М316631

НА ДОМ НЕ ВЫДАЕТСЯ

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

Московское ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени высшее техническое училище имени Н.Э.Баумана

Каширцев Леонид Петрович

На правах рукописи

РЕОЛОГИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ В ИНТЕРВАЛЕ ИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

(на примере жидкотекучести и горячеломкости сплавов системы алюминий-кремний)

Специальность 05.16.04 - Литейное производство

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук

Москва 1977

Министерство высшего и среднего специального
образования СССР

Московское ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище имени Н.Э.Баумана

НТБ МГТУ им. Н.Э. Баумана
1316631
Каширцев Л.П. Реологическо
1316631

Каширцев Леонид Петрович

На правах рукописи

РЕОЛОГИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ В ИНТЕРВАЛЕ ИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

(на примере жидкотекучести и горячеломкости сплавов системы алюминий-кремний)

Специальность 05.16.04 - Литейное производство

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Москва 1977

Работа выполнена в Московском ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени высшем техническом училище имени Н.Э.Баумана

Научный консультант –
доктор технических наук, профессор Г.Ф.Баландин

Официальные оппоненты:
доктор технических наук, профессор Н.Н.Прохоров
кандидат технических наук,
старший научный сотрудник Ю.П.Матвейко

Ведущее предприятие – Физико-технический институт АН БССР

Защита диссертации состоится " " 1977г. на заседании специализированного Совета Д053.15.05 по машинам и технологии горячей обработки материалов Московского высшего технического училища им.Н.Э.Баумана по адресу: Москва,107005, 2-я Бауманская,5.

Ваши отзывы в двух экземплярах, заверенные печатью, просим присылать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МВТУ имени Н.Э.Баумана.

Автореферат разослан 1977г.

ФУНДАМЕНТАЛЬНАЯ

Ученый секретарь специализированного
Совета докт. техн. наук, профессор Ю.А.Степанов

МВТУ
им. Н.Э. Баумана
БИБЛИОТЕКА

Под.к печ. 18.05.77. Л79897. Объем 1 п.л. Тип.МВТУ
Зак. 945.Тир.100.

I. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Задача дальнейшего развития машиностроения как основы технического перевооружения всех отраслей промышленности, поставленная XXУ съездом КПСС, обусловливает повышение требований к служебным и технологическим свойствам отливок.

Большинство свойств отливок формируется на стадиях заполнения форм и перехода из жидкого состояния в твердое, т.е. в интервале кристаллизации технических сплавов. Процессы заполнения форм, питания отливок и развития напряжений и деформаций в них вследствие торможения усадки, предопределяющие возможность получения здоровых отливок, по своей природе являются реологическими. Поэтому их исследование методами реологии является актуальным и перспективным направлением в теории литейных процессов.

В диссертации реологическое поведение сплавов исследовано на примере жидкотекучести *Al-Si*-сплавов и заполнения форм, горячеломкости этих сплавов и трещиноустойчивости отливок. Эти проблемы приобретают особую актуальность в связи с уменьшением толщины стенок отливок, расширением применения способов их изготовления в малоподатливых (керамических) и неподатливых (металлических) формах и внедрением высокопрочных и специальных сплавов.

Цель и задачи исследования. Исследование реологического поведения сплавов при затвердевании отливок предполагает создание основ для расчета и управления процессами формирования свойств отливок. Эта цель достигается путем решения задач:

1. Выявление реологических свойств сплавов в интервале их кристаллизации.
2. Выбор методов описания поведения сплавов в этом интервале.
3. Измерение реологических параметров сплавов.
4. Исследование жидкотекучести сплавов и заполнения литейных форм с учетом реологических свойств сплавов.
5. Анализ горячеломкости сплавов и трещиноустойчивости отливок на основе реологической модели сплавов.

Методы исследования. Экспериментальное исследование реологических свойств сплавов в интервале их кристаллизации выполнено методом классического эксперимента с использованием элементов математической статистики. Анализ жидкотекучести и горячеломкости сплавов проведен на детерминированной реологической модели. Для сравнения широко привлекаются экспериментальные данные других исследователей.

Научная новизна. В результате исследования поведения сплавов при затвердевании отливок методами реологии:

1. Установлена реологическая модель сплавов в интервале их кристаллизации.

