

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.74: 669.7.018

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ В КРУПНОТОННАЖНЫХ СЛИТКАХ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 1XXX

Фролов В.Ф.¹, Беляев С.В.², Губанов И.Ю.², Безруких А.И.², Костин И.В.²¹ ООО «РУСАЛ ИТЦ», Красноярск, Россия,² Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия

Аннотация. В настоящее время развитие научно-технического прогресса в алюминиевом производстве происходит в условиях жесткой конкурентной борьбы на мировом рынке, основными требованиями которого является неуклонное повышение эффективности конечной продукции. В условиях действующего кризиса в металлургии главным вектором развития алюминиевой отрасли в последнее время стала тенденция увеличения в общей структуре производства продуктов высокого уровня обработки, где самым востребованным продуктом на мировом рынке потребления алюминия являются алюминиевые сплавы, позволяющие создавать изделия в виде слитков, проката, профилей, упаковочных материалов, полностью удовлетворяющие требованиям конечного потребителя. Одним из перспективных проектов лидера российской алюминиевой отрасли ОК РУСАЛ является производство плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства. Однако существующие технологии данного производства не обеспечивают стабильного получения качественных характеристик по внутреннему строению этих слитков. В крупнотоннажных слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX возникают внутренние дефекты в виде структурной неоднородности, которые отрицательно влияют на качество получаемой из них фольги. Основными видами брака при производстве фольги, связанными со структурной неоднородностью, являются «плавающие» кристаллы, «веерная» и «fir tree» структуры. Авторами на основе анализа научно-технической литературы и обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, даны рекомендации для выбора технологических параметров процесса литья крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX, гарантирующих отсутствие дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы серии 1XXX, крупнотоннажные слитки, структурные дефекты, веерная и fir-tree структура, плавающие кристаллы.

Введение

Алюминиевые сплавы серий 1XXX относятся к группе деформируемых термически неупрочняемых сплавов. Объем использования сплавов этой серии при изготовлении листопрокатной продукции составляет более 20% [1–3]. По плоским слиткам, поставляемым для прокатки из сплавов серии 1XXX, потребители периодически предоставляют информацию о появлении брака в виде структурной неоднородности на готовой продукции. Основными неустраняемыми дефектами являются структурная неоднородность в виде «Fir-Tree», «веерная» структура и «плавающие» кристаллы.

Дефекты структуры и причины ее образования

Структура «Fir-Tree» («ёлочная структура») – это вторичная зона кромки, которая наблюдается в виде более темной зоны с неровными краями в периферийных слоях слитка. Впервые «Fir-Tree» структура (далее по тексту – FTS) в плоских слитках сплавов 1XXX (до 1% магния) была обнаружена в середине прошлого века доктором Альтенполем (Dr. Altenpohl) [4]. Данный дефект получил название ёлочной структуры в силу своей формы на вертикальном срезе (рис. 1). FTS оказывает отрицательное влияние на производство готовых изделий.

1. Во время проката возможно появление

© Фролов В.Ф., Беляев С.В., Губанов И.Ю., Безруких А.И., Костин И.В., 2016

вертикальных полос и царапин на фольге (полосчатость) и резко снижается пластичности заготовки.

2. В типографии – проявление рисунка дефекта во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

3. При проведении процесса анодирования пластин для облицовки – неровное нанесение защитного слоя.

