.74.002.6:
669.14

С.А. Иодковский,
А.П. Куликов, И.А. Щепкин,
А.А. Никольский
(ОАО «ЦНИИТМАШ»)

Аннотация

The Summary

Влияние технологии выплавки стали на качество отливок

Effect of Steel Melting Technology on the Quality of Shaped Castings

S.A. Iodkovsky, A.P. Kulikov, I.A. Shchepkin, A.A. Nikolsky

Технология выплавки стали во многом определяет основные литейно-технологические свойства стали – трещиностойкость, жидкотекучесть, формозаполняемость. Ее оптимизация для конкретных условий позволяет улучшать технико-экономические показатели производства отливок. Главный путь совершенствования технологии выплавки стали – применение разных методов внепечной обработки.

Ключевые слова

Отливки, внепечная обработка стали, трещиностойкость, режимы охлаждения, жидкотекучесть, выплавка стали.

The steel melting technology strongly determines casting quality. There is no doubt that the melting technology determines the basic casting-process properties of steel – crack resistance, castability, mold-filling capability. Its optimization for specific conditions allows improving the technical and economic indices of casting production. The main way of improving the steel melting technology is to use various methods of out-of-furnace treatment.

Key words

Castings, out-of-furnace treatment of steel, crack resistance, cooling modes, castability, steel melting.

Введение

Многие машиностроительные заводы имеют в своем составе сталелитейные цехи. Недостаточное количество на многих литейных заводах специалистов-сталеплавильщиков привело к тому, что борьба с разными дефектами в отливках ведется, в основном, за счет совершенствования литейной технологии. Не умаляя значения этого фактора, следует понимать, что технологией выплавки стали также во многом определяются основные литейно-технологические свойства стали – трещиностойкость, жидкотекучесть, формозаполняемость. В статье рассмотрено влияние технологии выплавки на основные литейно-технологические свойства стали разных классов.

Трещиностойкость

Трещины в отливках могут образовываться при температуре: кристаллизации (горячие трещины), фазовых

превращений (теплые) и более низких (холодные).

Образование горячих трещин. Горячие трещины образуются в «эффективном» интервале кристаллизации (ЭИК), верхняя граница которого определяется температурой срастания дендритов в кристаллический каркас, нижняя – температурой реального солидуса. Пластичность в ЭИК создается, в основном, за счет взаимных перемещений дендритов при крайне незначительной деформации самих кристаллов. После переплетения дендритов взаимное их перемещение крайне ограничивается, с соответствующим уменьшением пластичности металла. Одновременно в металле возникает и быстро растет линейная усадка, создающая растягивающие напряжения. После полного затвердевания металла пластичность его быстро растет за счет пластической деформации кристаллов, скорость же роста линейной усадки уменьшается. Количественной характеристикой

трещиностойкости стали в этот период может служить разность между пластичностью (удлинение стали) в ЭИК и ее линейной усадкой (рис. 1).

Совмещение кривых, характеризующих пластичность и линейную усадку в ЭИК, делит обследованный интервал температур на три области.

В *первой области* (жидкотвердое и начало твердожидкого состояния) металл обладает определенной, хотя и очень небольшой пластичностью и не имеет линейной усадки. Поэтому трещины в этой области образовываться не будут. Во *второй области* (твердожидкое состояние) линейная усадка превышает пластичность, что может явиться причиной образования трещины. В *третьей области* (полностью закристаллизовавшийся металл) возрастающая пластичность превысит линейную усадку, в связи с чем новые трещины образовываться не будут, но могут развиваться уже имеющиеся. Таким образом, повышению трещиностойкости стали будут способствовать факторы, уменьшающие вторую область твердожидкого состояния. К ним относятся: повышение скорости кристаллизации, уменьшение содержания элементов, образующих легкоплавкие соединения и снижающих нижнюю границу ЭИК. В легированных сталях благоприятным фактором может быть также выпадение в этой области фаз, имеющих более высокую пластичность, чем матрица.

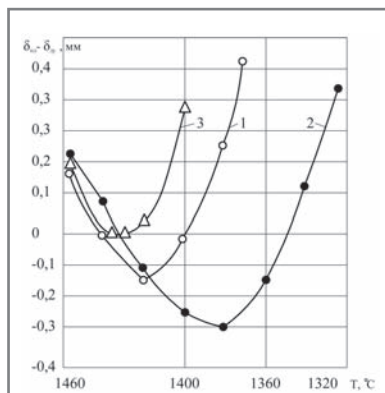


Рис. 1. Величина ($\delta_{удл} - \delta_{ус}$) стали X18H12: 1 – без раскисления, 2 – 0,6% Si, 3 – 0,1% Al

Скорость кристаллизации конечно можно характеризовать макроструктурой литого металла и «стоянием» ликвидуса в процессе кристаллизации. Так, структура, состоящая из тонких столбчатых кристаллов, и малая продолжительность «стояния» ликвидуса указывают на большую скорость кристаллизации металла, по сравнению с металлом, структура которого содержит равноосные дезориентированные дендриты с продолжительным «стоянием» ликвидуса. Многочисленными исследованиями показано, что изменением метода раскисления стали можно существенно изменять скорость ее кристаллизации, особенно в тонких сечениях, а, следовательно, и его макроструктуру.

При раскислении коррозионно-стойкой стали 10X18H12 только

кремнием в количестве 0,6%, по сравнению со сталью без кремния, существенно уменьшается зона столбчатых кристаллов и увеличивается количество и размер дезориентированных дендритов (рис. 2). При этом продолжительность «стояния» ликвидуса увеличивается на 15...20%. Это приводит к снижению температуры реального солидуса, началу роста пластичности стали и расширению, в связи с этим, второй области и, соответственно, снижению трещиностойкости.

Обратная картина наблюдается при раскислении указанной стали алюминием (рис. 3). В этом случае существенно расширяется зона столбчатых кристаллов, почти на 40% сокращается продолжительность «стояния» ликвидуса, и при этом повышается температура «реального» солидуса, начало роста пластичности стали и, следовательно, уменьшается вторая область ЭИК.

Аналогичная картина наблюдается при повышении в стали содержания серы. Легкоплавкие сульфиды, располагаясь по границам растущих кристаллов, задерживая тем самым скорость их роста и снижая «реальную» температуру реального солидуса, приводят к расширению второй области и снижению трещиностойкости стали. Модифицирование стали церием, снижая размеры второй области, приводит к повышению трещиностойкости стали.

Аналогичное принципиальное влияние методов раскисления на трещиностойкость наблюдается и у стали типа X13, а также у низко- и среднеуглеродистых конструкционных. Отрицательным влиянием кремния на рассматриваемую характеристику объясняется и более высокая стойкость к образованию горячих трещин стали, выплавленной в основной печи, по сравнению с выплавленной в кислой. Существенное влияние на размер и расположение в температурном интервале рассматриваемых

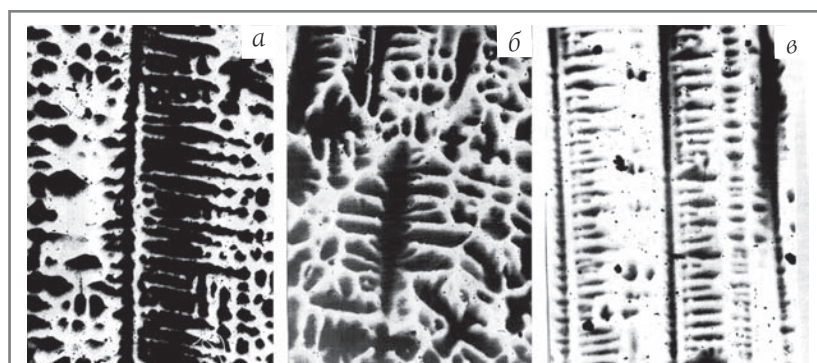


Рис. 2. Микроструктура литой стали X18H12, выплавленная с разным раскислением: а – без раскисления, б – раскисленная 0,6% Si; в – раскисленная 0,1% Al

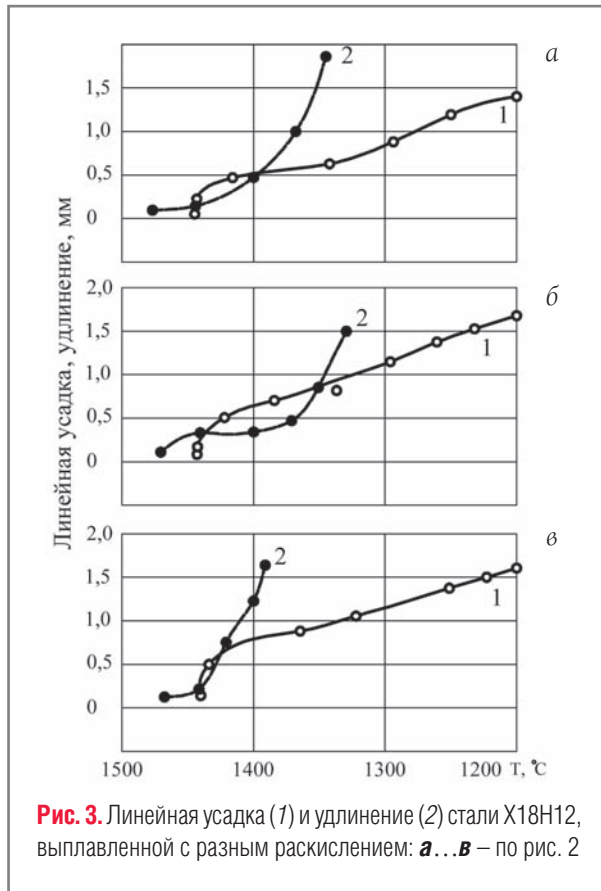


Рис. 3. Линейная усадка (1) и удлинение (2) стали X18N12, выплавленной с разным раскислением: а...в – по рис. 2

областей оказывает использование для раскисления комплексных и высокоактивных раскислителей. Применение последних приводит не только к измельчению первичных кристаллитных зерен, но и уменьшению междендритной ликвации, устранению легкоплавких прослоек в междендритных участках. Использование металлического кальция, ферроцерия приводит к устранению вредного влияния серы, превращая пленочные легкоплавкие сульфиды в тугоплавкие глобулы. Особенно эффективно влияние этих добавок при введении их в виде порошковой проволоки – метода, широко распространенного в настоящее время.

В то же время следует подчеркнуть, что металлические включения (НМВ), образующиеся при раскислении, отрицательно влияют на трещиностойкость стали только в том случае, если они выпадают из металла в виде легкоплавких соединений в процессе его кристаллизации в интервале твердожидкого состояния. Основная же масса включений, образующихся в виде твердых соединений в жидком металле или жидкотвердом его состоянии, не является причиной возникновения горячих трещин, а может только способствовать их распространению.

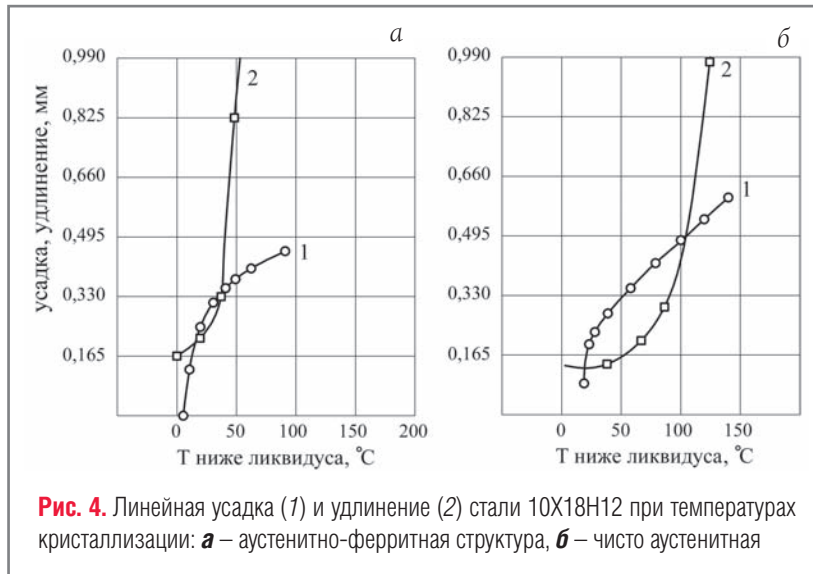
Влияние выпадающих фаз. Как указывалось выше, трещиностойкость некоторых сталей, особенно высоколегированных, зависит от характера и последовательности

выпадения фаз при их кристаллизации. Эти процессы определяются химсоставом стали, и оптимизация его в направлении получения желательного фазового состава – один из путей предотвращения образования горячих трещин.

Если выпадающие фазы увеличивают пластичность металла в ЗИК или в объемном отношении хотя бы частично компенсируют линейную усадку, их применение приводит к повышению трещиностойкости стали. Так, у стали 10X18N12 чисто аустенитной структуры вторая область чрезвычайно велика, что указывает на низкую трещиностойкость такой стали (рис. 4, б). В то же время изменение химсостава, в рамках указанной марки стали, вызывающее появление в ней ферритной составляющей, приводит к практическому исчезновению второй области и, соответственно, резкому повышению ее трещиностойкости (рис. 4, а). В конструкционных сталях минимальной трещиностойкостью обладает сталь 0,2% С, что объясняется повышенной ее линейной усадкой. Поэтому оптимизация химсостава, в рамках марочного практически любых сталей может существенно повысить их стойкость против образования горячих трещин.

Влияние режима охлаждения. Теплые трещины образуются в процессе охлаждения полностью затвердевшей отливки, в ней возникают напряжения, вызываемые усадкой, неравномерным охлаждением различных частей отливки (термические) и напряжением, вызванным выделением разных фаз, имеющих удельный объем, отличный от матрицы. Максимального уровня внутренние напряжения достигают в температурном интервале γ - α -превращения, когда напряжения всех видов (усадочные, термические и фазовые) суммируются. Этот интервал – наиболее благоприятен для возникновения трещин. Трещины этого типа преимущественно возникают на границах первичных или вновь образующихся зерен, особенно, когда последние являются местом выпадения каких-либо неметаллических фаз, снижающих их прочность.