2. Разработана новая концепция образования горячих трещин в отливках и предложены новые показатели горячеломкости сплавов.

3. Получено условие гарантированной трещиноустойчивости отливок, предложен показатель оценки этого свойства отливок и разработаны основы методики его расчета.

4. Установлен механизм остановки потока сплавов, затвердевающих объемно в полости литейной формы, показана независимость жидкотекучести двойных сплавов от их состава в этой области и выявлены особенности течения сплавов в полостях форм тонкостенных отливок.

5. Обоснованы пути организации технологических процессов и направления дальнейших исследований.

Практическая ценность. Результаты работы позволяют назначать мероприятия по гарантированному предотвращению горячих трещин в отливках, выбирать технологические пробы, а также являются основой для анализа усадочных процессов и дальнейших исследований.

Апробация работы. Основные материалы диссертации доложены и обсуждены на II-м совещании по теории литейных процессов (М., 1964), первом совещании по литейным свойствам сплавов (Л., 1966), второй межвузовской конференции по вопросам теплофизики в литейном производстве (Минск, 1966), научном семинаре кафедры "Машины и автоматизация литейных процессов" МВТУ им. Н.Э. Баумана (1969, 1975г.г.), научном семинаре лаборатории технологической прочности кафедры "Машины и автоматизация сварочных процессов" МВТУ им. Н.Э. Баумана (1976г.).

Объем работы. Диссертация состоит из предисловия, пяти глав, заключения и приложений. Она изложена на 146 с. текста, содержит 5 табл., 75 илл., список литературы из 196 наименований и приложения на 32 с. с 6 табл. и 7 илл.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ В ИНТЕРВАЛЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Исследование реологических свойств сплавов в интервале их кристаллизации проводили по методу П.А. Ребиндера на специальной установке. Из исследуемого сплава, находящегося в прямоугольном

графитовом тигле с треугольной нарезкой на двух противоположных стенках, вытягивается рифленая графитовая пластина. Рабочие размеры тигля 30х30х30 мм, пластины 30х26х4 мм. Тигель размещен в термостате, температура в котором поддерживается с точностью ±0,1 К. Измерения проводятся при постоянной нагрузке. Напряжения сдвига в сплаве фиксируются в виде кривой течения $s = s(t)$ – перемещения пластины s во времени t. Точность записи перемещений 0,002 мм. В установке предусмотрена защита сплава и измерительных устройств от побочных воздействий и помех.

Для исследования выбраны сплавы системы *Al-Si* как широко распространенные, хорошо изученные конструкционные материалы.

Основные измерения проводили в изотермических условиях. При одной температуре использовали не менее трех рабочих нагрузок, а при каждой нагрузке записывали не менее трех кривых течения. Время нагружения составляло от 20 до 60 мин. Примерно такое же время сплавы выдерживали после разгрузки.

В ряде дополнительных опытов записывали перемещение пластины в изотермических условиях при кратковременном нагружении сплавов до разрушения их структуры. В другой серии экспериментов фиксировали деформации сплавов при кратковременном нагружении в процессе непрерывного охлаждения со скоростями 1,5÷2,0 К/мин.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ИНТЕРВАЛЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Характер кривых течения всех доэвтектических сплавов системы *Al-Si* принципиально одинаков во всем интервале кристаллизации. При малых нагрузках P на них фиксируется практически мгновенная и замедленная упругие деформации. При возрастании нагрузки появляются остаточные (пластические) деформации. Скорость пластического течения зависит от нагрузки.

При некотором значении напряжений их дальнейшее увеличение на 1÷2% приводит к резкому возрастанию деформаций, связанному с разрушением консистентной (реологической) структуры сплава. Сплавы с разрушенной структурой ведут себя подобно ньютоновским жидкостям.

