

ты, которые не позволяли получить ее корреляционные зависимости с механическими свойствами.

Выводы

1. Установлено, что оценка пористости фасонных отливок автомобильных колес из сплава АК12 в процентах обеспечивает более высокую точность, чем балльная в соответствии с методикой ГОСТ 1583–93.

2. Определено, что при увеличении степени пористости в отливках от 0 до 23,5 % происходит ухудшение механических свойств. Прочностные характеристики сплава при пористости > 6 % не имеют стабильных значений и могут быть ниже требований ГОСТ Р 50511–93.

3. Установлено, что механические свойства сплава АК12 более чувствительны к изменению плотности, чем пористости. Коэффициент корреляции между плотностью и свойствами выше, чем между пористостью и свойствами. При увеличении плотности от 2,46 до 2,67 г/см³ механические свойства возрастают.

4. Найдены граничные значения пористости и плотности, при которых

свойства отвечают нормативным требованиям. Гарантированный уровень механических свойств для фасонных отливок из сплава АК12 обеспечивается при пористости не более 3 % и плотности не менее 2,63 г/см³.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. — М.: Наука, 1966.
2. Золоторевский В. С., Белов Н. А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. — М.: МИСиС, 2005.
3. Клейменов Ю. А., Окладникова Н. В., Приходько Е. Н. и др. // Цветные металлы. 2007. № 10. С. 107–109.
4. Лившиц Б. Г., Крапошин В. С., Линецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1980.
5. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. — М.: Машиностроение, 1980.

ESTIMATION OF INFLUENCE OF POROSITY ON THE PROPERTIES OF SHAPED CASTINGS FROM AK12 ALLOY

Yu. A. Kleimenov, N. V. Okladnikova, V. S. Biront, A. A. Pereboeva, T. A. Orelkina

Regularities of varying of mechanical and physical (such as density) properties depending on AK12 wheels porosity are obtained. Boundary porosity and density values providing meeting the required level of GOST R 50511–93 characteristics by manufactured wheels are established.

Key words: AK12 alloy, mechanical properties, porosity, tensile test, macrostructure, correlation relationships.

ЦМ

Оценка качества микроструктуры тиксотропных материалов (часть 2)

УДК 621.7.011

© А. А. Казаков, Е. И. Казакова, Г. В. Геллер*

В предыдущей части статьи было рассказано о разработанном комплексном критерии качества тиксотропной структуры в виде нормированных пиктограмм, представляющем совокупность объемной доли α -фазы (V_α), размера (D_{\max}) и морфологии конгломератов (F_α — фактор компактности конгломератов, рассчитанный из площади круга с диаметром D_{\max} ; p/c — отношение фактического к выпуклому периметру конгломерата α -фазы), а также связанности глобул в конгломератах (C_α) [1]. В связи с этим форма нормированной пиктограммы может отображать одновременное изменение всех характеристик α -фазы в результате ее огрубления при повторном нагреве сплава.

Оценим, как форма нормированной пиктограммы отражает изменение соответствующей тиксотропной структуры при увеличении содержания α -фазы от 0,40 до 0,83 (рис. 1).

Увеличение доли твердой фазы в сплаве приводит к изменению механизмов ее огрубления. При минимальном содержании α -фазы доминирующую роль

играют процессы остwaldовского созревания, а по мере увеличения содержания α -фазы в структуре сплава создаются благоприятные условия для протекания процессов коагуляции. Как видно из приведенного микроструктурного ряда, рост V_α приводит к постепенному увеличению размеров и разветвленности конгломератов. Эта эволюция отражена в изменении формы соответствующих пиктограмм от «коронаобразной» до «V-образной».

При $V_\alpha = 0,40$ наиболее полно протекают процессы сфероидизации и роста α -фазы, поэтому структура представлена в виде изолированных глобул, окруженных эвтектической матрицей (рис. 1, а). Форма соответствующей пиктограммы фиксирует максимальное значение F_α при минимальных значениях остальных параметров структуры. Однако заготовка с минимальной связанностью структуры будет неустойчива и потеряет форму, поскольку слабый твердый скелетон α -фазы не сможет удержать жидкую эвтектику.