Таковыми фазами могут быть третичные оксиды, выпадающие на последней стадии кристаллизации, или карбиды и нитриды, выпадающие в процессе охлаждения закристаллизовавшегося металла по границам образовавшихся зерен. Подобное выпадение фаз связано во многом с неравномерным распределением кислорода, углерода и азота в кристаллизующемся и затвердевшим металле. Поэтому факторы, способствующие равномерному распределению в металле этих элементов, и, как следствие этого, равномерному распределению образуемых ими фаз, будут увеличивать сопротивляемость металла образованию «теплых» трещин. К таким факторам относится, в первую очередь, применение элементов, высокоактивных по отношению к кислороду и азоту, например алюминия и титана, приводящих к выпадению частиц оксидов и



нитридов уже в жидком металле.

Такие частицы чаще всего располагаются внутри растущих кристаллов и не влияют на прочность образующихся границ зерен. Еще более эффективное средство, предотвращающее выпадение фаз на границах зерен, введение в жидкий металл поверхностно активных элементов типа церия и кальция. Присутствие их в металле затрудняет диффузию углерода и азота к границам зерен, приводит к более равномерному распределению их в объеме металла, уменьшению количества карбидов и нитридов на границах и, следовательно, повышению трещиностойкости стали. Одновременно с этим происходит измельчение самих зерен, увеличение границ и, опять-таки, более равномерное распределение образующихся при охлаждении фаз.

Одной из причин образования «теплых» трещин может являться водород, содержащийся в стали. Уменьшение его растворимости в процессе охлаждения, выделение атомарного водорода в микронесплошности литой стали и его последующая молизация вызывают внутренние напряжения, могущие стать причиной образования трещин. Поэтому мероприятия, способствующие

снижению содержания в стали водорода, – продувка аргоном и, особенно, вакуумирование, существенно повышают трещиностойкость стали.

Образование холодных трещин. Холодные трещины образуются при температурах ниже температуры фазовых превращений. Исследования показали, что в этом интервале температур у разного рода НМВ могут возникать значительные, до 25 кг/мм², микронапряжения. Величина их растет при повышении модуля упругости включений и уменьшении линейного коэффициента теплового расширения. Так, вокруг железо-марганцевых сульфидов, имеющих низкий модуль упругости и высокий линейный коэффициент теплового расширения, возникают более низкие, чем указанные выше, напряжения. Вокруг включений корунда – частиц с высоким модулем упругости и низким коэффициентом теплового расширения, возникающие напряжения близки к указанным выше. Наиболее опасны в этом отношении крупные включения, частицы же размером < 3,5 мкм не могут быть причиной образования холодной трещины. В то же время облачные образования даже особо мелких включений явля-

ются одной из главных причин образования холодных трещин.

Следует также учесть, что очищение металла от любых включений снижает его склонность к образованию холодных трещин. Поэтому любые технологические приемы, приводящие к очищению стали от НМВ, снижающие их размер и приводящие к равномерному распределению включений, главным образом, разные методы внепечной обработки дают положительные результаты. Продувка металла аргоном в ковше, вакуумирование, обработка кальцием, в первую очередь, снижают загрязненность стали наиболее опасными крупными включениями.

Таким образом, даже наиболее простой из этих методов – продувка аргоном жидкого металла в ковше, приводящая к снижению оксидных включений на 30...40%, позволяет снизить склонность к образованию холодных трещин на 20...30%. Вакуумирование стали в ковше снижает этот показатель еще в большей степени.

Жидкотекучесть

Не менее важная характеристика жидкой стали, предназначенной для изготовления отливок, ее жидкотекучесть. Известно, что любые твердые частицы, присутствующие в жидкой стали в той или иной степени, отрицательно влияют на эту характеристику. Однако степень этого влияния во многом зависит от количества частиц, их размера, состава и формы. Один из основных показателей такого влияния – количество частиц в единице объема жидкой стали; чем их меньше, тем выше жидкотекучесть. Поэтому в данном случае крупные отдельные частицы предпочтительнее многочисленных мелких включений, при одинаковой общей загрязненности стали. Известно также, что остроугольные включения с низкой смачиваемостью жидким металлом более опасны, чем округ-

лые, хорошо смачиваемые частицы. Поэтому к методам рафинирования стали, с точки зрения повышения ее жидкотекучести, должны быть предъявлены требования, во многом отличающиеся от тех, которые предъявляются к методам, обеспечивающим повышение трещиностойкости стали.

Так, раскисление стали 10X18H12 кремнием повышает ее жидкотекучесть при реальных температурах разливки, по сравнению с нераскисленным металлом. Это объясняется значительно меньшей загрязненностью стали включениями, всвязи с всплыванием части образовавшихся силикатов и образованием основной их массы при температурах, близких к ликвидусу, или при жидкотвердом состоянии металла, то есть более низких, чем реальная температура разливки.

Раскисление алюминием приводит к ухудшению жидкотекучести, несмотря на снижение общей загрязненности стали включениями. Это объясняется тем, что включения в этом случае выпадают, преимущественно, до начала разливки металла в виде мельчайших остроугольных, с низкой смачиваемостью, частиц глинозема. Количество их на единицу объема жидкой стали превышает количество включений в стали без раскисления или раскисленной кремнием. Еще более низкой жидкотекучестью обладает сталь, раскисленная алюминием в ковше, то есть в случае ухудшения условий всплывания образующихся включений. *Таким образом, в отличие от влияния раскисления на трещиностойкость, раскисление кремнием повышает, а алюминием – снижает жидкотекучесть стали.* Однако и в том, и в другом случае глубокое рафинирование стали с применением внепечной обработки улучшает как трещиностойкость, так и жидкотекучесть стали.

Наибольший эффект в этом направлении достигается в том случае, когда предварительное раскисление металла обеспечивает выпадение включений до начала внепечной обработки, либо, когда сама внепечная обработка, включающая вакуумирование, обеспечивает низкую загрязненность стали включениями. К таким методам внепечной обработки относятся: продувка металла аргоном в ковше или вакуумирование в ковше с одновременной продувкой аргоном.

Организация технологии выплавки стали для получения отливок

Таким образом, правильная организация процесса выплавки может существенно повысить литейно-технологические свойства сталей разных классов. В то же время следует иметь в виду, что оптимальные методы выплавки и внепечной обработки не могут быть общими для всех случаев производства отливок. Они должны разрабатываться с учетом химсостава выплавляемой стали, харак-

тера получаемых отливок, необходимого их качества. Несомненно и то, что скачок в повышении качества отливок за счет совершенствования технологии выплавки стали будет достигаться применением методов внепечной обработки – продувки металла аргоном и вакуумированием, с возможным дополнительным подогревом металла после этих мероприятий. Возможность подогрева металла в ковше позволяет заливать металл с чрезвычайно узким интервалом температур и очень малым снижением температуры во время разливки. Это имеет особенно большое значение при длительной разливке стали из одного ковша.

Влияние внепечной обработки. В настоящее время методы внепечной обработки широко применяются при производстве стали для слитков. При производстве стальных отливок применение этих методов, по мнению ряда специалистов, экономически и организационно нецелесообразно. Однако элементарные расчеты показывают, что их использование позволяет снизить себестоимость 1 т отливок на 10...25%, за счет увеличения выхода годного и уменьшения дефектов в отливках.

Практика показывает, что для повышения качества продукции в литейных цехах, имеющих сталеплавильные печи малой вместимости, целесообразно применять продувку жидкого металла аргоном, оснащая разливочные ковши необходимым для этого оборудованием. Подогрев металла, вакуумирование, перемешивание продувкой аргоном или электромагнитным методом, легирование, модифицирование проводятся на отдельных стендах, что позволяет заводам компоновать оборудование только из стендов, на которых выполняются операции, необходимые для производства конкретных изделий. Такое оборудование особенно целесообразно для цехов, выпускающих детали сложной конфигурации из сталей низкой трещиностойкости, а также из разных коррозионно-стойких сталей. Производство последних целесообразно с использованием вакуумно-кислородной продувки.

Для литейных цехов с конвейерной разливкой, использующих раздаточные ковши, целесообразно оснащение их нагревательными устройствами для стабилизации температурного режима разливки.

Заключение

Технология выплавки стали во многом определяет основные литейно-технологические свойства сталей. Ее оптимизация для конкретных условий позволяет улучшать технико-экономические показатели производства отливок. Главный путь совершенствования технологии выплавки стали в настоящее время – применение различных методов внепечной обработки.

УДК 621.742.44:
620.172

**В.Н. Ромашкин,
Ф.А. Нуралиев,
Ю.А. Степашкин**
(ОАО «ЦНИИТМАШ»)

Аннотация

The Summary

О некоторых особенностях разрушения самотвердеющих формовочных смесей

Some Peculiarities of Disintegration of Self-Hardening Molding Sands

V.N. Romashkin, F.A. Nuraliyev, Y.A. Stepashkin

На основе анализа характера разрушения формовочных смесей предложена модель для описания их разрушения. С применением специально разработанных образцов для испытаний на растяжение и сжатие изучено соотношение прочности и деформации разных формовочных смесей. Установлено, что модули упругости формовочных смесей при различных видах испытания (на сжатие и на растяжение) различаются в ~ 7 раз. Определены параметры, которые могут быть использованы для изучения разрушения формовочных смесей высокотемпературными напряжениями.

Ключевые слова

Формовочная смесь, разрушение, модуль упругости, трещина, деформация, сжатие, растяжение.

Based on the analysis of the nature of the destruction of molding mixtures proposed a model to describe their destruction. With the use of specially designed specimens for tensile and compression, conducted a study on the ratio of strength and deformation of various molding mixtures. Established that the elastic moduli of molding mixtures with different types of testing (compressive and tensile) differ by about 7 times. Determined physical and mechanical parameters that can be used to study the destruction of molding mixtures of high-temperature stresses.

Key words

Molding the mixture, fracture, elastic modulus, fracture, deformation, compression, stretching.

При изучении процессов разрушения самотвердеющих формовочных смесей (ФС) следует иметь ввиду существенное различие механизмов их термического и механического разрушения. При чисто термическом нагружении полное разрушение (разделение) происходит редко. Для термического разрушения типично «насыщение» тела трещинами, что объясняется как локальным характером, так и быстрой релаксацией термонапряжений. Разрушение сжатием ФС более адекватно разрушению термонапряжениями, так как при разрушении сжатием в образцах, как правило, образуется большое количество трещин, а полного «распадения» образцов после испытания часто не происходит.

Разрушение цилиндрических образцов $\varnothing 50 \times 50$ мм смеси при сжатии происходит с образованием трещин по

наклонным и продольным плоскостям; развитие бочкообразования при разрушении образцов либо незначительно, либо не наблюдается. Развитие продольных трещин и раскалывание образца на колонки наблюдается, как правило, при большой прочности, когда влияние контактных сил трения образца о поверхность опорных плит испытательной машины не существенно.

Бочкообразование при разрушении образцов сжатием наиболее часто наблюдается при испытаниях на ранних стадиях отверждения смеси (в течение 1...5 ч), а также у образцов из смесей на полиуретановых связующих. Возникновение бочкообразных форм при испытании образцов свидетельствует о наличии у смесей определенных пластических свойств. В то же время при разрушении образцов не наблюдается образование плоских дисков из

№ п/п	Способ испытаний	Физико-механические свойства		
		σ_{\max}^* , кгс/см ²	$\epsilon_{\sigma_{\max}}$ × 10 ² мм/мм	E^{**} , МПа
1	Растяжение, плоский образец	0,075	0,66	$E^+ = 23,4$
2	Сжатие: плоский образец	0,83	0,86	$E^- = 172,5$
3	цилиндрический образец $\varnothing 50 \times 50$ мм	8,4	0,92	$E^- = 155,0$

Примечания. 1 – испытания проводили на образцах из жидкостекольной смеси; 2 – скорость приложения нагрузки 12 мм/мин; 3 – $\epsilon_{\sigma_{\max}}$ – деформация, соответствующая σ_{\max}^* мм/мм. * $K_0^3 = 0,83/0,075 \approx 11$; ** $E^-/E^+ = 172,5/23,4 \approx 7,0$

бочкообразного состояния. Перечисленная совокупность внешних признаков разрушения образцов при сжатии позволяет считать, что преобладающее качество смеси, определяющее характер ее разрушения, – это *хрупкость*.

Для описания процесса разрушения смеси можно использовать модель Гриффитса-Макклинтока, рассматривающую механику разрушения тел, включающих произвольно ориентированные трещины. В ФС такими трещинами являются разветвленные поры, концы этих трещин пор упираются в связующее, от свойств которого зависит страгивание трещин и их раскрытие при разрушении. Модель разрушения Гриффитса-Макклинтока позволяет оценить физические особенности трещин и характер их раскрытия при разрушении по критерию K_0 , представляющему соотношение временных пределов прочности при сжатии и растяжении.

Если для проведения расчетов K_0 принято, что при разрушении сжатием трещины могут «захлопываться», а сами трещины не способны затормаживать разрушение, то расчетная величина $K_0^p \approx 10$. Оказалось, что при разрушении самотвердеющих ФС экспериментальное значение близко к расчетному и составляет $K_0^3 = 11$. Это позволяет считать, что трещины-поры смесей при разрушении «захлопываются» за счет процесса уплотнения, а сами трещины не сопротивляются раскрытию. Эти факторы определяют потенциально малую энергию, необходимую для растрескивания ФС, и, соответственно, являются причиной высокой повреждаемости смеси при тепловом ударе, приводящей к возникновению поверхностных дефектов.