На кривых течения сплавов с неразрушенной структурой выделяли по методу П.А.Ребиндера перемещения пластины, соответствующие упругим γ_1, вязко-упругим γ_2 и пластическим γ_3 деформациям. Обработка полученных результатов по методу наименьших квадратов показала, что поведение доэвтектических *Al – Si* –сплавов адекватно (с

уровнем значимости 5% по критерию Фишера) описывается моделью линейно-деформируемого упруго-вязко-пластического тела с одним периодом релаксации и одним периодом последействия (рис.I). Связь напряжений и деформаций в этой модели при чистом сдвиге задается системой уравнений

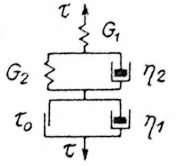


Рис.I. Реологическая модель сплавов.

$$\left.\begin{aligned} &\tau = G_1\gamma_1 ; \\ &\tau = G_2\gamma_2 + \eta_2\, d\gamma_2/dt ; \\ &\frac{d\gamma_3}{dt} = \begin{cases} 0, \ \gamma_3 = 0 & \text{при } 0 \le \tau \le \tau_0, \\ (\tau-\tau_0)/\eta_1 & \text{при } \tau \ge \tau_0 ; \end{cases} \\ &\gamma = \gamma_1 + \gamma_2 + \gamma_3 , \end{aligned}\right\} \quad (I)$$

в которой G_1 – модуль упругости Гука, G_2 – модуль упругого последействия, η_1 – вязкость пластическая, η_2 – вязкость упругого последействия, τ_0 – предел текучести по Бингаму или Шведову.

Константы уравнений системы (I), характеризующие основные реологические свойства сплавов, приняты за их параметры. Важными, хотя и производными параметрами являются также период релаксации $\theta_1 = \eta_1 / G_1$ и период упругого последействия $\theta_2 = \eta_2 / G_2$.

Для расчетов параметров сплавов использовали условия линейности модели

$$\gamma_{1m} = \tau_m / G_1 \ ; \ \gamma^*_{2m} = \tau_m / G_2 ;$$
$$\sqrt{s_3/(\alpha t_1)} = \sqrt{F/(Q\eta_1)}\,(\tau_m - \tau_0) \quad \text{при } P < Q ; \quad (2)$$
$$s_3/(\alpha t_1) = (\tau_m - Q/4F - \tau_0)/\eta_1 \quad \text{при } P \ge Q ,$$

в которых τ_m – максимальное напряжение, γ_{1m} и γ^*_{2m} – максимальные упругая и вязко-упругая деформации, F – площадь пластины, α – расстояние между стенкой тигля и пластиной, Q – вес исследуемого сплава, s_3 – перемещение пластины, соответствующее пластическим деформациям, t_1 – время нагружения.

Период упругого последействия θ_2 определяли графически по кривым течения. По значениям θ_2 и G_2 вычисляли вязкость упругого последействия η_2.

Основные реологические параметры доэвтектических сплавов системы $Al-Si$ (см.табл.) в интервале кристаллизации монотонно изменяются на 5÷6 десятичных порядков. Формирование кристаллического каркаса или непрерывной твердой фазы по их изменению не фиксируется. Периоды релаксации и упругого последействия изменяются незначительно, причем первый почти на два порядка больше второго (I,5-2,5 мин).

Реологические параметры сплавов системы Al-Si в интервале кристаллизации

T, °C	G_1, МН/м^2	G_2, МН/м^2	η_1, МН.с/м^2	η_2, МНс/м^2	τ_0, Н/м^2
Сплав Al + 0,6% Si					
655	0,02	0,0I7	I0,5	II,3	4,5
650	0,32	0,2	270	I7,8	98
645	2,0	0,9	I600	80	430
640	9,0	3,8	6000	290	I250
635	30	I0,5	I8500	I000	2700
63I	67	27	48000	2700	4800
Сплав Al+ 2,52% Si					
640	0,005	0,00I5	2,2	0,27	5,8
635	0,023	0,0086	22	I,I	I6,7
625	0,I20	0,063	I95	5,5	53
6I5	0,37	0,I76	590	I9,3	I25
605	0,95	0,395	I360	44,5	290
595	2,2	I,05	3250	I22	800
585	5,8	4,5	I0000	470	3000
579	II,5	27	25000	I450	7800
Сплав Al+ 5,24% Si					
625	0,00022	0,000I8	0,I	0,0I5	–
6I5	0,0II	0,0072	8,6	0,4I	I2
605	0,045	0,027	3I	I,65	34
595	0,I2	0,067	7I	4,I	72
585	0,26	0,I38	I58	8,2	I56
580	0,37	0,2II	200	I0,5	202
Сплав Al + 9,6% Si					
590	0,000I2	0,00007	0,22	0,07	0,5
585	0,0003I	0,000I9	I,I	0,23	I,3
580	0,00074	0,00045	3,I	0,62	5,5

4. АНАЛИЗ ГОРЯЧЕЛОМКОСТИ СПЛАВОВ И ТРЕЩИНОУСТОЙЧИВОСТИ ОТЛИВОК

Проблема горячих трещин в отливках известна литейщикам и металловедам давно и ей посвящена обширная специальная литература.