При оптимальном содержании α -фазы ($V_\alpha = 0,50 \div 0,60$) и прочих благоприятных условиях твердый скелетон будет достаточно прочным для сохранения формы заготовки при повторном нагреве, но сла-

* А. А. Казаков, проф., зав. каф., e-mail: kazakov@thixomet.ru;
Е. И. Казакова, вед. инж. каф.; Г. В. Геллер, асп. каф. СиС, СПб ГПУ.

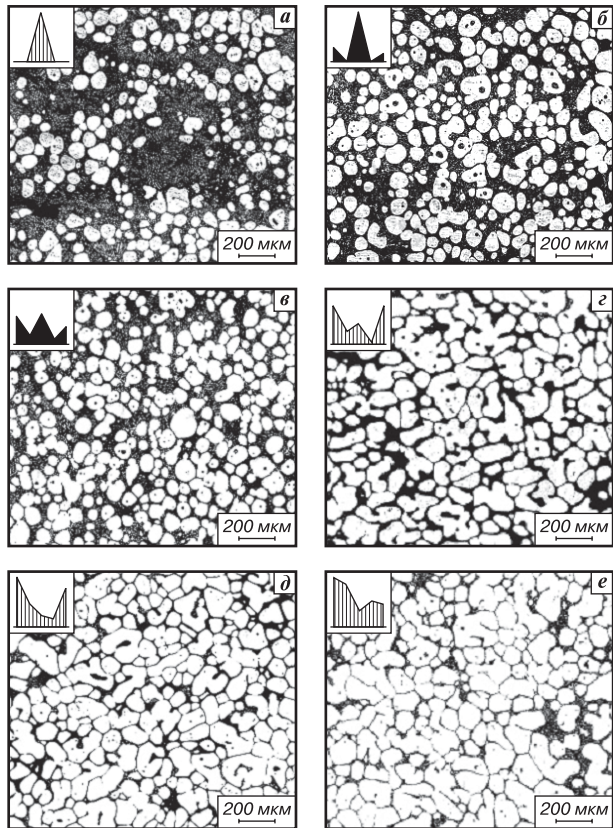


Рис. 1. Влияние доли α -фазы на качество структуры тиксотропного материала со следующими значениями V_α : $a - 0,40$; $b - 0,50$; $в - 0,60$; $г - 0,70$; $д - 0,80$; $e - 0,83$

бым, чтобы быть разрушенным на глобулы небольшого размера при формовке сплава. Тиксотропная структура сплава представлена в виде небольших компактных конгломератов с умеренной связанностью глобул, это отражает короннообразная форма соответствующих пиктограмм (см. рис. 1, б, в).

При увеличении содержания α -фазы ($V_\alpha > 0,70$) коагуляция приобретает доминирующую роль в процессе эволюции структуры сплава, что приводит к резкому росту размеров и разветвленности конгломератов (изменение пиктограммы до «V-образной» формы) (см. рис. 1, г–е). В связи с этим в процессе формообразования сплава следует ожидать снижения реологических свойств жидкотвердой кашеобразной смеси и, как следствие, образования горячих трещин и недоливов.

В результате проведенных исследований тиксотропных материалов было установлено, что форма нормированной пиктограммы отражает все изменения в структуре сплава. Таким образом, разработанный комплексный критерий в виде нормированных пиктограмм может служить инструментом оценки качества тиксотропных материалов. Это в свою очередь позволит оптимизировать стадию повторного нагрева и повысить эффективность управления технологией тиксоформовки.

Оптимизация технологических параметров обработки сплавов в полутвердом состоянии (ОСПТС) при повторном нагреве. Известно, что основными технологическими параметрами, управляющими эволюцией структуры сплава при повторном нагреве, являются:

скорость нагрева, температура и время выдержки заготовки [2–4]. В промышленных установках скорость индукционного нагрева полупродукта до температуры выдержки ($585\text{ }^\circ\text{C}$) может достигать $170\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ [4]. Для исследований использовали промышленные заготовки из сплава А356 (аналог отечественного сплава АК7) ведущих производителей полупродуктов из Германии, США и Франции. Обозначим их условно как поставщик I, II и III соответственно.