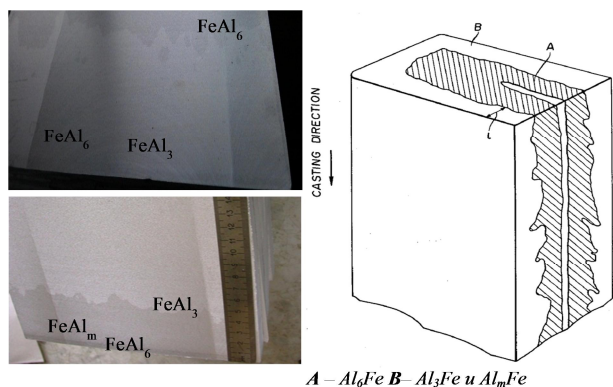


Рис. 1. Fig-Tree структура слитков

На поверхности среза (после скальпирования) без какой-либо обработки или травления FTS может быть обнаружена в виде двух цветных зон: тёмная зона внутри и светлая – за её пределами. Но при травлении гидроксидом натрия (NaOH) или анодировании дефект можно легко увидеть благодаря тому, что разные компоненты металлического соединения (Al-Fe) по-разному реагируют на щелочное или кислотное травление. Распознавание различных фаз структуры в разных областях слитков основано на различной растворимости фаз $FeAl_6$ и $FeAl_3$ и $FeAl_m$ в серной кислоте. При травлении образца фаза $FeAl_6$ не разрушается (не растворяется в серной кислоте), образец дает темно-серый цвет. Фазы $FeAl_3$ и $FeAl_m$ растворяются в серной кислоте, разрушаются и дают светло-серый цвет.

Веерная структура – это разновидность столбчатой кристаллизации. Ее называют также пористой, лучевой, узорчатой. Возникает в результате роста кристаллов в виде пластинчатых двойников, чему благоприятствует высокий температурный градиент в жидкой ванне кристаллизующегося слитка и спокойное состояние расплава в лунке. Зона веерной структуры (далее по тексту ВС) образуется в периферийной зоне слитка, за исключением узкой наружной зоны равноосных зерен. Пример ВС представлен на рис. 2.

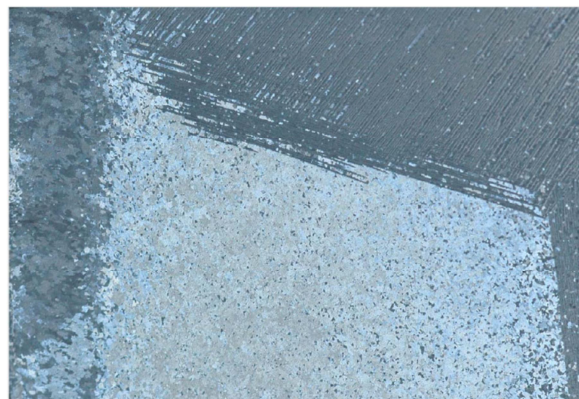


Рис. 2. Веерная структура слитка

ВС отрицательно влияет на производство и качество готовых изделий. Слитки с ВС часто разрушаются в процессе пластической деформации. Полуфабрикаты, изготовленные из таких слитков, характеризуются нестабильными, часто пониженными значениями механических, коррозионных и служебных свойств. Во время производства фольговой продукции наблюдается повышенная обрывистость ленты (полосы) по причине повышенных напряжений по границам «веерных» зерен. Во время проката возможно появление дефекта в виде вертикальных полос на фольге. В местах образования веерных кристаллов резко снижается пластичности заготовки. При производстве баночной тары часто проявляется рисунок веерных кристаллов или некачественное нанесение краски на корпус банки. В типографии возникает проявление рисунка веерных кристаллов во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

Плавающие кристаллы в структуре – это отдельные крупные (от 20 до 3000 мкм) зерна, отличающиеся от остальной структуры светлым оттенком после процедуры травления (рис. 3).

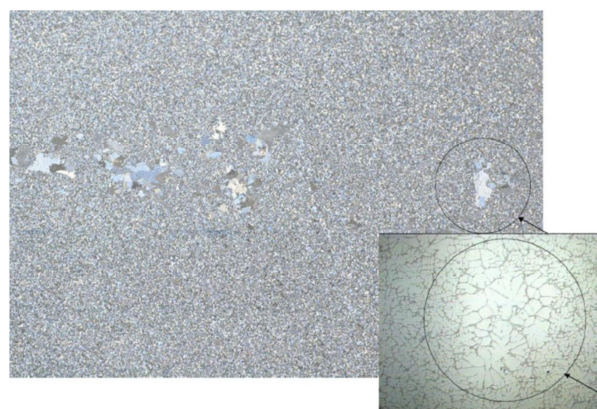


Рис. 3. Плавающие кристаллы в структуре алюминиевых сплавов

Плавающие кристаллы в структуре (далее по тексту ПКС) также отрицательно сказываются на производстве и качестве готовых изделий. Данный дефект приводит к резкому снижению пластичности в локальных областях слитка, вызывая трудности при прокате ленты. При производстве фольги из-за ПКС, как правило, происходит расслоение или разрыв ленты по границам крупных плавающих кристаллов. В типографии ПКС вызывает проявление рисунка во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

Несмотря на то, что вышеперечисленные дефекты известны достаточно давно, но данная проблема, особенно для производства крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX, и в настоящее время остается актуальной.