Выдающаяся роль в выявлении причин и механизма возникновения горячих трещин и создании научных основ их предотвращения принадлежит советским ученым. А.А.Бочвар разработал теорию литейной усадки, ввел понятие эффективного интервала кристаллизации и дал схему зависимости горячеломкости двойных сплавов от их состава.

Н.Н.Прохоров разработал основы теории технологической прочно-

сти в деформациях. При торможении усадки в температурном интервале хрупкости (ТИХ) для деформаций сплава им получено уравнение

$$\delta_{min} - \varepsilon_{св} = \varepsilon_{зп} + \varepsilon_{ф}, \qquad (3)$$

в котором δ_{min} –минимальная пластичность (остаточное удлинение), $\varepsilon_{св}$ –свободная усадка, $\varepsilon_{зп}$ –запас пластичности, $\varepsilon_{ф}$ –внешняя деформация. С учетом величины ТИХ уравнение (3) записывают в темпах деформаций. Величины $\delta_{min} - \varepsilon_{св}$ и $\alpha_n - \alpha_{св}$ (α_n –максимально допустимый темп деформации, определяемый пластичностью сплава, $\alpha_{св}$ –коэффициент свободной усадки) принимают за показатели горячеломкости. Чем больше запас пластичности, тем меньше склонность сплава к горячим трещинам. При отрицательном запасе пластичности трещины неизбежны. Эта теория получила наибольшее распространение и признание, и с ней так или иначе связаны многочисленные исследования последних лет.

И.И.Новиков провел систематические исследования пластичности цветных сплавов и обобщил обширные экспериментальные данные. В качестве показателя горячеломкости им предложен условный запас пластичности, определяемый алгебраической суммой площадей между кривыми пластичности и линейной усадки сплава в ТИХ.

Известные гипотезы и теории, как правило, распространяются на горячеломкость сплавов. Методов оценки трещиноустойчивости отливок фактически не существует. Попытки использования гипотез горячеломкости для этой цели не всегда успешны. Расчет пластичности на основе дискретной механической модели Н.Н.Прохоровым и Н. Никол.Прохоровым в этом отношении новых результатов не дал. Другие попытки расчета базируются на частных предположениях о характере поведения сплавов в ТИХ, что практически исключает возможность их применения.

Экспериментальное исследование пластичности сплавов в интервале кристаллизации обычно проводят в изотермических условиях с постоянной скоростью деформирования k . Деформацию

$$\varepsilon = kt \qquad (4)$$

при этом считают однородной по длине образца.

Развитие напряжений и деформаций в образце в этих условиях описывается системой уравнений (I), записанной для условий одноосного растяжения с учетом (4). Параметры сплавов при этом должны быть пересчитаны по правилам механики сплошной среды.

Очевидно, что упругую ε_1 , вязко-упругую ε_2 и пластическую ε_3 деформации при достижении предела прочности сплава надо рассмат-

ривать как предельные. Величина общей предельной деформации ε должна определять деформационную способность сплава.

Характер изменения расчетных предельных деформаций доэвтектических $Al-Si$ -сплавов точно соответствует характеру изменения их пластичности. При скоростях деформирования k =0,0005–0,0015 c^{-1} предельная пластическая деформация во всем ТИХ пренебрежимо мала. Предельная вязко-упругая деформация практически совпадает с пластичностью. Наибольшей оказывается предельная упругая деформация, составляющая более 75% от общей предельной деформации ε . Последняя примерно на порядок больше их пластичности и линейной усадки. Поэтому тот факт, что пластичность сплавов в ТИХ соизмерима с их линейной усадкой в этом интервале, принципиального значения не имеет.