С целью снижения продолжительности повторного нагрева и сокращения энергозатрат для промышленной технологии ОСПТС в настоящем исследовании скорость нагрева заготовок (I, II и III), изготовленных при магнитно-гидродинамическом перемешивании расплава (МГД), была выбрана равной $200\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$. Однако из закономерностей Портевена видно, что увеличение скорости нагрева сплава приводит к сдвигу фазовых превращений в область более высоких температур [5]. Следовательно, увеличение скорости нагрева образца до $200\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ сопровождается ростом температуры конца плавления эвтектики и начала растворения α -фазы (T_α). В связи с этим T_α возрастает практически до прежней температуры выдержки заготовки ($585\text{ }^\circ\text{C}$), что не дает создать условия для полного расплавления эвтектики и интенсивного огрубления α -фазы, поскольку не происходит значительного перегрева относительно T_α . В результате этого α -фаза медленно огрубляется, ее морфология и размеры несущественно меняются в процессе повторного нагрева и, как следствие, незначительно меняются реологические свойства жидкотвердой кашеобразной металлической смеси при формовке. Часть эвтектики остается нерасплавленной, эвтектический кремний, находящийся в состоянии предплавления, начинает активно огрубляться до кристаллов большого размера под действием остальдовского созревания и коагуляции.

Кристаллы кремния являются нежелательным элементом тиксотропной структуры, который приводит к снижению содержания жидкой эвтектики, что влечет за собой снижение реологических свойств жидкотвердой кашеобразной металлической смеси. Кроме того, как следует из исследований [6–8], кристаллы кремния являются концентраторами напряжений в структуре конечных изделий. Единственным способом снижения объемного содержания кристаллов кремния в сплаве является увеличение перегрева относительно T_α посредством повышения температуры выдержки заготовки при данной скорости нагрева (рис. 2).

Однако чрезмерный перегрев относительно T_α приводит к значительному растворению α -фазы. Вследствие этого при интенсивном охлаждении сплава избыточная α -фаза, растворенная в эвтектике, кристаллизуется на поверхности первичных глобул в виде вторичных дендритов [4]. Как видно из рис. 2, чрезмерное увеличение температуры выдержки сплава приводит к росту объемного содержания вторичных дендритов α -фазы. В связи с этим в процессе формообразования сплава с такой развитой поверхностью α -фазы следует ожидать снижения реологических свойств жидкотвердой кашеобразной металлической смеси и, как следствие, появления горячих трещин и недоливов. Единственной возможностью изменения морфологии вторичной α -фазы до глобулярной, раз-

мером менее 10 мкм, является увеличение скорости кристаллизации сплава до 10^3 °C/с при помощи «холодной» (непрогретой) оснастки [9]. Однако это сопряжено с увеличением воздействия термошока на материалы оснастки, что приводит к сокращению срока ее службы.

Таким образом, температура выдержки сплава должна превышать T_{α} для обеспечения полного расплавления эвтектики и интенсивного огрубления α -фазы, но быть не слишком высокой для предотвращения чрезмерного растворения α -фазы. В связи с этим для исследуемых МГД-заготовок была установлена оптимальная температура выдержки при скорости нагрева 200 °C/мин, которая составляла 592 ± 1 °C (см. рис. 2).

Последним, но не менее важным технологическим параметром стадии повторного нагрева, определяющим кинетику огрубления структуры сплава, является время выдержки заготовки. В результате проведенных исследований было установлено, что время изотермической выдержки сплава, необходимое для достаточной сфероидизации и роста α -фазы при незначительной коагуляции, составляет не более 7 мин.

Таким образом, оптимальными технологическими условиями повторного нагрева заготовок *I*, *II* и *III* являются: скорость нагрева 200 °C/мин, температура выдержки 592 ± 1 °C и время выдержки 7 мин.

Применим разработанный критерий качества тиксотропной структуры для сравнительного анализа промышленных МГД-заготовок, подвергнутых повторному нагреву при оптимальных условиях. В результате проведенного анализа было установлено, что микроструктура МГД-полупродукта неравномерна по поперечному сечению заготовки (рис. 3). Это подтверждает высказанное ранее предположение о существенном влиянии процесса подготовки полупродукта на качество тиксотропного материала.

Видно, что у образцов всех производителей сохраняется общая тенденция изменения структуры вдоль радиуса заготовки. Наиболее благоприятные структуры расположены в центральной зоне и на $1/2$ радиуса (коронообразная форма пиктограммы). Самым неблагоприятным участком у всех МГД-заготовок является зона на $2/3$ радиуса. Причем у заготовки *III* эта зона хуже, чем у остальных, о чем свидетельствует форма соответствующей пиктограммы, отвечающая конгломерированной, разветвленной и связанной структуре. Однако в поверхностном слое заготовки *III* структура выгодно отличается от соответствующих структур заготовок *I* и *II*.