Авторами на основе анализа научно-технической литературы и обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, было установлено следующее.

Железо и кремний являются постоянными и неизбежными примесями в алюминиевых сплавах серии 1XXX, что вызывает образование таких железосодержащих фаз, как Al_3Fe , Fe_3SiAl_{12} , $Fe_2Si_2Al_9$, Al_3FeSi , Al_8Fe_2Si , Al_3FeSi , $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, $Al_6(Fe,Cu,Mn)$ и др. Эти фазы могут кристаллизоваться первично или по эвтектическим реакциям, что в значительной мере определяет их размер и морфологию. Наиболее вредной для механических свойств является пластинчатая (игольчатая в плоскости шлифа) форма, которая практически всегда свойственна фазам Al_3Fe , Al_3FeSi и Al_7FeCu_2 . Перитектические реакции, которые должны протекать согласно равновесным диаграммам состояния, в реальных условиях кристаллизации в основном подавляются, что приводит к существенному изменению фазового состава по сравнению с равновесным. В литой структуре многокомпонентных сплавов, содержащих примесь железа, часто можно наблюдать сложные конгломераты фаз, идентификация которых прямыми методами бывает очень затруднительной [5]. Поэтому в литом алюминии во время кристаллизации могут образовываться как равновесные стабильные фазы $FeAl_3$, Fe_3SiAl_{12} или $Fe_2Si_2Al_9$, так и некоторые метастабильные неравновесные фазы, например Al_6Fe , Al_mFe .

Одним из основных факторов, влияющих на образование дефекта структуры FTS, является соотношения концентраций содержания железа и кремния в алюминиевых сплавах серии 1XXX. При $1,5 < Fe/Si < 3,5$ с высокой вероятностью происходит появление дефекта структуры в виде FTS (рис. 4).

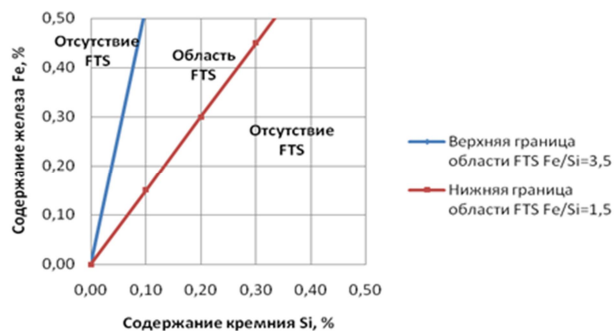


Рис. 4. Fir-Tree структура слитков

Данную закономерность структурообразования можно объяснить следующим. При соотношении $Fe/Si > 3,5$ в тройной системе Al-Fe-Si происходит образование равновесной стабильной фазы в виде эвтектики ($\alpha + Al_3Fe$). При соотношении $Fe/Si < 1,5$ в малолегированных сплавах системы Al-Fe-Si наиболее часто встречающейся является равновесная стабильная тройная фаза Al_8Fe_2Si . При соотношении содержания железа и кремния 1:1÷1,5 кристаллизация заканчивается на перитектической горизонтали (рис. 5) [6–9].

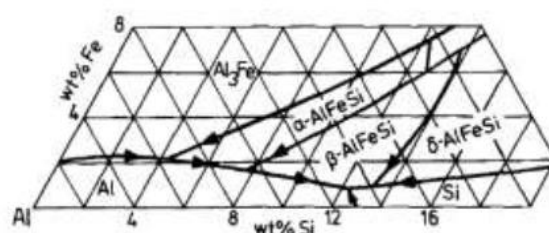


Рис. 5. Проекция поверхности ликвидуса у Al-угла на фазовой диаграмме системы Al-Fe-Si [6–9]

С дальнейшим повышением содержания кремния резко возрастает интервал кристаллизации, затем в структуре появляется свободный кремний. В условиях быстрого охлаждения это будет достигнуто непосредственно вблизи перитектической горизонтали. Процесс кристаллизации на этой стадии аналогичен процессу кристаллизации алюминия высокой чистоты с небольшим количеством кремния. Все это исключает появления дефекта структуры в виде FTS.