Этот вывод прямо противоречит положениям общепринятой теории технологической прочности. Однако он устраняет очевидное противоречие в ней, состоящее в том, что за меру деформационной способности сплава, разрушающегося идеально хрупко или квазихрупко, принимается остаточное удлинение. Такой характеристикой, повидимому, должна быть предельная упругая деформация. Известный характер диаграмм растяжения сплавов в ТИХ подтверждает этот вывод.

Расчетная деформационная способность сплава Al+2,52% Si в ТИХ в 3,6 раза превышает эту характеристику сплава Al+0,6% Si , что хорошо согласуется с известной из практики горячеломкостью этих сплавов.

Обычно к затруднениям общепринятой теории технологической прочности относят тот факт, что пластичность измеряют в изотермических условиях, а линейную усадку при непрерывном охлаждении.

Пусть образец охлаждается с постоянной скоростью k_1 в эффективном интервале кристаллизации, а коэффициент линейной усадки сплава не изменяется. Тогда

$$T = T_y - k_1 t, \qquad (5)$$

$$\varepsilon_{св} = \alpha_{св}(T_y - T), \qquad (6)$$

где T -температура, T_y -температура начала линейной усадки.

Следовательно, при полном торможении усадки образец будет деформироваться по линейному закону

$$\varepsilon = \alpha_{св} k_1 t. \qquad (7)$$

Реологическая модель сплавов в интервале кристаллизации не изменяется. Однако их параметры являются функциями температуры. Значения модуля упругости, полученные при непрерывном охлаждении

со скоростями I,5÷2,0 К/мин, не отличаются от найденных для изотермических условий. Можно предположить, что и другие параметры остаются неизменными. В то же время увеличение скорости охлаждения может привести к изменению величины зерна и ширины эффективного интервала кристаллизации.

По данным Г.И.Тимофеева изменение величины зерна алюминиевых сплавов в I0 раз приводит к изменению параметров на 30÷40%, т.е. влияние размеров зерна в первом приближении можно не учитывать. Изменение ширины эффективного интервала кристаллизации учтем приведенным коэффициентом усадки

$$\alpha'_{св} = \alpha_{св}\,\Delta T^{*}_{эф}/\Delta T,$$

где $\Delta T^{*}_{эф}$ и $\Delta T_{эф}$ -эффективный интервал кристаллизации при затвердевании по стабильной и метастабильной диаграммам состояния.

Для этих условий поведение образца описывается системой уравнений

$$\left.\begin{aligned}
&\sigma = E_1\varepsilon_1;\\
&\varepsilon_1 = \varepsilon - \varepsilon_2 - \varepsilon_3;\\
&\frac{d\varepsilon_2}{dt} = \begin{cases} \frac{E_1}{\lambda_1}\alpha'_{св}k_1 t - \frac{E_1+E_2}{\lambda_2}\varepsilon_2 & \text{при } 0\le\sigma\le\sigma_S,\\ \frac{E_1}{\lambda_1}\alpha'_{св}k_1 t - \frac{E_1+E_2}{\lambda_2}\varepsilon_2 - \frac{E_1}{\lambda_2}\varepsilon_3 & \text{при } \sigma_S\le\sigma\le\sigma_в; \end{cases}\\
&\frac{d\varepsilon_3}{dt} = \begin{cases} 0,\ \varepsilon_3 = 0 & \text{при } 0\le\sigma\le\sigma_S,\\ \frac{E_1}{\lambda_2}\alpha'_{св}k_1 t - \frac{\sigma_S}{\lambda_1} - \frac{E_1}{\lambda_1}\varepsilon_2 - \frac{E_1}{\lambda_1}\varepsilon_3 & \text{при } \sigma_S\le\sigma\le\sigma_в, \end{cases}
\end{aligned}\right\} \quad (8)$$

в которой $E_1 = E_1(T)$ и $E_2 = E_2(T)$ -модули упругости и упругого последействия, $\lambda_1 = \lambda_1(T)$ и $\lambda_2 = \lambda_2(T)$-вязкости (Троутона) пластическая и упругого последействия, $\sigma_S = \sigma_S(T)$ и $\sigma_в = \sigma_в(T)$-пределы текучести и прочности сплава при растяжении.