Для выявления природы эволюции тиксотропной структуры рассмотрим более подробно процесс МГД-перемешивания в установках этих компаний. В процессе МГД-перемешивания сплав, представляющий собой жидкотвердую смесь, попадая в электромагнитное поле, начинает двигаться вдоль электромагнитного контура. Наиболее распространенными видами электромагнитных контуров, реализованных в вертикальных либо в горизонтальных установках МГД-литья, являются горизонтальный контур, находящийся практически в одной плоскости, и вертикальный, или тороидальный, контур. У каждой из рассмотренных компаний схема МГД-перемешивания различная: *I* — горизонтальное перемешивание в вертикальной установке, *II* — горизонтальное перемешивание в го-

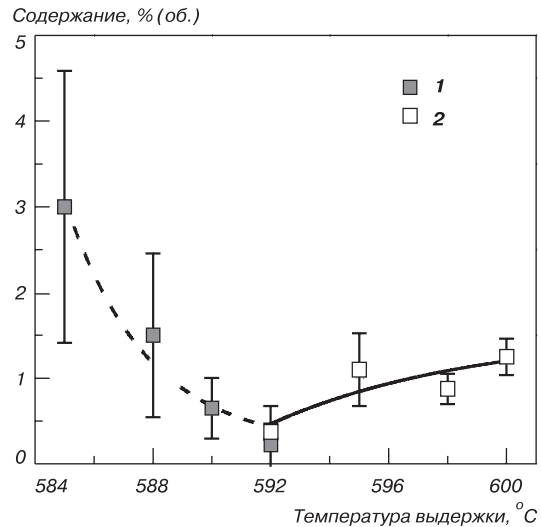


Рис. 2. Определение оптимальной температуры выдержки МГД-заготовки *II*: 1 — кристаллы кремния; 2 — вторичные дендриты

ризонтовой установке, *III* — вертикальное перемешивание в вертикальной установке (рис. 4).

При этом механизмы формирования структуры сплава могут различаться в зависимости от схемы МГД-литья.

При горизонтальном МГД-перемешивании расплава независимо от вертикального или горизонтального расположения установки движение потока про-

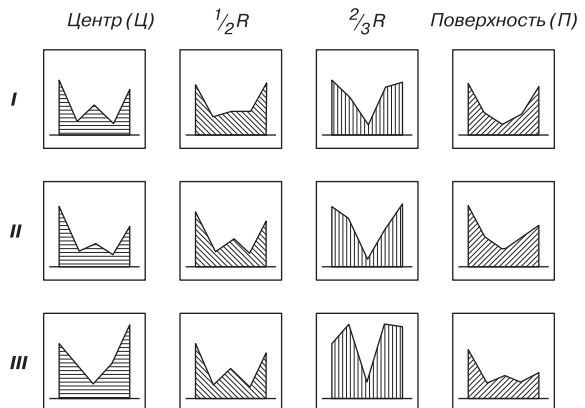


Рис. 3. Структурная неоднородность в МГД-заготовках диаметром 7,62 мм ($V_{\alpha} = 0,4 \pm 0,6$); R — радиус

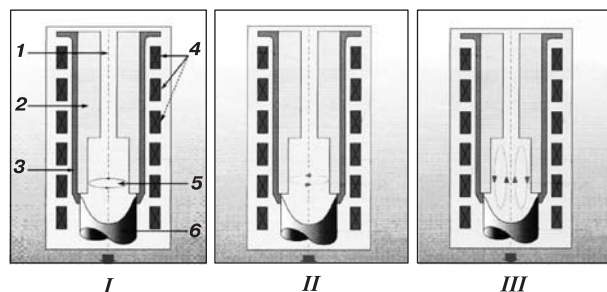


Рис. 4. Установки магнитогидродинамического перемешивания разных компаний (*I–III*): 1 — питающая труба; 2 — огнеупорная футеровка; 3 — металлический кристаллизатор; 4 — катушки индуктивности, составляющие линейный индуктор; 5 — зона перемешивания; 6 — затвердевшая заготовка