Для изучения соотношения прочности смесей σ_{\max} и соответствующей ей деформации при растяжении и сжатии использовали специальные образцы (рис. 1), отношения объема рабочей части $V_{об}$ которых к поверхности контакта с воздухом F_k были одинаковыми. Заметим, что у стандартных образцов на растяжение («восьмерок») и на сжатие (цилиндров) эти отношения существенно различаются. Для «восьмерок» $R_{об} = V_{об} / F_k = 0,77$ см, для цилиндров $R_{об} = 1,0$ см.

Так как скорость отверждения образцов тем выше, чем меньше $R_{об}$ [1], скорость отверждения «восьмерок» будет выше, чем цилиндров, что искажает результаты сравнения физико-механических свойств при растяжении

и сжатии. Результаты испытания на сжатие и растяжение специальных образцов, отверждающихся с равной скоростью, приведены в **таблице**. Соотношение $\sigma_{сж(max)}/\sigma_{р(max)} = K_0^3$ оказалось ~ 11 . Для керамических материалов это отношение 3...12, для грунтов и горных пород – 10...50, для стекла – 22, для гипса – 7,5.

Величина деформации, соответствующая σ_{\max} , определенная по диаграмме разрушения, равна: при растяжении $\epsilon_{р(max)} = 0,66 \cdot 10^{-2}$ мм/мм, при сжатии $\epsilon_{сж(max)} = 0,86 \cdot 10^{-2}$ мм/мм. При $\sigma_{сж(max)} > \sigma_{р(max)}$ в ~ 11 раз деформации $\epsilon_{р(max)}$ и $\epsilon_{сж(max)}$ различаются на $\sim 25\%$. Вероятно, это одна из особенностей свойств ФС и, прежде всего, смесей, отверждаемых в оснастке, связана с тем, что на поверхности образцов имеется слой смеси с трещинами в пленках связующего и микротрещинами в смеси. Эти дефекты возникают вследствие усадочных напряжений при отверждении связующего, а также из-за испарения воды и удаления других компонентов связующего [1].

Наличие трещин в поверхностном слое образца приводит к тому, что при приложении к нему небольших деформаций (порядка десятых долей миллиметра) начинается разрастание этих трещин и наступает разрушение образца. Вследствие такого характера разрушения $\epsilon_{р(max)}$ и $\epsilon_{сж(max)}$ малы и различаются не более, чем на 25%, а $\epsilon_{сж(max)}$ специального плоского и цилиндрического образцов $\varnothing 50 \times 50$ мм близки (см. **таблицу**) и составляют, соответственно, $0,86 \cdot 10^{-2}$ и $0,92 \cdot 10^{-2}$ мм/мм. Ранее [2] уже обращалось внимание на малую величину предельной деформации смесей при разрушении сжатием. Небольшое различие $\epsilon_{сж(max)}$ и $\epsilon_{р(max)}$ позволяет использовать для прогнозирования разрушения смесей при термоударе одну из этих величин, а именно, предельную деформацию при разрушении сжатием, экспериментальное определение которой не представляет трудностей.

Другая особенность ФС – в том, что модуль упругости при сжатии E^- больше, чем при растяжении E^+ в ~ 7 раз (см. **таблицу**), что затрудняет применение расчетных методов для оценки температурных напряжений и анализа разрушения ими литейных форм, поскольку информация о модуле упругости при растяжении для ФС весьма ограничена. Необходимо отметить, что упругая разномодульность также свойственна многим композиционным

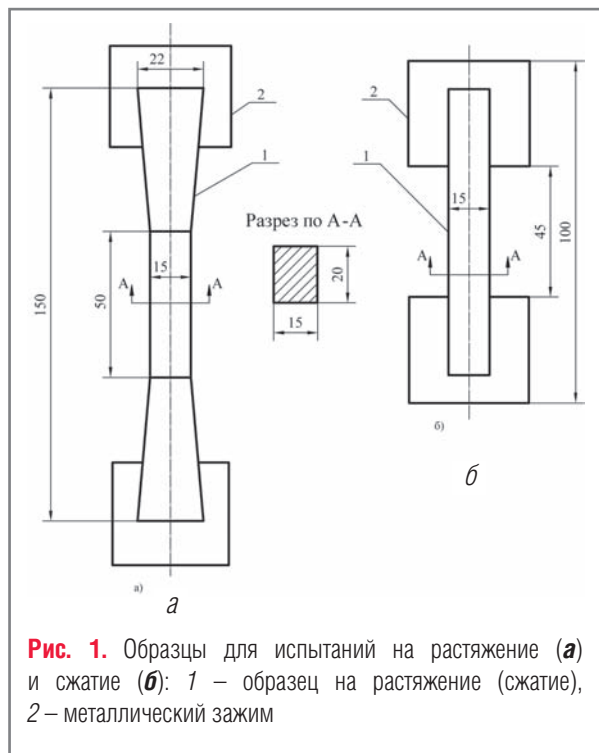


Рис. 1. Образцы для испытаний на растяжение (а) и сжатие (б): 1 – образец на растяжение (сжатие), 2 – металлический зажим

материалам: графиту, бетонам, чугунам и др., для которых модули упругости при сжатии и растяжении различаются в 1,1–3,0 раза. Для ФС это различие более существенно $E^- = 7,0 \times E^+$ (см. таблицу).

Хотя систематическое исследование [3] физической природы разномодульности не проводилось, наиболее вероятными причинами зависимости деформационных характеристик материалов от вида напряженного состояния можно считать наличие в них пор, щелевидных трещин и других подобных дефектов (для чугунов, в частности, это графитовые включения).

Так, отмечается [3], что крупнозернистые пористые композиционные материалы при растяжении в плоскости, перпендикулярной направлению трещины (поры), имеют большую податливость (меньший модуль упругости), чем при сжатии, поскольку при сжатии берега трещины смыкаются. Эти трещины (поры) могут раскрываться в условиях растягивающих напряжений и сжиматься в условиях сжимающих напряжений. Если характер пористости, а также упругие свойства частиц наполнителя и связующего таковы, что при сжатии площадь контакта частиц увеличивается, то естественно ожидать, что диаграмма сжатия будет лежать выше диаграммы растяжения [3]. Таким образом, основной причиной разномодульности можно считать уплотнение материала при его испытании на сжатие.

Для ФС, обладающих высокой пористостью (30...40%) и большими размерами пор, вероятность развития процесса уплотнения при испытании на сжатие достаточно велика. Вероятно поэтому ФС обладают большей разномодульностью, по сравнению с другими порис-

тыми материалами [3].

При нагружении образца смеси с трещинами приводящая к его разрушению энергия включает:

- расходуемую на начало раскрытия трещины – страгивание трещины;
- на поддержание дальнейшего раскрытия трещины (роста трещины) вплоть до выхода ее на поверхность образца и его разделения.

Хрупкость смеси и, в частности, ее неспособность к образованию плоских дисков из бочкообразного состояния, позволяет определить предел прочности на сжатие. По этой причине диаграммы сжатия смесей должны иметь качественные особенности и внешнее сходство с диаграммами растяжения хрупких материалов до достижения максимального напряжения и соответствующей ему деформации. Это позволяет исследовать механику разрушения смесей испытанием образцов на сжатие, а не на растяжение.

Диаграмма сжатия смесей в общем виде (рис. 2) содержит участки:

- 1 – начальный пологий;
- 2 – быстрого нарастания напряжений;
- 3 – точка максимума;
- 4 – снижения напряжений;
- 5 – конечный пологий.

Для пористых тел участок 1 отражает развитие процесса «доуплотнения» при сжатии. Не исключено также, что появление этого участка связано с непараллельностью опорных поверхностей образца и плит испытательной машины, на одну из которых устанавливают образец, а другой сжимается. Разновидности диаграмм сжатия определяются видом участков и разными их комбинациями (см. рис. 2).

Полученные результаты показывают, что диаграмма сжатия смесей до достижения максимального напряжения разрушения действительно внешне сходна с диаграммой растяжения хрупких материалов (см. рис. 2). В то же время в самом общем случае диаграмму сжатия и растяжения отличает отсутствие точки А, позволяющей зафиксировать разрушающее напряжение и соответствующую ему деформацию.

В связи с этим за характеристику прочности следует принимать максимальное напряжение $\sigma_{сж(маж)}$. Можно считать, что участки 1 и 2 отражают условия страгивания трещин; 4 – условия раскрытия трещин, а 5 – окончательное разделение образца или его «доламывание».

Можно предполагать, что, чем больше будет площадь участка 4 (S_4 рис. 3), по сравнению с площадью участка 2 (S_2), тем более затруднительно будет раскрытие трещин. В связи с этим одним из показателей, характеризующих склонность смесей к раскрытию трещин при разрушении, может быть соотношение S_4/S_2 ; чем ближе это соотношение к 1, тем меньшую склонность к раскрытию трещин

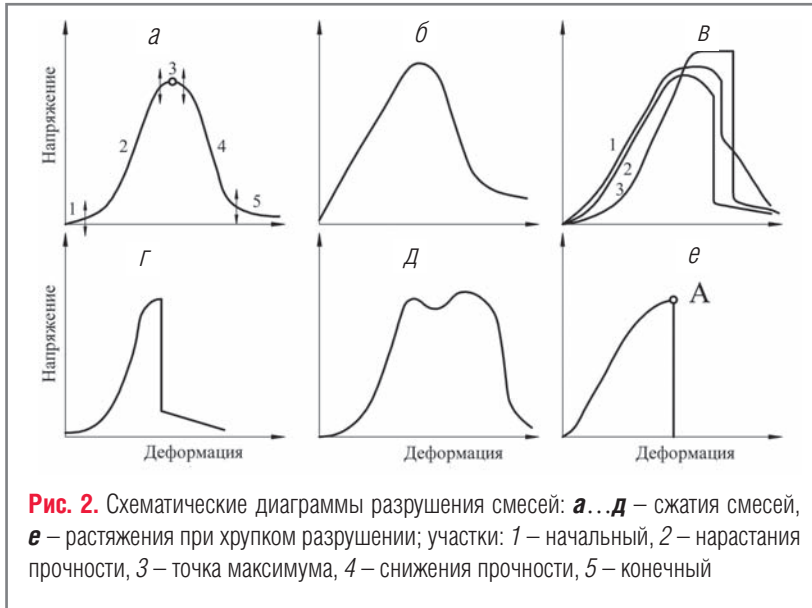


Рис. 2. Схематические диаграммы разрушения смесей: **а...д** – сжатия смесей, **е** – растяжения при хрупком разрушении; участки: 1 – начальный, 2 – нарастания прочности, 3 – точка максимума, 4 – снижения прочности, 5 – конечный

- деформация при разрушении (соответствующая $\sigma_{сж(max)}$) – $\epsilon_{\sigma(max)}$;
- модуль упругости E ;
- мера хрупкости E/E' ;
- склонность к раскрытию трещин S_4/S_2 .

Перечисленные физико-механические параметры, характеризующие упруго-хрупкое разрушение, достаточно корректно могут быть использованы при анализе повреждаемости ФС при термоударе, так как этими параметрами определяется *трещиностойкость* – склонность смеси к раскрытию трещин, возникающих и распространяющихся в объеме формы, прилегающем к ее поверхностному

при разрушении имеет смесь.

В случае хрупкого разрушения материала, то есть разрушения без образования заметных остаточных деформаций, при напряжениях, не превышающих предел упругости, энергия, затрачиваемая на срастывание трещины, равна упругой энергии на единицу объема:

$$U \sim \sigma_{сж(max)}^2 / E.$$

При хрупком разрушении модуль упругости – одна из важных характеристик материала, определяющих его склонность к растрескиванию.

Из **рис. 3** следует, что, чем ближе к 1 отношение E/E' , тем большей хрупкостью будет обладать смесь, а отношение E/E' может рассматриваться как *мера хрупкости смеси*. Действительно, чем в большей мере диаграмма сжатия смеси похожа на диаграмму сжатия в случае, когда остаточные деформации минимальны, а разрушение происходит в области упругих деформаций ($E' = E$), тем в

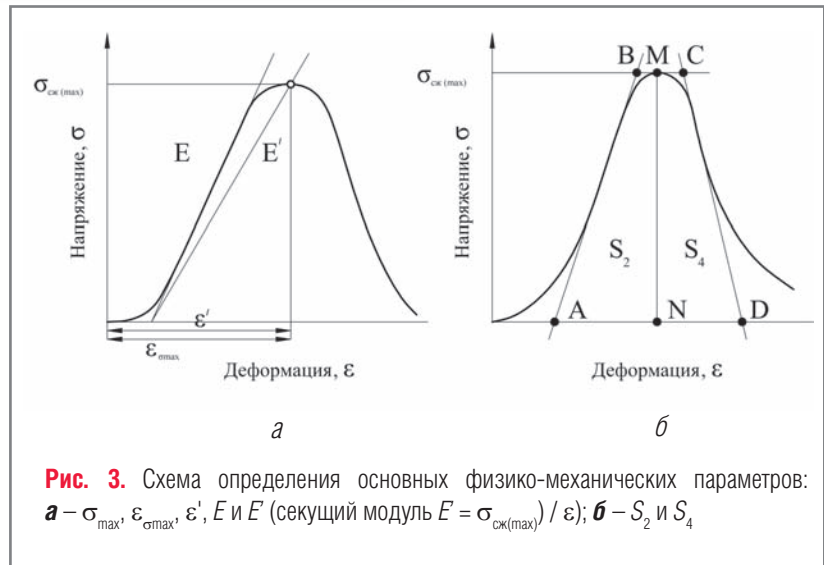


Рис. 3. Схема определения основных физико-механических параметров: **а** – σ_{max} , $\epsilon_{\sigma max}$, E' , E и E' (секущий модуль $E' = \sigma_{сж(max)} / \epsilon$); **б** – S_2 и S_4

большей мере исследуемая смесь может считаться хрупким телом.