Появлению дефекта структуры в виде FTS в слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX способствуют следующие примеси, имеющие такую концентрацию и более: Ni – 50÷70 ppm; Mg – 50÷70 ppm; V – 250 ppm; Ca – 5 ppm; Cr – 50÷70 ppm (где 1 ppm=0,0001%); TiB₂ – 0,03%. Если алюминиевый сплав содержит указанные ниже химические элементы, то граница образования фаз $FeAl_6 + FeAl_3$ поднимается вверх, и ёлочная структура легко образуется в плоских слитках из сплавов 1XXX. Поэтому необходимо проводить

мероприятия на уменьшение содержания данных примесей, чтобы минимизировать риск образования дефекта структуры в виде FTS [10, 11].

Дефект структуры в виде FTS в слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX – фазы Al_3Fe и Al_6Fe – образуются при медленной скорости охлаждения возле корковой зоны (поверхности слитка), так как Al_6Fe формируется при скорости охлаждения более $0,5–1,0^\circ C/c$. Поэтому если скорость охлаждения возле корковой зоны менее $0,5^\circ C/c$, то в этой зоне образуется Al_3Fe , порождая дефект в виде FTS (фазы Al_3Fe и Al_6Fe). Другой тип дефекта структуры в виде FTS – это фазы Al_6Fe и Al_mFe , которые получаются в результате очень большой скорости охлаждения, более $15–20^\circ C/c$, возле поверхности. Взаимосвязь между скоростью охлаждения в плоском слитке и фазовым составом Al-Fe, формируемым на каждой скорости охлаждения, схематично изображена на рис. 6, где по оси ординат – скорость охлаждения в $^\circ C/c$ по оси абсцисс – расстояние от поверхности слитка.

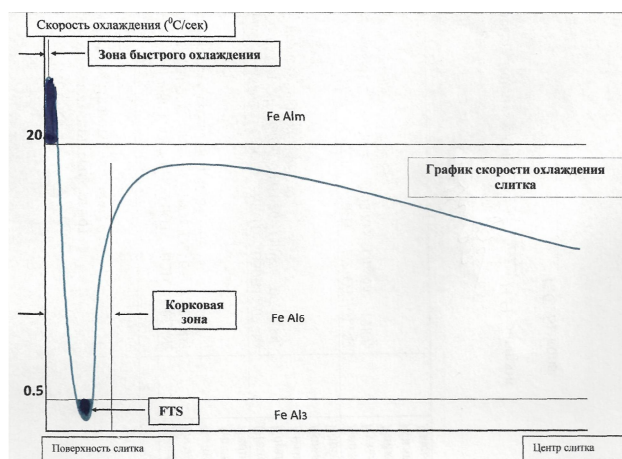


Рис. 6. Взаимосвязь между скоростью охлаждения в плоском слитке и фазовым составом Al-Fe

Кривая линия показывает распределение скорости охлаждения слитка от поверхности к центру. Зона очень быстрого охлаждения образуется в результате контакта горячего металла с охлаждаемым водой кристаллизатором, появляются мелкие зёрна возле поверхности слитка. Вследствие затвердевания металла в результате контакта с кристаллизатором образуется воздушный зазор между кристаллизатором и затвердевшим металлом под точкой контакта металла с кристаллизатором. Если кривая скорости охлаждения не пересекает границу образования Al_6Fe и Al_3Fe , то дефект FTS (Al_6Fe и Al_3Fe) не образуется. В противном случае, если кривая скорости охлаждения пересекает эту границу, то дефект FTS образуется в этой области. Другой дефект ёлочной структуры (Al_6Fe и Al_mFe) появ-

ляется тогда, когда скорость охлаждения (после прямого контакта с водой) выше скорости границы образования Al_6Fe и Al_mFe (например, $20^\circ C/c$). На основе обобщения экспериментального материала в промышленных условиях дефект FTS (Al_6Fe и Al_mFe) наблюдался при скорости литья $80–85$ мм/мин и более.

Принимая во внимания, что дефект FTS с высокой степенью вероятности может появиться в поверхностных слоях слитка, необходимо подбирать такую скорость литья, чтобы происходило вытеснение дефекта FTS в корковую зону слитка, которая потом может быть легко удалена путем стандартного скальпирования. Таким образом, скорость охлаждения возле поверхности слитка является ключевым фактором, предотвращающим образование дефекта FTS, но остальные параметры литья также оказывают определенное влияние на образование данного дефекта.