исходит практически в одной плоскости. Дендриты, зарождающиеся на стенке формы, растут почти односторонне в системе охлаждения, параллельно направлению теплоотвода. Таким образом, активный рост дендритов происходит только в верхней части фронта кристаллизации, имеющего форму лунки. Эти дендриты подвергаются срезающему воздействию ближайшими потоками расплава. Срезающая сила перпендикулярна направлению теплоотвода и, следовательно, перпендикулярна направлению роста дендритов. Жидкий поток расплава приводит к пластической деформации растущих дендритов, их отделиению от фронта кристаллизации и увеличению в ванну расплава. В процессе движения жидкая фаза, имеющая главным образом эвтектический состав, как более подвижная, перемещается ближе к периферии заготовки, а твердая фаза в виде фрагментов разрушенных дендритов α -фазы, как менее подвижная благодаря большему весу и наличию поверхностного трения в жидкости, постепенно собирается на дне «лунки». При вытяжке заготовки в процессе затвердевания твердая и жидкая фазы в основном сохраняют свое местонахождение. Все это приводит к существенной структурной неоднородности по поперечному сечению заготовки. Благодаря интенсивной фрагментации дендритов на периферии электромагнитного контура вблизи поверхности заготовки наблюдается мелкодисперсная структура. Однако скорость охлаждения и интенсивность перемешивания непрерывно снижаются в направлении от поверхности, имея минимальное значение в центре заготовки. Поэтому размеры и форма любой розетки являются функцией от локальной скорости охлаждения, интенсивности перемешивания и полноты протекания процессов огрубления α -фазы. Некоторые свободно вращающиеся фрагменты дендритов, которые не достигают горячей зоны в глубине ванны расплава, не успевают достаточно огрубиться за счет высокой скорости охлаждения и кристаллизуются с угловатой формой, формируя зону « $2/3$ радиуса». Оплавленные фрагменты дендритов, которые выходят из горячих областей, подвергаются сфероидизации и росту. В то же время они сталкиваются друг с другом и в случае благоприятной взаимной ориентации образуют общие границы, формируя агломераты. В зоне « $1/2$ радиуса» наблюдается оптимальное сочетание процессов остальдовского созревания и коагуляции фрагментированных дендритов. В результате этого образуются среднего размера розетки компактной формы. Невысокие скорости охлаждения в центральной области заготовки благоприятны для наиболее полного протекания процессов огрубления, в результате которых формируются большие округлые розетки.

При горизонтальном МГД-перемешивании расплава в горизонтальной установке эволюция структуры сплава по поперечному сечению заготовки осуществляется по тем же механизмам, что и в вертикальной установке, с той лишь разницей, что твердая фаза под действием силы тяжести смещается со дна на сторону «лунки» ближе к нижней боковой поверхности установки. В связи с этим по поперечному сечению МГД-полупродукта наблюдается некоторая асимметрия в структурной неоднородности.

При вертикальном или тороидальном МГД-перемешивании расплава движение потока происходит по всему объему ванны, а не в одной плоскости, как в вышерассмотренных случаях. В силу этого большее количество фрагментированных дендритов в сравнении с предыдущими режимами обработки расплава попадает в «горячие» зоны в центральной части ванны. В связи с этим фрагментированные дендриты при данном способе МГД-перемешивания подвергаются большему оплавлению. Тем не менее гидродинамика расплава такова [10], что дно «лунки» практически не омывается, поэтому скапливающиеся там фрагментированные дендриты α -фазы в отсутствие существенного перемешивания наравне со сфероидизацией и ростом активно коагулируют с образованием крупных агломератов. По мере удаления от дна интенсивность омывания «лунки» расплавом возрастает. В связи с этим количество жидкой фазы увеличивается от минимального значения в центре до максимального значения на границе между зоной « $2/3$ радиуса» и приповерхностной зоной. В этой области, соприкасающейся с нижней границей тороидального контура вращения потока расплава, резко возрастает интенсивность омывания фронта кристаллизации, достигая максимума у верхнего края «лунки». В связи с этим на периферии ванны расплава происходит основная фрагментация растущих дендритов, а также максимальное осаждение оплавленных фрагментов дендритов α -фазы. Поэтому полученная мелкодисперсная α -фаза в приповерхностном слое заготовки, в отличие от горизонтальной схемы перемешивания, имеет повышенное содержание и более округлую форму. В зоне « $2/3$ радиуса» все еще значительная скорость движения потока расплава, и скорость его охлаждения ограничивают процессы огрубления, поэтому оплавленные фрагментированные дендриты кристаллизуются с образованием угловатых форм. Самой благоприятной является зона « $1/2$ радиуса» в ванне расплава, в которой созданы условия для довольно интенсивного перемешивания, но достаточного для умеренного протекания остальдовского созревания и коагуляции α -фазы. Наличие условий для сбалансированного огрубления α -фазы в совокупности с небольшим размером оплавленных в большей степени фрагментированных дендритов приводит к формированию более дисперсной структуры в зоне « $1/2$ радиуса» заготовки по сравнению с аналогичными зонами заготовок, полученных при горизонтальном перемешивании, что подтверждается исследованиями [11].