Итак, при анализе диаграммы сжатия смесей могут быть получены следующие, определяющие характер разрушения параметры:

- максимальный временный предел прочности на сжатие $\sigma_{сж(max)}$;

слою, и в момент начала разрушения [4]. Эти параметры можно также использовать при разработке составов самотвердеющих ФС, предотвращающих возникновение поверхностных дефектов на отливках и, тем самым, обеспечивающих получение высококачественных отливок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ромашкин В.Н. Отверждение поверхностных слоев стержней и форм из ХТС // Литейное производство. – 1986. – №6. – С. 11–12.
2. Лясс А.М. Быстротвердеющие формовочные смеси. – М.: Машиностроение, 1965. – 332 с.
3. Ломакин Е.В. Определяющие соотношения механики разномодульных тел. – М.: Ин-т проблем механики АН СССР, 1980. – С. 4–12.
4. Ромашкин В.Н. Теоретические основы разработки термостойких формовочных смесей и технология их применения, обеспечивающая получение высококачественных отливок // Дис. ... док.техн.наук. – М., 1991. – 504 с.



Литейные решения от Сибелко (Россия) Foundry solutions from Sibelco Russia

История компании Sibelco началась в 1872 г. в Бельгии с открытия первого песчаного карьера. Основанная как небольшой семейный бизнес, сегодня Sibelco является мировым производителем широкого спектра минералов для различных отраслей промышленности.

Компания широко известна своей высококачественной продукцией, передовыми технологиями и финансовой мощью. Сегодня компания добывает и перерабатывает полезные ископаемые на 280 предприятиях в 40 странах мира. Штаб-квартира расположена в г. Антверпен, Бельгия. В группу Sibelco также входит машиностроительная компания Dutto, которая осуществляет техническое оснащение производства, обеспечивая современный уровень технологии переработки полезных ископаемых.

Sibelco известна на российском рынке с 1996 г. Сегодня компания имеет два производственных предприятия, специализирующихся на добыче и переработке кварцевых песков: ОАО «Раменский горно-обогатительный комбинат» – действующий завод в Московской обл., (производительностью 1,2 млн т обогащенного кварцевого концентрата, 60 тыс т в год кварцевой муки) и «Неболчинское карьероуправление» в Новгородской обл. (производительностью 1 млн т). Эти предприятия имеют собственные карьеры высококачественных исходных кварцевых песков.

Для литейной промышленности кварцевый песок является основным материалом при производстве формовочных и стержневых смесей. Качество отливок, полученных в разовых формах, определяется, прежде всего, характеристиками формовочного песка. Это обусловлено тем, что характеристики песка оказывают существенное влияние на точность отливки, качество ее поверхности, структуру и свойства литейных сплавов, вероятность развития многих дефектов. Несомненна взаимосвязь между качеством формовочного песка и металлоемкостью форм, а также трудоемкостью тяжелых финишных операций. Комплекс

операций по изготовлению формы и стержней составляет ~ 60% всех трудозатрат при изготовлении отливок.

Для получения заданных свойств формовочных песков, отвечающих самым высоким мировым стандартам качества, вся выпускаемая Sibelco продукция обрабатывается на современных, высокопроизводительных обогатительных фабриках, спроектированных итальянской машиностроительной компанией Dutto, которая также входит в группу Sibelco.

Большое внимание уделяется производству сухого песка с округлой формой зерна, высоким содержанием оксида кремния, требуемым для конкретного процесса формообразования гранулометрическим составом и однородностью, а также минимальной глинистой составляющей.

Формовочный песок поставляется в соответствии с ГОСТ 2138-91 и имеет следующие характеристики:

Средний размер зерна, мм.....0,16; 0,25; 0,315
Однородность, %.....группа 01;02
Массовая доля влаги, %.....≤ 0,5
Форма зерна.....Округлая
Концентрация водородных ионов
водной вытяжки, рН..... Нейтральная
Газопроницаемость, м²/Па с.....≥ 200
Потеря массы при прокаливании, %.....≤ 0,5
Глинистая составляющая, %.....0,02
Содержание SiO₂, %.....> 99,2

Опыт использования таких песков марки 1K103025 для приготовления смоляных и жидкостекольных смесей показал высокие технологические свойства смесей при изготовлении отливок из стали, чугуна и цветных сплавов.

В частности: для Alphaset- процесса при добавке 1,3% смолы и 22% отвердителя (от массы смолы), получены следующие свойства.

• При времени испытания 0,5; 1; 4 и 24 ч предел прочности на сжатие составил 8,4; 14,6; 19,0 и 31,9 кг/см², соответственно.

- Осыпаемость – 0,07%
- Газопроницаемость смеси сразу после приготовления – 260 ед.

Для жидкостекольного процесса, при добавке 3,5% жидкой композиции ($M = 2,65$) – и 0,35% отвердителя АЦЭГ ЗСМ, получены следующие свойства.

• При времени испытания 0,5; 1; 4 и 24 ч предел прочности на сжатие составил 5,8; 12,4; 20,3 и 29,9 кг/см², соответственно.

- Осыпаемость – 0,05%
- Газопроницаемость смеси сразу после приготовления – 255 ед.

Приведенные параметры смесей, в сочетании с правильными технологическими решениями и оптимальной ценой песка, обеспечивают высокую рентабельность производства при хорошем качестве отливок.

Поставка осуществляется в арендных вагонах-хопперах выпуска 2007...2008 г. Опыт работы в логистике позволяет организовать поставки по заранее согласованному графику, что приводит к снижению складских запасов и положительно сказывается на оборотном капитале.

Опыт сотрудничества компании Sibelco с российской компанией ООО «Родонит», позволяет решить проблему улучшения качества отливок и снижения трудозатрат на ряде российских предприятий путем комплексного обеспечения литейных цехов современными исходными материалами. ООО «Родонит» занимается эксклюзивным

продвижением специальных формовочных продуктов группы Sibelco. Среди таких продуктов:

- хромитовые и оливиновые пески,
- готовые плакированные смеси для оболочкового литья,
- антипригарные покрытия различных классов,
- связующие для многих технологических процессов,
- огнеупоры и др.

Для выработки рекомендаций по совершенствованию технологических решений проводятся исследования действующих производств. Наш технический консультант осуществляет технологическое сопровождение применения песков непосредственно на производстве. В качестве главного методологического принципа выбора и освоения того или иного компонента технологии принят системный анализ производственного процесса.

Sibelco в сотрудничестве с ООО «Родонит» может предложить высокоэффективные решения для большинства процессов формообразования, включая: применение самотвердеющих смесей, Alfa set-, Beta set- и Amin-процессы, смолы-СО₂, Эпокси-СО₂, жидкостекольные с жидким отвердителем, смеси, отверждаемые продувкой и при нагреве, вакуум-пленочный процесс, литье по газифицируемым моделям и др.

Стратегическая цель компании Sibelco – создание сети производственных и логистических единиц для поставки полного спектра высококачественных материалов, и прежде всего формовочных песков, находящихся на расстоянии логистической целесообразности от потенциальных клиентов.

Анонс!

В журнале «**Металлургия машиностроения**», №4, 2010 г.
читайте интервью Министра промышленности Свердловской обл.
Александра Петрова

УДК 669.187.2.

С.В. Скрипник
(НТУУ «КПИ», г. Киев)
S.V. Skripnik

Аннотация

The Summary

Методы управления структурой и свойствами центробежных электрошлаковых отливок

Methods of Controlling the Formation of Crystalline Macrostructure of Centrifugal Electroslag Castings

Показаны методы управления формированием кристаллического строения затвердевающей заготовки при центробежном электрошлаковом литье (ЦЭШЛ) с вертикальной осью вращения формы. При варьировании толщины слоя обогревающего шлака возможно формирование как смешанной, так и сквозной столбчатой структуры. Динамическое воздействие на затвердевающий расплав позволяет получать измельченную равноосную структуру в теле отливки, обладающую повышенной трещиностойкостью. Химсостав стали или сплава играет одну из ведущих ролей в формировании той или иной структуры. Метод ЦЭШЛ обеспечивает возможность долегиrowания металла необходимыми компонентами в процессе тигельной плавки.

Ключевые слова

Электрошлаковое литье, кристаллическое строение, столбчатые кристаллы, структура затвердевания, горячие трещины.

The methods of management forming of crystalline structure of the solidifiable centrifugal electro-slag founding are rotined with the vertical ax of rotation of form. At varying of thickness of layer of heating slag forming of the both mixed and through pillar structure is possible. The dynamic affecting solidifiable fusion allows to get the ground up equal-sized structure in the body of founding, possessing enhanceable stability against shrinkage crack . Chemical composition became or alloy plays one of leading roles in forming of one or another structure. The method of CESC is provided by possibility of supplementary allowing elements metal by necessary components in the process of the crucible melting.

Key words

Electroslag casting, crystalline structure, columnar crystals, solidification structure, hot tears.

Как известно, кристаллическое строение крупногабаритных центробежных толстостенных отливок характеризуется наличием трех характерных структурных зон:

- корковой (периферийной) мелких равноосных кристаллов;
- столбчатых кристаллов;
- сравнительно крупных равноосных разориентированных кристаллов вблизи свободной поверхности.

В подавляющем большинстве случаев получение отливок кристаллического макростроения, для которого

характерно наличие ограниченной зоны столбчатых кристаллов, не требуется. Литейщики разными технологическими приемами (изменением перегрева при плавке и заливке, регулированием скорости отвода теплоты от отливки и т. п.) и рядом методов воздействия на затвердевающий расплав (модифицированием, вибрированием, электромагнитным перемешиванием и др.) решают, по существу, две проблемы управления формированием кристаллического строения отливки:

- как вызвать сквозную транскристаллизацию рас-

плава и получить отливку, состоящую только из столбчатых кристаллов;

- как не допустить образование зоны столбчатых кристаллов и получить мелкозернистое кристаллическое строение отливки, что более сложно.

Разработанный в ИЭС им. Е.О. Патона метод ЦЭШЛ* предлагает новые технологические приемы управления структурой и свойствами получаемых отливок, чему и посвящена эта статья.

Возможность активного воздействия на характер кристаллизации и структурообразование формирующейся отливки приобретает особую важность при получении сложных отливок с большими коэффициентами габаритности и приведенными размерами из высоколегированных сталей и сплавов с широким интервалом затвердевания.

В производственных условиях экспериментальные исследования процесса затвердевания таких отливок из дорогостоящих жаропрочных материалов не всегда возможны. Сократить количество опытов, выявить пределы возможности технологии, а также выбрать действительно оптимальные параметры процесса для конкретной отливки позволяет проведение теоретического анализа.

Непременное условие продвижения фронта затвердевания – наличие перед ним слоя жидкости с концентрационным или термическим переохлаждением. Так как в металлической ванне вращающегося кокиля существует направленный к периферии теплоотвод, а высокотемпературная зона находится вблизи центральной части отливки, то в случае ЦЭШЛ имеет место концентрационное переохлаждение – наличие перед фронтом затвердевания слоя жидкости, обогащенной легирующими или примесными элементами с разными коэффициентами распределения.

На основании теории концентрационного переохлаждения и вытекающего из нее критерия устойчивости плоского фронта затвердевания в виде соотношения, первоначально полученного Чалмерсом и др., можно определить предрасположенность сплава к формированию столбчатых или равноосных структур.

$$G_L/R \geq [m_L C_0 (1 - k)] / k D_L, \quad (1)$$

где G_L – температурный градиент в жидкости перед фронтом затвердевания, К/м; R – скорость перемещения фронта затвердевания, м/с; m_L – тангенс угла наклона линии ликвидус на диаграмме состояния сплава, К/%, D_L – коэффициент диффузии легирующего или примесного элемента (второго компонента) в жидкости, м²/с; C_0 – исходная концентрация второго компонента в жидкости, %; k – коэффициент равновесного распределения второ-

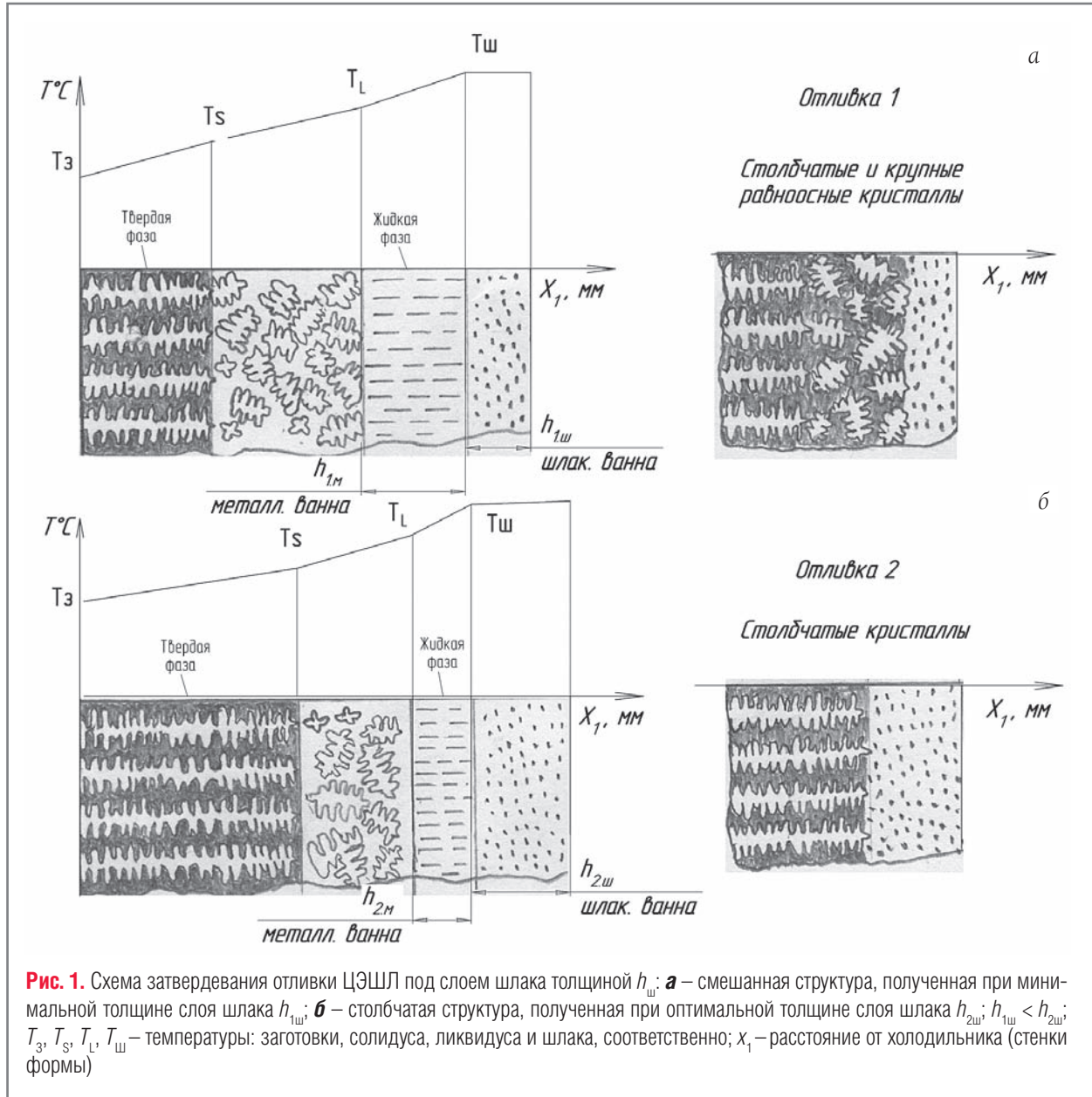
го компонента между твердой и жидкой фазами.