Снижение температуры литья обычно способствует перемещению дефекта FTS во внутренние части слитка, однако при таких низких температурах (ниже $690^\circ C$) могут возникнуть проблемы, связанные с формированием полос, которые обусловлены компонентами отливки. Вначале литья велика вероятность формирования дефекта FTS в нижней части слитка. Металл имеет низкую температуру, скорость литья также низкая, и пережим основания слитка снижает скорость охлаждения.

Распределение металла может вызывать неравномерное формирование дефекта FTS, в особенности на концах слитка, где металл более холодный. Это приводит к появлению при травлении или анодировании образцов изолированных участков, иногда имеющих вид пятен. Для обеспечения однородности температуры металла в кристаллизаторе необходимо контролировать состояние распределителей металла.

Низкий рабочий уровень металла способствует смещению дефекта FTS на поверхность слитка (с уменьшением толщины корковой зоны).

Основными причинами появления другого дефекта структуры – ПКС (плавающих кристаллов) – являются:

1) Методы подачи расплавленного металла в кристаллизатор. При вертикальной подаче металла из раздаточной коробки в кристаллизатор происходит вынос центров зарождения зерен из твердожидкой фазы нижней части лунки слитка. Поэтому необходимо направлять потоки металла в горизонтальной плоскости, перпендикулярно движению слитка в литейной машине или с помощью комбо-бэгов с боковым распределением и заглушенным дном (рис. 7).



Рис. 7. Термоформованные распределители металла (Combo-bag): а – новый; б – после литья

На распределение металла в кристаллизаторе можно также повлиять принудительной конвекцией (электромагнитное перемешивание, ультразвуковая кавитация, механическое перемешивание и др.). Применение электромагнитного поля во время литья резко уменьшает количество плавающих кристаллов из-за самой природы процесса перемешивания. В связи с тем, что зарождение дефектов происходит на небольших глубинах, и особенно в подповерхностных слоях, применение электромагнитного перемешивания дает наиболее положительный эффект.

2) Интенсивность образования центров кристаллизации. Это в первую очередь связано с неэффективными модификаторами и методами их применения (местами их ввода в литниковую систему) или задерживанием модифицирующих добавок (центров кристаллизации) современными фильтрами тонкой очистки металла, как металлофильтрами типа Мицуи.

3) Скорость литья. Снижение скорости литья уменьшает вынос закристаллизовавшихся зерен из нижней части жидкой лунки слитка, но при этом уменьшается производительность.

4) Снижение уровня металла в кристаллизаторе и высокая скорость охлаждения. В совокупности они являются ограничителями роста зерна, что отрицательно сказывается на образовании ПКС.

5) Низкая температура литья металла. Она способствует появлению плавающих кристаллов.

Механизм и причины образования ВС научно обоснованы в монографии В.И. Напалкова [10, 11], которые нашли свое подтверждение в производстве крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX на предприятиях ОК РУСАЛ. Следует отметить, что основными причинами образования и методами борьбы с ВС могут быть:

а) завышенная температура литья во время производства слитков. Для алюминиевых сплавов серии 1XXX критическая температура образования ВС составляет $>720^{\circ}\text{C}$;

б) низкая скорость литья. При увеличении скорости литья возрастает средняя скорость кристаллизации, что способствует получению равноосной структуры в слитке. Этим фактором в некоторой степени можно регулировать структуру слитка, но чрезмерное повышение скорости литья приводит к возникновению диаметральных трещин и появлению пористости за счет уменьшения скорости охлаждения центра слитка. Практика литья показывает, что в слитках сплавов серии 1XXX ВС уже не образуется при скоростях литья более 20 мм/мин;

в) недостаточное количество центров кристаллизации для формирования однородной мелкозернистой структуры. В качестве модификаторов в основном выступает титан и лигатуры Al-Ti и Al-Ti-V. Если сплавы легированы цинком, то наиболее эффективными считаются лигатуры системы Al-Ti-S. При содержании модифицирующих элементов (Ti, Zr) в пределах 0,5–1,0 % всеерная структура в слитках не наблюдается. При этих концентрациях циркония она не образуется даже в присутствии хрома [10, 11];