Как следует из приведенного анализа, причиной структурной неоднородности тиксотропных заготовок является неравномерность перемешивания затвердевающего расплава при МГД-литье в установках всех компаний. При повторном нагреве заготовок с такой структурной неоднородностью процессы огрубления α -фазы в каждой зоне протекают по-разному. Как уже было показано, тиксотропная структура в зоне « $2/3$ радиуса» у всех заготовок является конгломерированной, разветвленной и связанной (см. рис. 3). Причиной этого является доминирующая роль коагуляции фрагментированных дендритов угловатой формы в процессе повторного нагрева, благодаря которой образуется большое количество перемычек между глобулами. При огрублении мелкодисперсной α -фазы в

приповерхностной зоне наиболее благоприятная тиксотропная структура получена у третьей заготовки за счет округлой формы фрагментированных дендритов, приобретенной в результате их существенного оплавления при тороидальном режиме движения потока расплава. Соответствующая пиктограмма также указывает на повышенное содержание α -фазы в этой области (увеличенный первый пик). В центральной зоне и в зоне « $1/2$ радиуса» благодаря округлой форме огрубленных фрагментированных дендритов в процессе повторного нагрева остальдовское созревание и коагуляция глобул протекают сбалансированно. Поэтому получены благоприятные тиксотропные структуры, за исключением третьей заготовки, в центральной зоне которой благодаря особенностям гидродинамики потока расплава сформированные крупные разветвленные розетки эволюционировали при повторном нагреве в разветвленную, конгломерированную и связанную структуру.

В результате химического анализа заготовок было подтверждено выдвинутое ранее предположение о характере распределения жидкости эвтектического состава и твердой α -фазы в процессе МГД-перемешивания расплава в установках компаний I, II и III.

Содержание кремния, имеющего различную растворимость в эвтектике и α -фазе, рассчитанное по правилу рычага из неравновесной диаграммы состояния, позволяет оценить распределение жидкой и твердой фазы по сечению всей заготовки (рис. 5).

Как видно из рис. 5, пониженное содержание кремния в центральной зоне у всех заготовок говорит о скоплении α -фазы на дне ванны расплава («лунки»). У заготовки I в центральной области и на половине радиуса наблюдается равномерная структура, о чем также свидетельствует постоянное содержание кремния, составляющее 5,5 %. Это характеризует горизонтальное перемешивание в вертикальной установке как наиболее равномерное. В поверхностном слое наблюдается повышенное содержание жидкой фазы ($Si \approx 7\%$). Аналогичная картина прослеживается и для заготовки II, полученной при горизонтальном перемешивании в горизонтальной установке. Как и ожидалось, у заготовки III наблюдается несимметричное распределе-

ние твердой фазы, смещенное к нижней поверхности образца.

Самое неравномерное распределение твердой фазы по поперечному сечению наблюдается в заготовке III. Повышенное содержание α -фазы ($Si \approx 5,5+5,7\%$) находится у поверхности заготовки вследствие высокой скорости осаждения фрагментированных дендритов при тороидальном движении потока расплава в этой области ванны. Повышенным содержанием жидкости на границе между приповерхностной зоной и зоной « $2/3$ радиуса» ($Si \approx 6\%$) характеризуется область поворота потока расплава в глубь ванны.

Кроме того, из проведенного анализа следует, что разница в химическом составе сплава по поперечному сечению заготовки достигает 2 %. Это говорит о том, что выбранная температура изотермической выдержки ($592^\circ C$) дала различный перегрев относительно температуры начала плавления α -фазы (T_α) в локальных зонах заготовки, поскольку из анализа кривой зависимости доли жидкости от температуры (рис. 6) следует, что T_α будет меняться в зависимости от содержания кремния в сплаве [12].