При заданном химсоставе сплава образование той или иной структуры при затвердевании зависит от температурного градиента перед фронтом затвердевания и скорости затвердевания. Для исследования этой зависимости обычно используют отношение G_L/R . Анализ соотношения (1) показывает, что формирование столбчатых кристаллов будет стимулироваться наличием резкого градиента температур в жидкой фазе у фронта затвердевания и низкой скоростью затвердевания. При низких значениях температурного градиента у фронта затвердевания и высокой скорости создаются более благоприятные условия для формирования зоны крупных равноосных кристаллов.

Метод ЦЭШЛ позволяет в широких пределах варьировать: объем и температуру шлакового расплава, массу, температуру, состав заливаемого металла, то есть активно влиять на параметр G_L/R . Эксперименты показывают, что перегрев жидкого тугоплавкого шлака снижается значительно медленнее, чем металла. Поскольку шлак при заливке в форму имеет температуру на 150...200 К выше температуры заливаемого металла, слой шлака, при его достаточной толщине, в период затвердевания центробежной отливки находится в жидком состоянии и активно обогревает ее внутреннюю (свободную) поверхность. В крупногабаритных толстостенных полых отливках с развитой внутренней поверхностью важна оптимальная толщина обогревающего слоя шлака. При заливке шлакометаллического расплава во вращающуюся форму с малой объемной долей шлака макроструктура отливки вблизи свободной поверхности состоит из относительно крупных равноосных кристаллов (рис. 1). Увеличение объема заливаемого шлака и, соответственно, толщины его высокотемпературного слоя с большим теплосодержанием приводит к изменению характера затвердевания. Градиент температуры расплава G_L у фронта затвердевания повышается, скорость продвижения фронта затвердевания R несколько снижается. Соответственно, параметр G_L/R , определяющий характер затвердевания, уменьшается. В результате обогрева шлаком жидкого металла в двухфазной зоне образуется количество свободных кристаллов $N_{св}$ значительно меньшее, чем растущих столбчатых кристаллов $N_{ст}$. Поэтому свободные кристаллы не могут препятствовать формированию сквозной столбчатой структуры, у которой кристаллы вытянуты в направлении теплоотвода и прорастают в жидкость, вплоть до внутренней поверхности.

Повышенные механические свойства отливок ЦЭШЛ со сплошной столбчатой структурой радиального направления обусловлены более благоприятным распределением микроликватов, малыми размерами неметаллических включений и их равномерным распределением в объеме отливки, а также характером микропористости*. Однако в

* Медовар Б.И., Маринский Г.С., Шевцов В.Л. Центробежное электрошлаковое литье. – К.: Знание, 1983. – 48 с.



случае изготовления крупногабаритных фасонных отливок ЦЭШЛ из сложнелегированных сталей и сплавов с широким интервалом затвердевания возникают проблемы, вызванные необходимостью предотвращения образования горячих трещин, которые нередко возникают вдоль столбчатых кристаллов.

Способ ЦЭШЛ позволяет активно влиять на процесс затвердевания динамическим воздействием на затвердевающий расплав, что может быть достигнуто сравнительно простыми технологическими приемами: периодическими торможениями и ускорениями движения расплава в одном направлении в форме с вертикальной осью вращения. При этом растущие кристаллы обламываются потоком расплава синхронно изменению угловой скорости кокиля. Часть обломков под действием центробежных

сил неизбежно отбрасывается к плоскому фронту затвердевания. Они ускоряют его продвижение и измельчают макроструктуру (рис. 2). Возникающие в двухфазной зоне свободные кристаллы и некоторая часть обломков образуют твердую фазу, вовлекаемую в круговое движение расплавом металла.

При доле твердой фазы $< 0,4$ смесь жидкой и твердой фаз ведет себя подобно многим суспензиям с таким же объемом твердого вещества. Пока динамическое перемешивание продолжается, эффективная вязкость металла при таком содержании твердой фазы оказывается ниже вязкости среднесортных смазочных масел. Интенсивное принудительное перемешивание позволяет предотвратить рост прочности, пока доля твердой фазы не превысит намного $0,4$. При этом сплав приобретает прочность

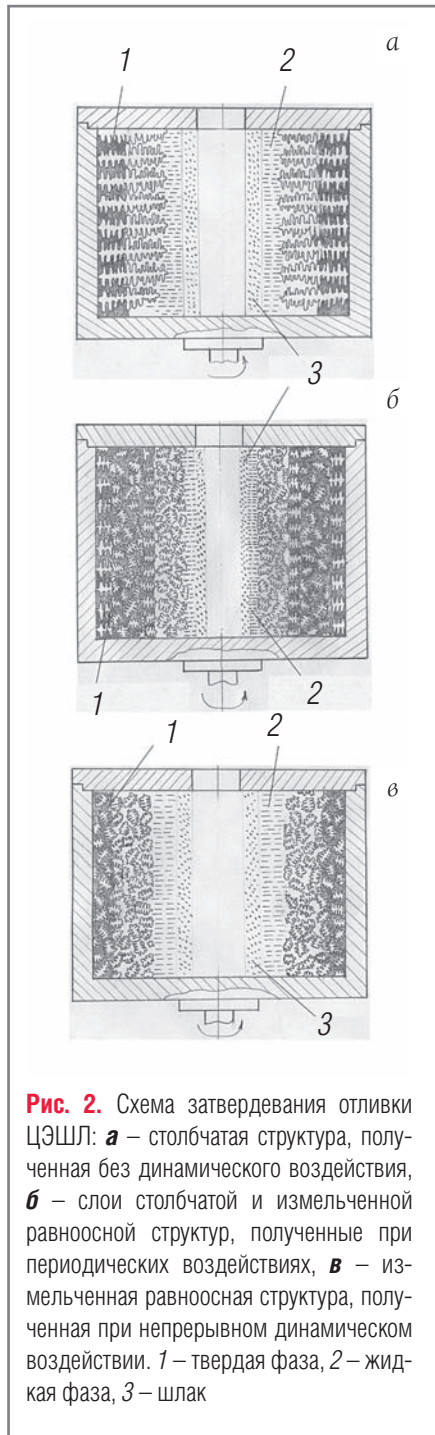


Рис. 2. Схема затвердевания отливки ЦЭШЛ: **а** – столбчатая структура, полученная без динамического воздействия, **б** – слои столбчатой и измельченной равноосной структур, полученные при периодических воздействиях, **в** – измельченная равноосная структура, полученная при непрерывном динамическом воздействии. 1 – твердая фаза, 2 – жидкая фаза, 3 – шлак

в относительно узкой температурной области и сравнительно быстро достигает прочности, достаточной, чтобы оказывать сопротивление образованию горячих трещин вблизи солидуса.

Способность металла противостоять образованию горячих трещин зависит и от размера кристаллов: чем мельче зерно, тем лучше эта способность, что обусловлено, согласно современным

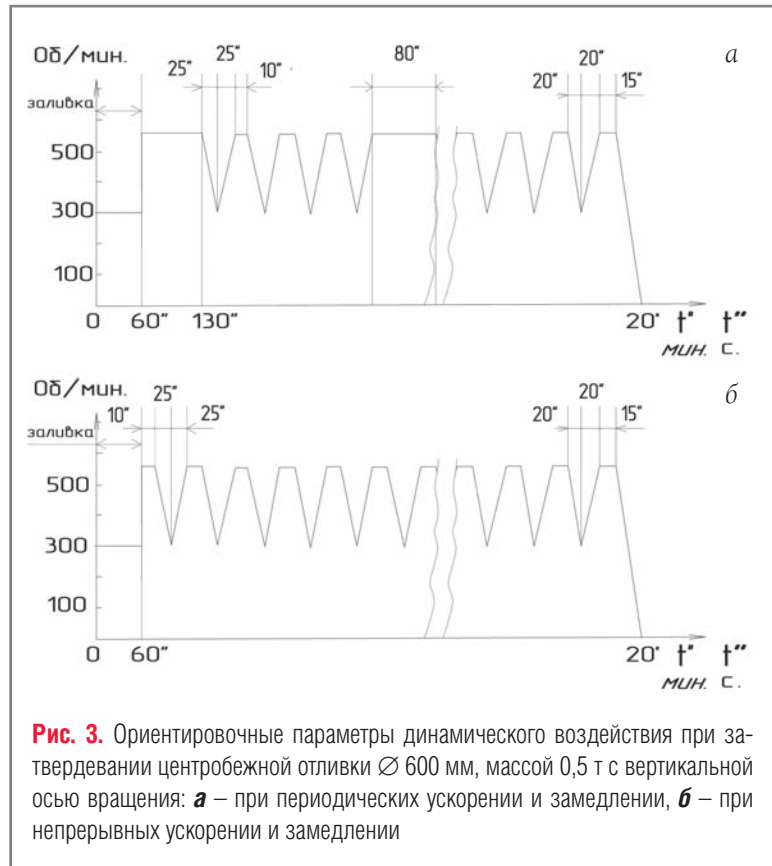


Рис. 3. Ориентировочные параметры динамического воздействия при затвердевании центробежной отливки $\varnothing 600$ мм, массой 0,5 т с вертикальной осью вращения: **а** – при периодических ускорении и замедлении, **б** – при непрерывных ускорении и замедлении

представлениям, большей подвижностью полузатвердевшего мелкозернистого металла, по сравнению с крупнозернистым. Мелкозернистый материал приобретает некоторую прочность на последней стадии затвердевания и вплоть до этого времени способен свободно компенсировать нарушения сплошности за счет перемещения как твердой, так и жидкой фаз.

В условиях ЦЭШЛ с динамическим воздействием на затвердевающую отливку характер формирующейся структуры определяют следующие параметры:

- частота торможений и ускорений;
- снижение скорости вращения формы, в % к максимальной (расчетной) скорости;
- относительная скорость скольжения между поверхностью фронта затвердевания и жидкой фазой.

В случае постоянной скорости вращения формы структура отливки практически не отличается от структуры, полученной в стационарных условиях. При прерывистом механическом воздействии структура (рис. 2, б) изменяется всякий раз в момент изменения угловой скорости движения формы (рис. 3, а). Непрерывное динамическое воздействие с переменной угловой скоростью (рис. 3, б) приводит к полному измельчению структуры отливки (рис. 2, в). Такая «облагороженная» структура может быть полезна и при изготовлении крупных толстостенных отливок, склонных к крупнозернистости и ликвации. Они могут быть устранены или, по крайней мере, в большой степени подавлены динамическим воздействием в период затвердевания.

Таблица 1

Элемент	Химсостав сталей, %					
	20X2H4A	20X13	13X11H2B2MФ (ЭИ 961)	15X12H2MBФAB (ЭП 517)	07X12HMБФ (ЭП 609)	XH73MBТЮ (ЭИ 698)
C	<u>0.16...0.22</u> 0,19	<u>0.16...0.25</u> 0,20	<u>0.10...0.16</u> 0,13	<u>0.13...0.18</u> 0,15	<u>0.05...0.09</u> 0,07	<u>0.03...0.07</u> 0,05
Si	<u>0.17...0.37</u> 0,27	<u>0.20...0.80</u> 0,50	≤ 0,60	≤ 0,50	≤ 0,60	≤ 0,50
Mn	<u>0.30...0.60</u> 0,45	<u>0.30...0.80</u> 0,55	≤ 0,60	≤ 0,50	≤ 0,60	≤ 0,40
Cr	<u>1.25...1.65</u> 1,45	<u>12.0...14.0</u> 13,0	<u>10.5...12.5</u> 11,5	<u>11.0...12.5</u> 11,75	<u>10.5...12.0</u> 11,25	<u>13.0...16.0</u> 14,5
Ni	<u>3.25...3.65</u> 3,45	–	<u>1.5...1.8</u> 1,65	<u>1.70...2.10</u> 1,9	<u>1.40...1.80</u> 1,6	<u>73.06...77.35</u> 75,21
W	–	–	<u>1.6...2.0</u> 1,8	<u>0.65...1.00</u> 0,82	–	≤ 0,2
Mo	–	–	<u>0.35...0.50</u> 0,42	<u>1.35...1.65</u> 1,50	<u>0.35...0.50</u> 0,42	<u>2.8...3.2</u> 3,0
V	–	–	<u>0.18...0.30</u> 0,24	<u>0.18...0.30</u> 0,24	<u>0.15...0.25</u> 0,20	–
Nb	–	–	–	<u>0.20...0.35</u> 0,27	<u>0.05...0.15</u> 0,10	<u>1.9...2.0</u> 1,95
Al	–	–	–	–	–	<u>1.45...1.80</u> 1,62
Ti	–	–	–	–	–	<u>2.35...2.75</u> 2,55
S	<u>≤ 0.02</u> 0,01	<u>≤ 0.025</u> 0,012	<u>≤ 0.025</u> 0,012	<u>≤ 0.015</u> 0,08	<u>≤ 0.20</u> 0,010	≤ 0,007
P	< 0,03	< 0,030	< 0,030	< 0,030	≤ 0,030	≤ 0,015

Примечание. В числителе – предельные, знаменателе – средние значения содержания элементов.