г) применение кристаллизаторов с электромагнитным перемешиванием (ЭМП) жидкой сердцевины. Понижение и выравнивание температуры металла в жидкой лунке слитка является основной причиной измельчения структуры при литье с ЭМП. Это вызывает увеличение числа центров кристаллизации, так как возрастает время нахождения в переохлажденном со-

стоянии (ниже линии ликвидус);

д) равномерная подача расплава в кристаллизатор. При одних и тех же технологических параметрах отливки слитков подача расплава в кристаллизатор оказывает определенное влияние на структуру слитка. подача расплава через распределительную воронку под его уровень приводит к увеличению возможности образования местной веерной структуры, месторасположение которой изменяется от поверхности к центру слитка в соответствии с перемещением места подвода горячего расплава к поверхности кристаллизатора. Веерная структура не образуется при подаче расплава в кристаллизатор через распределительную воронку, приподнятую над его уровнем. В местах ввода расплава образуется мелкая столбчатая структура, известная под названием «треф»;

е) содержание некоторых элементов, таких как Ti, Cr, Zr, Mg, Cu, Zn и Si. Их наличие в больших количествах способствует формированию ВС;

ж) повышенная интенсивность охлаждения водой в кристаллизаторе.

Выводы

В результате проведенных теоретических и экспериментальных исследований влияния технологических параметров процессов литья крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX на качество продукции были получены рациональные температурно-скоростные режимы литья и кристаллизации крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX, гарантирующие отсутствие дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры:

- а) содержание Ti в миксере 0,01 %;
- б) температура металла в миксере $740 \pm 5^\circ\text{C}$;
- в) температура металла в раздаточном желобе $700 \div 710^\circ\text{C}$;
- г) расход лигатуры AlTi_5B_1 2 кг/т;
- д) скорость литья 65 мм/мин;

д) уровень в кристаллизаторе 50 мм;

е) расход воды $210 \text{ м}^3/\text{ч}$;

ж) температура воды $15\text{--}25^\circ\text{C}$.

Список литературы

1. Стратегия маркетинга и сбыта до 2020 г. URL:<http://www.rusal.ru/about/strategy/>
2. Концепция международного промышленного сотрудничества стран БРИКС: развитие инжиниринга и инноваций в металлургии / М.В. Чукин, О.Н. Тулупов, И.В. Кульков, А.Б. Моллер // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1. С. 69–72.
3. Основные виды и области применения наноструктурированного высокопрочного листового проката / М.В. Чукин, В.М. Салганик, П.П. Полецков [и др.]. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 4. С. 41–44.
4. Chen X.-G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys // Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminum Production. 2013, pp. 460–465.
5. Grange D.A. Microstructure control in ingots of aluminium alloys with an emphasis on grain refinement // Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminum Production. 2013, pp. 354–365.
6. Celil A. Ahravct, Mihriban O. Pektuleryiiz Calculation of phase diagrams for the metastable Al-Fe phases forming in direct-chill (DC)-cast aluminum alloy ingots. Alcan-UQAC Chair in Solidification and Metallurgy of Aluminum Department of Applied Sciences, University of Quebec in Chicoutimi. Published by Elsevier Science Ltd. Presented at CALPHAD XXVI, Palm Coast, Florida, USA, May 1997. Calphad. 1998. Vol. 22. № 2. P. 147–155.
7. Geoffrey K. Sigworth Fundamentals of Solidification in Aluminum Castings // International Journal of Metalcasting. 2014. Vol. 8. Iss. 1. P. 7–20.
8. Krendelsberger N., Weitzer F., Schuster J.C. On the Reaction Scheme and the Liquidus Surface in the Al-Si-Fe System // Metall. Mater. Trans. A. 2007, vol. 38A. P. 1681–1691.
9. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. Ed. John E. Hatch - American Society for Metals. Режим доступа: <http://www.asminternational.org> - 1984.
10. Непрерывное литье алюминиевых сплавов: справочник / В.И. Напалков, Г.В. Черепок, С.В. Махов, Ю.М. Черновол. М.: Интермет Инжиниринг, 2005. 512 с.
11. Напалков, В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния. М.: МИСиС, 2002. 376 с.

Материал поступил в редакцию 28.02.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31

INFLUENCE OF PROCESS FACTORS ON THE FORMATION OF STRUCTURAL DEFECTS IN HEAVY 1XXX SERIES ALUMINIUM ALLOY INGOTS

Frolov Viktor Fedorovich – Project Manager of "RUSAL ETC", Krasnoyarsk, Russia.