Систему уравнений (8) вместе с (5) и (7) решали методом Рунге-Кутта четвертой степени точности на ЭЦВМ "Наири". Изменение параметров сплавов в интервалах температур, заданных строками приведенной выше таблицы, принимали линейным.

По результатам расчета уровень напряжений остается очень низким. Запас технологической прочности $n_T = \sigma_в/\sigma$ с понижением температуры уменьшается до 43,6÷54,2 для сплава Al+2,52% Si и до II,7÷I5,3 для сплава Al+0,6% Si (до 3,I÷4,7 при неравновесном затвердевании). Эти результаты опять хорошо согласуются с горячеломкостью сплавов.

В рассматриваемых условиях все доэвтектические $Al-Si$ -сплавы

имеют достаточный запас прочности в напряжениях и горячие трещины не должны возникать вообще. Аналогичный вывод получен Т. Моринагой, Х. Ватанабой и Т. Минегиши на основе прямых измерений усадочных напряжений для $Al-Cu$ – и $Mg-Al$ –сплавов, несмотря на то, что запас пластичности по Н.Н. Прохорову и условный запас пластичности по И.И. Новикову, например для сплава Al+1% Cu, отрицательны.

Основным допущением в проведенных расчетах было равномерное распределение деформаций по длине образца. В реальных отливках по многим причинам возникает разность температур, а деформации локализуются в "теплых" местах. Горячие трещины возникают тогда и только тогда, когда напряжения и деформации в этих местах достигают предельных, т.е. при критической степени локализации деформаций $m_к$. Дальнейшее увеличение степени локализации деформаций приводит к повышению температуры образования горячих трещин. При этом появляются или улучшаются условия их залечивания.

Предельные деформации $Al-Si$ –сплавов при непрерывном охлаждении мало отличаются от рассчитанных для изотермических условий. По-прежнему основную долю в общей предельной деформации составляет упругая деформация. Поэтому деформационную способность сплавов в первом приближении можно определить как предельную упругую деформацию ε_o. Для момента возникновения трещин получается соотношение

$$\varepsilon_o - m_к \varepsilon_{св} = 0. \qquad (9)$$

Учитывая, что $\varepsilon_o = \sigma_в / E_1$, а $\varepsilon_{св} E_1 = \sigma$, где σ –напряжение в образце при равномерном распределении деформаций, из (9) получим

$$m_к = min(\sigma_в / \sigma) = n_o. \qquad (10)$$

Таким образом, критическая степень локализации деформаций равна минимальному запасу прочности сплава в напряжениях. Обе величины равнозначно характеризуют склонность сплавов к горячим трещинам и поэтому являются показателями их горячеломкости.

Рассмотрим развитие деформаций в простейшей отливке– пробе длиной L и площадью поперечного сечения f (рис.2). Пусть ее участок ℓ затвердевает независимо от остальной части отливки. Все характеристики процесса формы и отливки, которые могут принимать свои значения на этом участке, будем отмечать знаком *. Ограничимся случаем малой интенсивности теплового взаимодействия отливки с формой и постоянного темпа кристаллизации сплава.

Пусть усадка отливки тормозится формой через фланцы на ее

торцах, а утолщение на участке ℓ не препятствует развитию деформаций. При упругом поведении сплава деформация ε^* на участке ℓ после достижения T_y будет описываться уравнением



Рис.2. Расчетная схема

$$\varepsilon^* = m\,\varepsilon_{св}, \qquad (11)$$

в котором $\varepsilon_{св} = \alpha_{св}(T_2 - T)$, T_2 – температура в основной части отливки ко времени начала линейной усадки на участке ℓ;

$$m = \frac{L}{\ell}\left\{\left[1 - \frac{\ell}{L}\left(1 - \frac{R}{R^*}x\right)\right] - \frac{\varepsilon_\phi}{\varepsilon_{св}}\right\}\frac{1}{1+(L/\ell-1)E_1^*f^*/E_1 f}, \qquad (12)$$

$x = \beta^*(T_L - T_\phi^*)/[\beta(T_L - T_\phi)]$ – для песчаной формы, $x = \beta^*(T_L - T_K^*)/[\beta(T_L - T_K)]$ – для кокиля; R – приведенный размер, ε_ϕ – деформация формы, β – коэффициент теплоаккумуляции песчаной формы, β – коэффициент термической проводимости кокильной краски, T_L, T_ϕ и T_K – температуры ликвидуса, песчаной формы и кокиля (среднекалориметрическая).