Таблица 2

Элемент	$m_L, \text{K}/\%$	k	$D_L \cdot 10^{-9}, \text{m}^2/\text{c}$	$m_L(1-k)/k, \text{K}/\%$	$A = m_L(1-k)/k \cdot D_L \cdot 10^9, \text{Kc}/\% \text{m}^2$
C	73	0,26	0,5	207,77	415,54
Si	12	0,66	10,0	6,18	0,62
Mn	3	0,84	3,9	0,570	0,15
Cr	1	0,95	5,0	0,05	0,01
Ni	3,5	0,80	3,2	0,875	0,27
W	2	0,95	1,14	0,11	0,09
Mo	–	0,70	0,9	0,86	0,95
V	–	0,90	6,6	0,22	0,03
Nb	–	–	4,3	–	0,05
Al	3	0,92	1,55	0,26	0,17
Ti	18	0,50	1,65	18,0	10,91
S	20	0,05	1,94	380,0	195,88
P	28	0,07	2,5	372,0	148,80

Таблица 3

Элемент	Значение параметра $E \cdot 10^9$, для уровней состава сталей: нижний/средний/верхний		
	20X2H4A	20X13	13X11H2B2MФ
C	66,49 / 78,95 / 91,42	66,49 / 83,11 / 103,89	41,55 / 54,02 / 66,49
Si	0,11 / 0,17 / 0,23	0,12 / 0,31 / 0,50	0,12 / 0,25 / 0,37
Mn	0,05 / 0,07 / 0,09	0,05 / 0,08 / 0,12	0,03 / 0,05 / 0,09
Cr	0,01 / 0,01 / 0,02	0,12 / 0,13 / 0,14	0,11 / 0,12 / 0,13
Ni	0,88 / 0,93 / 0,99	–	0,41 / 0,45 / 0,49
W	–	–	0,14 / 0,16 / 0,18
Mo	–	–	0,33 / 0,40 / 0,48
V	–	–	0,01 / 0,01 / 0,01
S	1,96 / 3,92 / 3,92	2,35 / 2,35 / 4,90	2,35 / 2,35 / 4,90
P	4,46 / 4,46 / 4,46	4,46 / 4,46 / 4,46	4,46 / 4,46 / 4,46
$E \cdot 10^9$, К с/м²	73,95 / 88,52 / 101,12	73,59 / 90,45 / 114,00	49,51 / 62,26 / 77,58

Продолжение табл. 3.

Элемент	Значение параметра $E \cdot 10^9$, для уровней состава сталей: нижний/средний/верхний		
	15X12H2MBФAB	07X12HMБФ	ХН73МБТЮ
C	54,02 / 62,33 / 74,80	20,78 / 29,09 / 37,40	12,47 / 20,78 / 29,09
Si	0,12 / 0,16 / 0,31	0,12 / 0,19 / 0,37	0,12 / 0,16 / 0,31
Mn	0,03 / 0,04 / 0,08	0,03 / 0,05 / 0,09	0,03 / 0,03 / 0,06
Cr	0,11 / 0,12 / 0,13	0,11 / 0,11 / 0,12	0,13 / 0,15 / 0,16
Ni	0,46 / 0,51 / 0,57	0,38 / 0,43 / 0,49	19,73 / 20,31 / 20,88
W	0,06 / 0,07 / 0,09	–	0,02 / 0,02 / 0,02
Mo	1,28 / 1,43 / 1,57	0,33 / 0,40 / 0,48	2,66 / 2,85 / 3,04
V	0,01 / 0,01 / 0,01	0,01 / 0,01 / 0,01	–
Nb	0,01 / 0,01 / 0,02	0,01 / 0,01 / 0,01	0,10 / 0,10 / 0,10
Al	–	–	0,25 / 0,28 / 0,31
Ti	–	–	25,64 / 27,82 / 30,00
S	1,57 / 1,57 / 2,94	1,96 / 1,96 / 3,92	1,37 / 1,37 / 1,37
P	4,46 / 4,46 / 4,46	4,46 / 4,46 / 4,46	2,23 / 2,23 / 2,23
$E \cdot 10^9$, Кс/м²	62,13 / 70,70 / 84,96	28,18 / 36,70 / 47,34	64,74 / 76,08 / 87,57

На характер формирующейся в отливке ЦЭШЛ первичной кристаллической структуры, наряду с технологическими факторами, существенно влияет химсостав используемых сталей и сплавов (табл. 1).

Влияние отдельных легирующих и примесных элементов на предрасположенность крупногабаритных отливок к формированию столбчатой или равноосной струк-

туры при одинаковых условиях затвердевания (при $G_i/R = \text{const}$) оценивали по параметрам, входящим в правую часть выражения (1). Анализ показывает, что развитию зоны столбчатых кристаллов способствуют:

- низкие концентрации легирующих и примесных элементов в сплаве;
- их высокая диффузионная подвижность;

- коэффициент распределения между твердой и жидкой фазой, приближающийся к единице.

Вероятность образования равноосной структуры возрастает по мере увеличения степени легирования сплава элементами с низким коэффициентом диффузии и малым коэффициентом распределения.

Значения D_L , k , m_L в расчетах приняты из работы*, входящих в правую часть выражения (1), для отдельных легирующих и примесных элементов приведены в **табл. 2**. Видно, что наибольшие значения параметра $m_L(1-k)/k$ обнаруживают С, S и P, на порядок ниже – Ti и Si, а наименьшие – Cr, W, V, Nb, Al, Mo и Mn. Несмотря на существенные различия в коэффициентах диффузии легирующих и примесных элементов в расплавах Fe, наибольшее влияние на параметр A оказывают те же элементы – С, S и P, а на порядок ниже – Ti. Таким образом, при равном содержании легирующих и примесных элементов в расплаве, Fe наибольшее влияние на параметр концентрационного переохлаждения A оказывает наличие С, S и P. А такие легирующие элементы, как Cr, W, V, Nb, Al, Mo и Mn в двойных сплавах Fe практически не принимают участия в создании концентрационного переохлаждения. Слабое влияние оказывает и Ti. Исходя из того, что в уравнении (1) определены граничные условия развития столбчатой структуры, то, как следует из приведенных расчетов (**табл. 2**), даже незначительное повышение в жидкой фазе содержания С, S и P благоприятствует получению равноосной структуры. Следует отметить, что в процессе электрошлаковой (ЭШ) тигельной плавки содержание такой вредной примеси, как S, может быть снижено до самых минимальных значений, что выгодно отличает рафинирующий ЭШ-переплав от других переплавных процессов. Десульфурация металла, сама по себе, способствует формированию столбчатой структуры.

В связи с тем, что содержание легирующих и даже примесных элементов в каждой марке стали или сплаве различно, вклад каждого из элементов в создание концентрационного переохлаждения определяется конкретным марочным составом. Для оценки этого вклада рассчитали значения параметра A по каждому легирующему и примесному элементу, при разных уровнях их содержания в пределах марочного состава (**табл. 3**).

В соответствии с теорией устойчивости фронта затвердевания и работами*, проведенными для однофазных трехкомпонентных сплавов, при условии пренебрежения диффузионным взаимодействием растворенных компонентов (1...n), критерий устойчивости плоского фронта затвердевания и, следовательно, условие (уравнение)

развития столбчатой структуры принимает вид:

$$G_L/R \geq [m_{L_1}C_{o1}(1-k_1)]/k_1D_{L_1} + \dots + [m_{L_n}C_{on}(1-k_n)]/k_nD_{L_n} \quad (2)$$

Как видно из **табл. 3**, параметры E (суммарные значения параметров A) сильно различаются, в зависимости от содержания компонентов в пределах марочного состава стали или сплава. Разница в значениях параметров E , вычисленных по верхним и сопоставленным с вычисленными по нижним пределам содержания, например, для жаропрочных сталей 20X13 и 13X11H2B2MФ, составляет 55 и 56%, соответственно, а для стали 07X12HMБФ – 65%.

Сравнение параметров E для средних значений химсостава показывает, что он изменяется в широких пределах, в зависимости от марки стали или сплава. Наибольшее значение этого параметра из рассматриваемых материалов присуще стали 20X13, а наименьшее – стали 07X12HMБФ. Их значения различаются в 2,5 раза, что в данном случае обусловлено разным содержанием С. Поэтому вероятность формирования столбчатой структуры у стали 07X12HMБФ, соответственно, выше, чем у стали 20X13. В общем случае, вероятность формирования столбчатой структуры в отливках возрастает, по мере приближения содержания легирующих элементов к нижнему пределу их марочного состава, а вредных примесей, таких как S и P – к минимально достижимому. Следует отметить, что, если это необходимо, метод ЦЭШЛ обеспечивает возможность подачи в футерованный тигель в процессе плавки практически любых компонентов, влияя в определенной степени на характер затвердевания.

Выводы

- Сплошная столбчатая структура в отливках ЦЭШЛ может быть обеспечена варьированием толщиной слоя шлака, обогревающего свободную поверхность затвердевающей отливки.

- Мелкокристаллическое строение в отливках ЦЭШЛ может быть создано непрерывным динамическим воздействием на затвердевающий расплав.

- На склонность к образованию столбчатой или равноосной структур, при одинаковых условиях затвердевания отливок, оказывает большое влияние химсостав металлов, особенно, содержание С, S и P. Влияние содержания отдельных элементов – от минимальных значений до максимальных, в пределах марочного состава, также отражается на предрасположенности металла к структурообразованию.

Завод АКС

Литейное производство не обязательно должно быть вредным

Foundry Industry Doesn't Have to be Hazardous

Вопросы защиты окружающей среды сегодня обсуждаются на высшем уровне. Каждая страна заинтересована в том, чтобы обеспечить благоприятные условия для обитания человека и минимизировать вред, наносимый промышленными предприятиями. Ужесточение экологических норм – необходимые меры, которые применяются во всем мире для снижения вредных выбросов в атмосферу. Перед всеми промышленниками рано или поздно встает вопрос о переходе на современные экологичные методы производства.

Литейное производство – один из главных источников загрязнения атмосферы среди промышленных предприятий. При традиционном литье на каждую тонну отливок из сплавов черных металлов выделяется ~ 50 кг пыли, 250 кг окиси углерода, 1,5...2 кг окиси серы. Кроме того, это производство связано с выбросом твердых отходов, которые также загрязняют окружающую среду. Отработанные формовочные и стержневые смеси относятся к 4-й категории опасности и составляют 90% общих отходов. Их регенерация – весьма дорогая процедура, поэтому перед сталелитейными предприятиями возникает задача перейти на менее вредное для окружающей среды производство.



Рис.1. Литейный цех ООО «Завод АКС»

Выбор технологии

Перед «Заводом АКС» стояла задача выбора технологии литья, которая удовлетворяла бы самым жестким экологическим требованиям. Предприятие находится в черте Санкт-Петербурга, поэтому защита окружающей среды стала первоочередным вопросом. Кроме того, необходимо было получать отливки разных форм и размеров с минимальными допусками на механооб-

работку или вовсе не требующих ее. За основу был взят метод литья по газифицируемыми моделям (ЛГМ), который полностью удовлетворяет этим условиям.

Переход на ЛГМ-процесс потребовал реконструкции цехов и модернизации оборудования, но полученный результат оправдал все затраты. «Заводу АКС» удалось снизить количество вредных выбросов твердых, жидких и газообразных отходов на 97%.



Рис.2. Вытяжная вентиляция при заливке



Рис.3. Вытяжная вентиляция в модельном цехе ООО «Завод АКС»

В традиционном литейном производстве основной источник токсичных веществ, выделяемых в атмосферу, — это связующие материалы и синтетические смолы, используемые при изготовлении стержней и форм. При заливке вредные вещества выделяются в воздух, и его очистка — довольно сложное мероприятие. При ЛГМ-процессе модель для отливки создается из пенополистирола. В процессе выжигания полистирол полностью разлагается на газообразные составляющие.

Опоки с моделями для заливки подключены к вакуумной системе, поэтому все вредные газы поступают сразу в систему очистки, практически не попадая в помещения.

Выбор системы очистки

При разработке литейного комплекса «Завод АКС» рассматривал несколько вариантов очистки выделяемых газов:

- *бактериологическая очистка* не устроила большими размерами установок и высокой стоимостью
- *каталитические установки* нуждаются в регулярном обслуживании, которое также требует существенных затрат
- *очистка горящим газом* повышает пожароопасность предприятия.

Выбор был сделан в пользу *плазменно-каталитических установок*.