Перегрев относительно начала плавления α -фазы будет минимальным по периферии заготовок I и II, где содержание кремния составляет около 7 %. В силу этого будут созданы условия для огрубления эвтектического кремния до кристаллов значительных размеров.

В центральной зоне с минимальным содержанием кремния $\sim 5,5\%$ будет максимальный перегрев относительно T_α . Вследствие этого значительное количество α -фазы растворится в жидкости, что может вызвать потерю формы заготовки или образование вторичных дендритов при формообразовании сплава. Для образцов компании III ситуация обратная: в центре, где содержание $Si = 7\%$, образуются кристаллы кремния, а по периферии — вторичные дендриты. Из этого следует, что выбранные технологические условия повторного нагрева не были одинаковыми для всех зон заготовок.

Результаты экспресс-оценки качества тиксотропной микроструктуры, полученные для заготовки II, были сопоставлены с исследованиями трехмерной реконструкции структуры этого же материала [12]. Про-

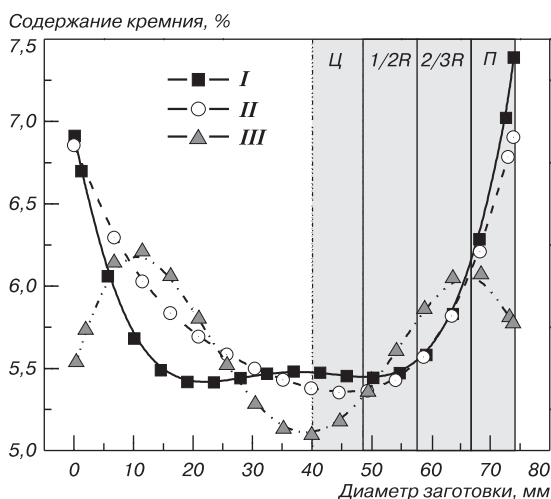


Рис. 5. Неоднородность распределения кремния по поперечному сечению МГД-заготовок компаний I–III

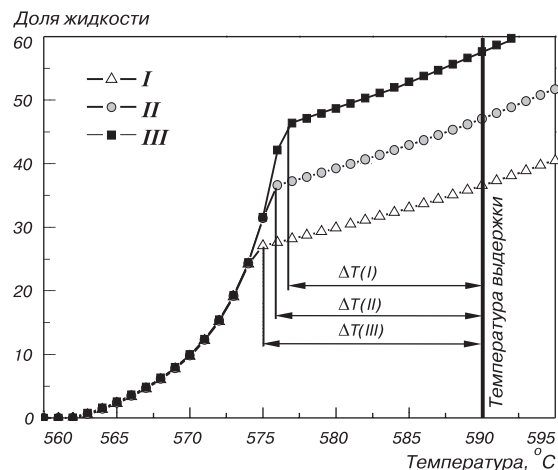


Рис. 6. Влияние содержания кремния в составе сплава на перегрев относительно температуры начала плавления α -фазы (ΔT). Si, %: I — 5; II — 6; III — 7

веденные исследования центральной зоны и на половине радиуса установили полную скелетонизацию тиксотропной структуры на глубине 70 мкм. Объемная доля глобул α -фазы, объединенных в единый скелетон, снижается в направлении от центра к поверхности от 0,96 до 0,88. Связанность тиксотропной структуры, характеризуемая числом избыточных перемычек между глобулами, при этом незначительно увеличивается от 34 до 37.

Избыточными перемычками здесь называют лишние контакты между глобулами α -фазы, исключение которых не приведет к разрушению скелетона. Аналогичную тенденцию при незначительном снижении содержания и увеличении связанности α -фазы можно проследить в изменении формы соответствующих нормированных пиктограмм (см. рис. 3): уменьшение первого пика, соответствующего снижению объемной доли α -фазы, и увеличение последнего пика, соответствующего увеличению коэффициента смежности α -фазы.

Отсутствие трехмерной реконструкции остальных зон заготовки не позволяет однозначно утверждать о точном соответствии экспресс-оценки структуры ее пространственной модели. Однако на основании полученных результатов проведенного сравнительного анализа можно предположить, что наличие повышенной связанности и разветвленности структуры в этих зонах на плоскости будет соответствовать повышенной прочности трехмерного скелетона. Таким образом, повышенная связанность тиксотропной структуры сплава приведет к снижению реологических свойств жидкотвердой кашеобразной смеси в процессе формообразования. В связи с этим возникает опасность увеличения брака при получении изделий очень сложной геометрии.