Belyaev Sergey Vladimirovich – D.Sc. (Eng.), Head of the Department of Foundry Engineering, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia. E-mail: 244812@mail.ru.

Gubanov Ivan Yuryevich – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

Bezrukikh Alexander Innokentevich – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

Costin Igor Vladimirovich – Postgraduate Student, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

Abstract. Today, the progress in aluminium production takes place within strong competition in the global market that demands a continuous increase in the efficiency of the final product. With the steel industry currently going through a crisis, the main vector of development in the aluminium industry in recent years is an increasing share of high value added products. The most popular product in the global aluminium market is aluminium alloys used to produce ingots, rolled products, sections and packing materials which entirely meet the requirements of end consumers. Production of slabs from 1XXX series aluminium alloys meant for the foil industry is one of the potential projects realized by the leading Russian aluminium producer OK RUSAL. At the same time the existing production techniques cannot offer stable quality of the internal aluminium slab structure. Heavy 1XXX series ingots experience internal defects of an inhomogeneous structure which affects the quality of the foil. The major defects in foil production related to inhomogeneous structure include floating crystals and fan and fir-tree structures. Based on the analysis of technical literature and experimental data acquired in a real-life production environment, the authors offer their recommendations on the best process parameters for heavy 1XXX series ingot casting, ensuring the absence of such defects as floating crystals, fan and fir-tree structures.

Keywords: 1XXX series aluminum alloys, heavy ingots, structural defects, fan and fir-tree structure, “floating” crystals.

References

1. Marketing and sales strategy to 2020 y. URL: <http://www.rusal.ru/about/strategy/>
2. Chukin M.V., Tulupov O.N., Kulkov I.V., Moller A.B. The concept of international industrial cooperation of the BRICS countries: the development of engineering and innovation in the steel industry. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2014, no. 1, pp. 69-72.
3. Chukin M.V., Salganik V.M., Poletskov P.P. et al. Main types and application of nanostructured high-strength sheet products. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2014, no. 4, pp. 41-44.
4. Chen X.-G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys. Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminium Production. 2013, pp. 460-465.
5. Grange D. A. Microstructure control in ingots of aluminium alloys with an emphasis on grain refinement. Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminium Production. 2013, pp. 354-365.
6. Celli A. Ahravct, Mihriban O. Pekguleryiz Calculation of phase diagrams for the metastable Al-Fe phases forming in direct-chill (dc)-cast aluminium alloy ingots. Alcan-UOAC Chair in Solidification and Metallurgy of Aluminium Department of Applied Sciences, University of Quebec in Chicoutimi. Published by Elsevier Science Ltd. Presented at CALPHAD XXVI, Palm Coast, Florida, USA, May 1997. *Calphad*, 1998, vol. 22, no. 2, pp. 147-155.
7. Sigworth Geoffrey K. Fundamentals of Solidification in Aluminium Castings. *International Journal of Metal casting*. 2014, vol. 8, iss. 1, pp. 7-20.
8. Krendelsberger, N, Weitzer, F., Schuster, J.C. On the Reaction Scheme and the Liquidus Surface in the Al-Si-Fe System // *Metall. Mater. Trans. A*. 2007, vol. 38A, pp. 1681-1691.
9. Aluminium: Properties and Physical Metallurgy - ed. John E. Hatch - American Society for Metals - <http://www.asminternational.org> - 1984.
10. Napalkov V.I., Crock G.V., Makhov S.V., Chornovil Y.M. *Nepriyvnnoe litye aluminievyykh splavov: spravochnik* [Continuous casting of aluminium alloys: Handbook]. Moscow: Intermet Engineering, 2005, 512 p.
11. Napalkov V.I. *Legirovanie i modifitsirovanie aliuminiia i magniia* [Doping and modifying of aluminium and magnesium]. Moscow: MISIS, 2002, 376 p.

Влияние технологических факторов на образование дефектов структуры в крупнотоннажных слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX / Фролов В.Ф., Беляев С.В., Губанов И.Ю., Безруких А.И., Костин И.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 25–31. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31

Frolov V.F., Belyaev S.V., Gubanov I.Yu., Bezrukikh A.I., Costin I.V. Influence of process factors on the formation of structural defects in heavy 1XXX series aluminium alloy ingots. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 25–31. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31