Принцип действия плазменно-каталитической установки основан на комбинированном воздействии объемного барьерного разряда. Очистка осуществляется как непосредственно разрядом, так и выделяемым при разряде озоном высокой концентрации. Конструкция газоразрядных ячеек разработана таким образом, чтобы каждая молекула попадала под действие разряда ≥ 5 раз. Выделенный озон нейтрализуется с помощью угольных фильтров. Для достижения нужной степени очистки используется многоступенчатая фильтрация.

Снижение количества отходов

ЛГМ относится к малоотходному производству. Формовочный песок тщательно просеивается, подается элеваторами в охладитель, после чего возвращается на формовку. При этом удаляются вредные газы и пыль. Антипригарные покрытия на водных связующих практически не загрязняют песок и легко отделяются при просеивании и в системе охлаждения; 1-2 раза в год песок очищают методом терморегенерации. Для удаления пыли на производствах используются аспирационные установки и циклоны с высокой степенью очистки. Многократное использование песка позволяет добиться минимальных потерь — всего 0,5...1% (пыль кварцевого песка, остатки краски).

Применение оборотной системы водоснабжения на плавильных печах позволяет использовать полученное тепло для обогрева производственных помещений, также оно подается в помещения для сушки и хранения полистирольных моделей, что позволяет значительно снизить внешнее водопотребление и слив отработанной воды в канализацию, а также минимизировать потребление электрической или тепловой энергии, требуемой для обогрева. Это, скорее, относится к косвенной защите окружающей



Рис.4. Газоконвертор для промышленной очистки воздуха и газов от вредных, веществ органической природы и для обеззараживания приточного воздуха.

вок приведено ниже.

	Традиционный метод	ЛГМ-процесс
Пыль, кг	50	16
Окись углерода, кг	250	–
Окись серы, кг	1,5...2	0,2...0,3
Твердые отходы, кг	1200...1500	0,05...0,1
Отработанная вода, м ³	0,3...0,5	

среды. Водоснабжение не сильно влияет на экологичность производства, но снижение потребления энергии от внешних источников снижает вред, наносимый природе котельными или электростанциями.

Количество отходов на 1 т отли-

Применение технологий ЛГМ – важный шаг в области охраны окружающей среды. ЛГМ-технологии активно применяются во всем мире. В России одним из пионеров этого метода стала компания «Завод АКС». Она занимается проектированием, изготовлением и поставкой комплексов оборудования для литья по газифицируемым моделям. При проектировании учитываются передовые решения в области выбросов и минимизации твердых отходов.

«Завод АКС» постоянно модернизирует производство, использует новые технологии и предлагает самые современные и экологичные решения.

К авторам!

К статьям, присылаемым в редакцию, предъявляются следующие требования:

- статьи должны быть присланы с рецензиями, а также к ним следует добавлять ключевые слова;
- к статье обязательно прилагайте краткую аннотацию на русском и, желательно, английском языках;
- текст должен быть сохранен в редакторе MS Word 2003;
- статья должна содержать ссылки на все рисунки и таблицы, а также подписи к ним;
- все рисунки, графики и чертежи должны быть четкими (с разрешением как минимум 300 dpi) и присланы отдельными файлами со стандартными графическими расширениями *.cdr, *.ai, *.eps или *.jpeg, *.tif;
- формулы и буквенные обозначения должны быть набраны четко, крупно;
- список литературы составляется в порядке цитирования работ, для статей обязательно указывать название журнала, сборника и т.п., в которых они опубликованы, год издания, том, начальную страницу;
- в тексте ссылка на литературу дается порядковым номером в квадратных скобках, для статей обязательно указывать название журнала, сборника и т.п., в которых они опубликованы, год издания, том, начальную страницу;
- объем статьи – не более 8 страниц, рисунков – не более 4;
- статья должна быть подписана всеми авторами.

Также прилагайте подробные сведения об авторах и контактную информацию (адрес, телефон, факс, e-mail)



Пористые отливки? Решение есть! Porous Castings? There is a solution!

Гюнтер Малданер («Ing. Hubert Maldaner»)
С.Н. Заварзин («Политег-Мет»)

Несмотря на развитие литейных технологий, в отливках из разных сплавов нередко возникает пористость. В зависимости от области применения таких деталей, например, в корпусах коробок передач, масляных поддонах, головках цилиндров, клапанах или различных гидравлических и пневматических узлах, эти изделия могут придти в негодность. Во всех сферах производства, где к деталям предъявляют требования непроницаемости для жидкостей и газов, пористость может стать серьёзной проблемой.

В зависимости от материала и способа литья внешний контур детали

застывает быстрее, и поэтому при охлаждении металла под герметичной литейной коркой образуется усадочная пористость, которая может быть обнаружена лишь при обработке резанием. Это означает, что, принимая во внимание стоимость изготовления и расходы на обработку, при обнаружении брака в изделиях компания понесёт значительные убытки.

Экономичным решением этой проблемы может стать *пропитка отливки*. Прежде существовал ряд способов, различавшихся, в основном, используемыми материалами, в их числе: силикат натрия (жидкое стекло), эпоксидная смола или поли-

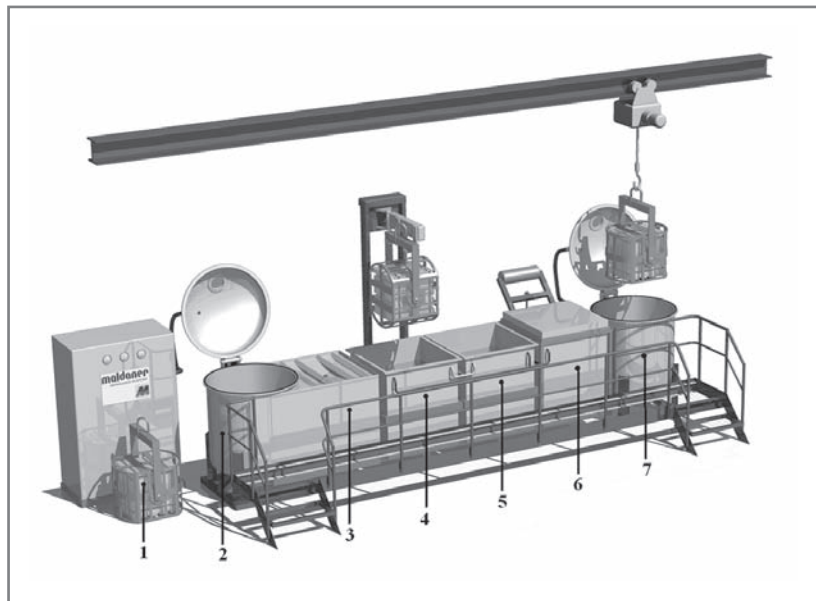
эфирная смола. В наше время такие способы применяют лишь в единичных случаях, так как они обладают разными недостатками.

Компания Ing. Hubert Maldaner GmbH, занимающаяся с 1962 г. пропиткой отливок синтетическими смолами, проектированием сатураторных установок и реализацией полимеров, постоянно совершенствует системы для этой технологии. Современные искусственные смолы на основе метакрилата поставляет производитель, тесно сотрудничающий с нашим предприятием – компания Internationalen Metall Imprägnier GmbH.

Во время процесса пропитки методом компании Maldaner происходит заполнение открытых сквозных и односторонних пор. Поры внутри литого изделия не заполняются металлом, что может привести к возникновению проблемы, когда при последующей обработке деталей после пропитки произойдёт раскрытие пор.

Процедура пропитки

Непосредственно перед процедурой пропитки литые изделия должны быть очищены и высушены с учётом их характеристик, чтобы герметизирующее средство могло беспрепятственно проникнуть в пустые поры и заполнить их.



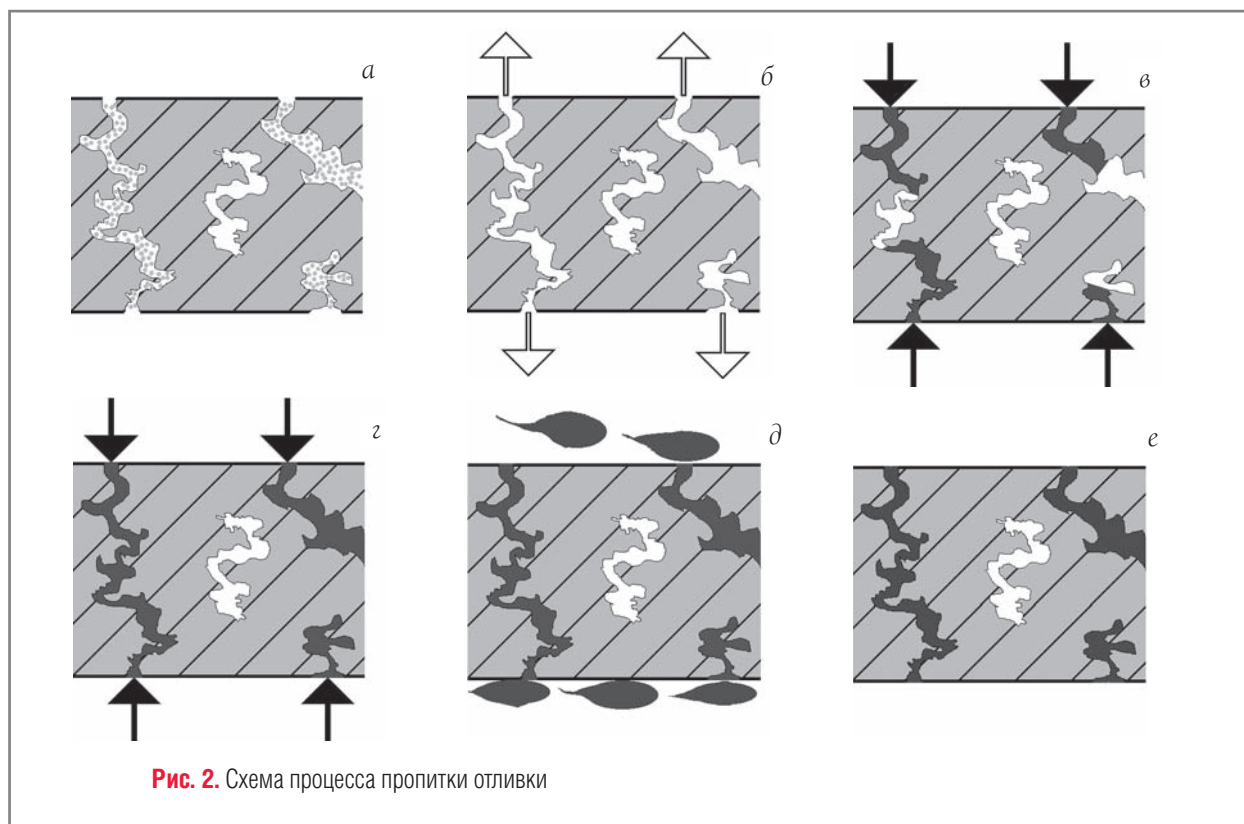


Рис. 2. Схема процесса пропитки отливки

Высушенные обезжиренные детали помещаются в загрузочный короб в соответствии со своими размерами и степенью обработки (1, рис.1), затем короб помещается в пустой резервуар для пропитки (2, рис.1). После закрытия крышки резервуара с помощью вакуумного насоса в нём создаётся вакуум ≥ 10 мБар, и таким образом из открытых пор удаляется воздух. После этапа «вакуумной сушки» открывается заливной клапан, и пропиточная смола подаётся из резервуара хранения (3, рис.1) в резервуар для пропитки до тех пор, пока загрузочный короб не будет полностью покрыт ею.

Вакуумный насос продолжает работу для поддержания высокого вакуума. Уже во время подачи смолы открытые поры частично заполняются для предотвращения воздушного сопротивления. Кроме того, смола впитывается в поры благодаря капиллярному эффекту.

По окончании этапа «вакуумного

увлажнения» прекращается создание вакуума и восстанавливается атмосферное давление. Из-за разницы вакуума в порах и атмосферного давления в резервуаре происходит полное заполнение открытых пор, вплоть до мельчайших разветвлений. По окончании этапа «восстановления давления» смола всасывается обратно в запасной резервуар. Затем открывается крышка резервуара для пропитки, загрузочный короб извлекается и перемещается в зону стекания (3, рис.1). В резервуар для пропитки можно сразу поместить новую загрузочную партию. В зоне стекания происходит удаление излишков смолы с поверхности обрабатываемых деталей вращением короба. Стекающая смола подаётся обратно в резервуар хранения и может быть снова использована. Для сложных деталей с небольшими глухими отверстиями и резьбой рекомендуется применять центрифугу, что позволяет сберечь до 30% пропиточной смолы.

После стекания или центрифугирования партия деталей помещается в моечный резервуар (4, рис.1), где она многократно с разных сторон целиком погружается в воду и извлекается из неё для очистки деталей от остатков прилипшей смолы. Ввиду того, что пропиточное средство образует с водой эмульсию, оно может быть легко смыто с поверхности или из отверстий водой. Последующая дополнительная промывка или обработка изделия не потребуются. Тем не менее, благодаря капиллярному эффекту смола удерживается в центральной части изделия, а также в тонких порах.

После промывки загрузочный короб помещается в резервуар для ополаскивания (5, рис.1), где он погружается с двух сторон в чистую воду для споласкивания промывочной воды и удаления поверхностной плёнки.

Для отверждения оставшейся в порах пропиточной смолы детали

помещаются в резервуар для полимеризации (6, **рис.1**), наполненный горячей водой с температурой 90°C; там они должны находиться ~ 10 мин. В течение этого времени бывшая ранее текучей смола становится твёрдым однородным веществом, которое принимает форму пор и таким образом прочно закрепляется в них. После полимеризации смолы процедура завершается, и детали можно проверять на герметичность или отправлять в сборочный цех. Тем не менее, рекомендуется просушить детали с глухими отверстиями в вакуумной сушилке (7, **рис.1**) для предотвращения возникновения коррозии из-за остаточной влажности.