Проведенный сравнительный анализ тиксотропных материалов, полученных из различных МГД-полупродуктов, показал наличие взаимосвязи между структурной и химической неоднородностью по сечению заготовки. Однако стоит отметить, что методика определения содержания кремния, применяемая на многих заводах и являющаяся достаточно трудоемкой, не позволяет оценить характеристики α -фазы, определяющие реологические свойства сплава в процессе формообразования. В силу этого применение экспресс-оценки качества тиксотропной структуры, устанавливающей структурную, а следовательно, и химическую неоднородность, является более целесообразным для эффективного управления технологией ОСПТС.

Выводы

Предложенный критерий качества тиксотропной структуры может служить инструментом контроля качества тиксотропных материалов в промышленной технологии ОСПТС.

Его форма (нормированные пиктограммы) отражает все изменения в структуре сплава, что позволяет оптимизировать условия повторного нагрева (скорость нагрева — 200°С/мин, температура выдержки — 592±1°С, время выдержки — 7 мин) для получения благоприятных тиксотропных структур у МГД-заготовок ведущих мировых производителей полупродуктов.

Установлено, что зафиксированная структурная неоднородность по поперечному сечению исследованных заготовок взаимосвязана с химической неоднородностью и является следствием неравномерного перемешивания в соответствующих установках МГД-литья, наиболее предпочтительным из которых является горизонтальное перемешивание в установке с вертикальным расположением кристаллизатора.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Казakov А. А., Казакoвa Е. И., Геллер Г. В.** // Цветные металлы. 2007. № 10. С. 110–118.
2. **Wilson P. W., Kattamis T. Z., Siohara Y.** // Mater. Sci. and Eng. 1988. Vol. 131. P. 265–275.
3. **Kazakov A. A.** // Adv. Mater. & Processing. 2000. Vol. 3, March. P. 31–34.
4. **Tzimas E., Zavaliangos A.** // J. Mater. Sci. 2000. Vol. 35. P. 5319–5329.
5. **Уэндланд У.** Термические методы анализа. — М.: Мир, 1978. — 526 с.
6. **Yeh J. W., Liu W. P.** // Metall. and Mater. Trans. 1996. A 27. P. 3558–3568.
7. **Gorkhale A. M., Dighe M. D., Horstmeyer M.** // Metall. and Mater. Trans. 1998. A 29. P. 905–907.
8. **Leo P., Cerri E.** // Metall. Sci. Technol. 2002. November. P. 27–31.
9. **Fan Z., Ji S., Fang X.** // 8th Intern. Conf. Semi-solid Processing of Alloys and Composites. 2004. P. 247–252.
10. **Blais S., Loue W., Pluchon C.** // Proc. of the 4th Intern. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Sheffield. 1996. June. P. 187–192.
11. **Kazakov A. A., Luong N. H.** // Mater. Characteriz. 2001. Vol. 46. P. 155–161.
12. **Wan G., Sahm P. R.** // Acta Metall. Mater. 1990. Vol. 38, No. 6. P. 967–972.

ESTIMATION OF MICROSTRUCTURE QUALITY OF THIXOTROPIC MATERIALS (PART 2)

A. A. Kazakov, E. I. Kazakova, G. V. Geller

A new development of thixoforming, the basic industrial technology of Semi-Solid Metal Forming, is restricted by lack of unambiguous approach to description of quality of thixotropic structure of alloys. In consequence of the analysis of a physicochemical essence of the processes proceeding in structure of an alloy during reheating it is established that joint course of processes of Ostwald ripening and coagulation α -phase leads to simultaneous change of all α -phase characteristics. It is shown that application of normalized pictograph ensures simultaneous estimation of major α -phase characteristic such as volume fraction, size, morphology and contiguity (V_{α} , D_{\max} , F_{α} , p/c , C_{α}). Thus, the obtained criterion of quality of an alloy thixotropic structure can apply as the instrument of control and management of industrial Semi-Solid Metal Forming technology.

Key words: thixoforming, MHD casting, feedstock material, reheating, thixotropic material, quality of thixotropic structure.