Если проведена надлежащая обработка пропитанных деталей и они герметичны, то их также можно применять в качестве плотных литых изделий. Это объясняется хорошей химической устойчивостью акриловой смолы против нефтепродуктов, кислот, растворителей и газов, а также её термостойкостью в пределах от -55°C до +200°C. Затвердевшая в порах пропиточная смола сохраняет

эластичность при предельных нагрузках в результате смены давления и температуры – она не растрескивается и не крошится.

Процесс пропитки отливки иллюстрирует **рис. 2**.

Пропиточное средство

Описанное выше пропиточное средство представляет собой модифицированный для производственных целей полимер на акрилатовой основе с кодом продукта IM 3000. Его пригодность к использованию доказана его испытаниями в суровых условиях, что своими многочисленными международными разрешениями и сертификатами подтверждают следующие организации:

- GWI Институт газа г. Эссен в. V.
- Институт гигиены, г. Гельзенкирхен, Рурская область (соответствие стандарту KTW).
- NSF International, Мичиган.
- «Регистр Ллойда», Лондон.
- Военно-морское министерство США, Вашингтон, а также большинство автопроизводителей и поставщиков.

Область применения

Область применения процесса пропитки литых деталей акриловой смолой ограничена её использованием только для работы с микропористостью. Крупные дефекты отливок, такие, как усадочные раковины или трещины, не могут быть герметизированы, так как при таких дефектах пропиточное средство может быть вымыто, либо трещина раскроется при испытании давлением или иных подобных нагрузках. Пористые литые изделия, прошедшие пропитку, в большинстве случаев остаются герметичными при воздействии избыточного и пониженного давления, но их прочность при этом не повышается; поэтому изделия с ослабленной структурой пропитке не подлежат.

С 2007 г. на территории России, Украины и Белоруссии компанию «Ing. Hubert Maldaner» GmbH представляет Международный технологический Центр «Политег-Мет», осуществляя технические консультации, поставку оборудования и необходимых технологических материалов (www.polyteg-met.ru).

Наши журналы Вы найдете в каталогах:

ВНИМАНИЕ!

	«Литейное производство» <i>полугодие / год</i>	«Металлургия машиностроения» <i>полугодие / год</i>	«Литейное производство» и «Библиотека литейщика» (комплект) <i>полугодие / год</i>
Каталог «Роспечать», индекс	70491 / 47310	80468 / –	81292 / –
Объединенный каталог «Пресса России», индекс	42306 / 42422	42207 / 42423	42208 / 42440

Подписку также можно оформить в редакции.
Для правильного оформления документов в назначении платежа укажите Ваш юридический адрес, адрес доставки, контактное лицо.

**У нас новый адрес: 111394, Москва, Мартеновская ул., д.39, корп. 2, офис 4.
Тел./факс: +7 (495) 303-85-81; e-mail: lp@niit.ru (не изменился)**

Юрий Августович Шульте

(1910...1995 гг.)

17 июля 2000 г. исполнилось бы 100 лет известному ученому, металлургу – литейщику, члену-корреспонденту АН Украины, профессору, доктору технических наук Юрию Августовичу Шульте.

После окончания в 1931 г. Днепропетровского металлургического института Юрий Августович был направлен на работу на Запорожский завод инструментальных сталей, входивший тогда в состав комбината «Запорожсталь», ныне ОАО «Электрометаллургический завод Днепропетросталь». 10 октября 1932 г. под руководством плавильного мастера Ю.А. Шульте была произведена первая электроплавка запорожской стали, что ознаменовало пуск цеха и завода. Он в кратчайшие сроки становится обер-мастером, начальником смены, заместителем начальника цеха.

Производственную деятельность Юрий Августович совмещал с научно-исследовательской работой в области электроплавки стали. В частности, им были разработаны техпроцессы диффузионного раскисления стали, хромовосстановительной плавки стали переплавом хромоникелевых отходов в печах с кислой футеровкой.

В 1941 г. он вместе с коллективом цеха был эвакуирован на Кузнецкий металлургический комбинат, где работал заместителем начальника электросталеплавильного цеха завода «Спецсталь», продолжая заниматься наукой. Творческий труд специалиста и ученого в эти годы отмечен правительственными наградами – орденом «Знак Почета» и медалью «За доблестный труд в Великой Отечественной войне 1941...1945 гг.»

В 1945 г. Ю.А. Шульте возвратился в Запорожье на завод «Днепропетросталь». В 1946 г. он защищает кандидатскую диссертацию.

С 1947 г. Юрий Августович работает в Запорожском машиностроительном институте (ныне Запорожский ГТУ) на кафедре «Машины и технология литейного производства». Активную работу (заведующий кафедрой 1947...1987гг., декан факультета 1948...1956 гг., про-



ректором по научной работе 1956... 974 гг.) он совмещает с глубокими исследованиями влияния техпроцессов плавки стали на ее свойства. В 1955 г. Ю.А. Шульте защищает докторскую диссертацию, а в 1956 г. ему присваивают звание профессора.

В течение всего периода работы в институте Ю.А. Шульте активно сотрудничает с промышленностью, выполняет важные для народного хозяйства научно-исследовательские работы. С 1967 г. Ю.А. Шульте – научный руководитель открытой в институте отраслевой лаборатории износостойких и хладостойких сталей и

сплавов Минцветмета СССР.

В 1963 г. Ю.А. Шульте был удостоен Ленинской премии за участие в поисковых работах Института электросварки им. Патона АН УССР по созданию нового прогрессивного металлургического процесса – электрошлакового переплава стали. В 1969 г. Ю.А. Шульте был избран членом-корреспондентом АН УССР.

Научное направление работ Юрия Августовича тесно связано с практикой электрометаллургии и литейного производства. Его труды посвящены исследованию природы и характера неметаллических включений (НМВ) в сталях и сплавах с целью управления физико-механическими свойствами металла. По этой тематике Ю.А. Шульте участвует в совместных работах с рядом научных учреждений страны: ЦНИИчерметом им. И.П. Бардина, УкрНИИ-Испецсталью; институтами АН Украины: Электросварки им. Е.О Патона, Проблем литья, Физико-механическим; высшими учебными заведениями: Днепропетровским металлургическим, Харьковским политехническим и другими.

Под руководством Ю.А. Шульте его учениками И.А. Гаревских, И.П. Волчком, В.В. Луневым, Э.И. Цивирко, А.А. Шаломеевым, Г.А. Бяликом, А.Н. Улитенко и др. разработаны теоретические и практические основы глубо-

кой десульфурации конструкционных сталей, проведены исследования влияния ЩЗМ и РЗМ на свойства литых сталей, разработаны методы количественной и качественной оценки НМВ и структурных составляющих сталей и сплавов, вошедшие в ГОСТы.

Ю.А. Шульте создана научная школа, изучающая влияние НМВ на свойства литых и деформированных сталей. Каждые три года проводится Международная научно-техническая конференция «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах».

Последние годы жизни Ю.А. Шульте посвятил энерго-сберегающим технологиям производства сталей и спла-

вов и созданию экономнолегированных марок сталей.

Юрий Августович – автор более 350 научных трудов, более 50 авторских свидетельств и четырех монографий: «Неметаллические включения в электростали», «Электророметаллургия стального литья»; «Хладостойкие стали»; «Производство отливок из стали».

Особо необходимо отметить педагогический талант Ю.А. Шульте. За годы его преподавательской деятельности было выпущено более 5 тыс. инженеров по трем литейным специальностям. Он подготовил более 50 кандидатов технических наук и четырех докторов технических наук.

Книги издательства «Машиностроение»

Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С.

Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: справочник. 2006. – 507 с, тв. пер., 60x88 1/16
ISBN 5-217-03329-0

385 руб.

Приведены физико-химические свойства и составы исходных формовочных материалов – кварцевых песков, глин и бентонитов, систем связующих, компонентов противопригарных покрытий. Рассмотрены технологические свойства смесей и методы их испытаний. Приведены составы стержневых смесей, критерии их выбора, описаны современные технологические процессы изготовления форм и стержней.

Предназначен для инженерно-технических работников литейного и металлургического производств, а также для студентов вузов.

Назаратин В.В.

Технология изготовления стальных отливок ответственного назначения. 2006. – 234 с, тв. пер., 70x100 1/16
ISBN 5-217-03325-8

242 руб.

Представлены экспериментальные и теоретические исследования кинетики процесса затвердевания и особенности формирования стальных отливок из углеродистой и легированной стали в зависимости от их толщины и условий охлаждения.

Определена величина временного критерия направленного затвердевания, при достижении которой гарантированно обеспечивается плотность литой заготовки на уровне 1 – 2-го классов качества Международных требований, которые позволяют использовать подобные отливки в атомном машиностроении и во всех видах энергетического, металлургического, нефтехимического, транспортного и др. оборудования.

Приведены методики расчетов, графические зависимости, номограммы, а также примеры технологических процессов изготовления стальных отливок ответственного назначения.

Рассмотрены результаты аттестационных испытаний всего комплекса свойств металла отливок и их сварных соединений.

Сойфер В.М.

Выплавка стали в кислых электропечах. 2009. – 480 с: ил., тв. пер., 60x88 1/16
ISBN 978-5-217-03450-5

880 руб.

Изложены требования к качеству кислой электростали для отливок, теоретические основы выплавки стали кислым процессом, описаны конструкции и футеровки кислых дуговых и индукционных печей, технология выплавки и разливки стали. Освещены особенности дуговых сталеплавильных печей постоянного тока; сертификации дуговых и индукционных печей; приведены современные стандарты, касающиеся кислой электроплавки стали, результаты последних исследований; описана технология получения продукта прямого восстановления железа в качестве шихты для электросталеплавильных печей, результаты исследований напряженности магнитного поля индукционных печей, прогрессивные технологические процессы выплавки стали и футеровки печей.

Предназначена для инженерно-технических работников машиностроительных и металлургических предприятий, научных работников, может быть полезна студентам вузов.

Чернышов Е.А., Евстигнеев А.И., Евлампиев А.А.

Литейные дефекты. Причины образования. Способы предупреждения и исправления: учебное пособие. 2008. – 282 с: ил., тв. пер., 60x88 1/16

ISBN 978-5-217-03413-0

550 руб.

Приведены основные сведения о качестве отливок и классификация дефектов, причины возникновения и способы предупреждения наиболее распространенных дефектов отливок, изготавливаемых в разовых и многократно используемых формах. Кратко описаны способы выявления и исправления дефектов.

Пособие предназначено для студентов вузов машиностроительно-го и металлургического профилей при изучении специальных дисциплин, может быть использован в курсовом проектировании, при выполнении выпускной квалификационной работы, а также при подготовке к государственному экзамену для бакалавров, дипломированных специалистов и магистров. Может быть полезно инженерно-техническим работникам, занятым в литейном производстве.

Чернышов Е.А.

Литейные сплавы и их зарубежные аналоги: справочник. 2006. – 336 с, тв. пер., 60x88 1/16

ISBN 5-217-03327-4

385 руб.

Приведены справочные сведения о зарубежных и отечественных марках литейных чугунов и сталей, а также сплавах цветных металлов. Рассмотрены их классификация, режимы термической обработки, механические и литейные свойства, область применения, зарубежные аналоги.

Предназначен специалистам и инженерно-техническим работникам литейного производства. Может быть рекомендован преподавателям и студентам вузов машиностроительных и металлургических специальностей.

Давыдов Н.И.

Литейные противопопригарные покрытия: справочник. 2010. – 240 с, тв. пер., 60x88 1/16

ISBN 978-5-94275-438-9

440 руб.

Систематизирован практический материал по литейным противопопригарным покрытиям. Рассмотрена природа пригара (наиболее распространенного дефекта отливок) и дано обоснование эффективности применения покрытий как средства предотвращения указанного дефекта.

Описаны свойства покрытий и методы их испытаний, а также некоторые сведения о современных приборах и оборудовании, в том числе используемых за рубежом. Представлены справочные данные об исходных материалах и составах покрытий, рекомендуемых для изготовления в условиях потребителя, а также марки, свойства и области применения промышленно выпускаемых противопопригарных композиций. Приведены сведения о покрытиях, используемых за рубежом. Дана необходимая информация, касающаяся оборудования для изготовления покрытий, а также технологии их нанесения и отверждения.

Для инженерно-технических работников литейного и металлургического производства, может быть полезен аспирантам и студентам вузов.

Учредители

- КОЛЛЕКТИВ РЕДАКЦИИ
- АССОЦИАЦИЯ ЛИТЕЙЩИКОВ УКРАИНЫ
- БЕЛОРУССКАЯ АССОЦИАЦИЯ ЛИТЕЙЩИКОВ
- РОССИЙСКАЯ АССОЦИАЦИЯ ЛИТЕЙЩИКОВ
- СОЮЗ ЛИТЕЙЩИКОВ САНКТ-ПЕТЕРБУРГА
- ОАО «КАМАЗ-металлургия»
- АМО «ЗИЛ»
- АО «АвтоВАЗ»

Издатель

ООО «Литейное производство»

Главный редактор

И.А. Яскевич

Арт-директор

О.Э. Дробицкая

Журнал готовили

Н.В. Воробьева

Т.Н. Чернова

Е.В. Трушина

Наш новый адрес:

111394, Москва,
ул. Мартеновская, 39, корп. 2,
офис 4

Новый телефон/факс

+7 (495) 303-85-81

e-mail: lp@niit.ru

Сайт www.foundrymag.ru

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале «Литейное производство», осуществляется только с разрешения редакции

Сдано в набор 01.05.2010

Подписано в печать 10.06.2010

Формат 60x80 1/8

Печать офсетная, мелованная

Отпечатано в ООО «Компания АС-ТРАСТ»

– сеть полиграфических услуг

125167, Москва,

ул. Сходненский туп., 16, стр. 4

Тел. +7 (495) 617-03-18

Цена договорная