В формуле (12) выражение в квадратных скобках характеризует неравномерность развития усадки, $\varepsilon_\phi/\varepsilon_{св}$ – степень торможения усадки формой, а дробь в правой части – перераспределение деформаций в отливке-пробе из-за различной жесткости ее элементов при затвердевании. Следовательно, степень локализации деформаций определяется комплексом свойств отливки, литейной формы и сплава. Поэтому она является показателем трещиноустойчивости отливки в конкретных условиях ее изготовления.

Анализ известных технологических проб показывает, что в большинстве их так или иначе оценивают именно степень локализации деформаций. В этом собственно и состоит их ценность и достоинство. Критическое значение любой из входящих в формулу (12) величин оказывается объективной характеристикой критической степени локализации деформаций.

Чтобы по технологическим пробам объективно оценивать горячеломкость сплавов, необходимо использовать пробы с одноосным растяжением и полным торможением усадки, так как только для этих условий $m_K = n_o$. Из анализа условий формирования отливки-пробы следует, что наиболее целесообразно варьировать L. Для повышения ее чувствительности отношение R/R^*, обусловливающее локализацию деформаций, следует выбирать таким, чтобы E_1^*/E_1 было мало. В этом случае, формула (12) для условий песчаной формы принимает вид

$$m = \frac{L}{\ell}\left[1 - \frac{\ell}{L}\left(1 - \frac{R}{R^*}\right)\right] \approx \frac{L}{\ell}, \qquad (13)$$

т.е. степень локализации деформаций будет определяться длиной пробы L . Именно к такой пробе в результате экспериментальных исследований пришел Г.К.Холл.

Среди известных кокильных проб нет пробы, отвечающей полностью поставленным условиям. Однако введение, например, "утепляющей" вставки в пробе ("лире") Н.Н.Прохорова, позволяет выполнить эти условия.

Равенство (10) позволяет сформулировать условие гарантированной трещиноустойчивости отливок: $m < n_o$. К сожалению, расчет степени локализации деформаций для большинства фасонных отливок пока невозможен. Поэтому для оценки трещиноустойчивости отливок целесообразно использовать технологические пробы, моделирующие условия локализации деформаций в их характерных элементах.

В соответствии с факторами, определяющими степень локализации деформаций, мероприятия по предотвращению горячих трещин должны приниматься на стадиях проектирования отливки, разработки и реализации технологии ее изготовления. Наиболее эффективным, особенно при литье в неподатливые формы, оказывается путь рассосредоточения усадки за счет выбора размеров и взаимного расположения конструктивных и технологических элементов.

5. АНАЛИЗ ЖИДКОТЕКУЧЕСТИ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ЗАПОЛНЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

При исследованиях жидкотекучести сплавов и заполнения литейных форм ключевым является вопрос о механизме остановки потока. Известно два механизма: за счет смыкания корочек, растущих от стенок канала и за счет твердо-жидкой "пробки", формирующейся на кончике потока. Однако сущность явлений, протекающих в концевой части потока, остается невыясненной, а мнения исследователей по этому вопросу имеют характер весьма общих предположений.

Анализ условий течения потока после снятия перегрева показывает, что течение может продолжаться только при разрушении консистентной структуры сплава. Структура разрушается, пока уровень действующих напряжений в потоке превышает предел сдвиговой прочности сплава. Как только это условие перестает выполняться, течение прекращается. Торможение потока сопровождается упругим деформированием всей его двухфазной зоны, хотя основная доля работы торможения приходится на концевую часть, где концентрация твердой фазы наибольшая.

При реализации этого механизма в условиях обычных проб жидкотекучесть сплавов системы $Al-Si$ от ширины их интервала кристаллизации не зависит. Сдвиговая прочность этих сплавов пропорциональна количеству твердой фазы (при малых количествах). Поэтому в условиях одной пробы поток будет останавливаться при одинаковом среднем количестве твердой фазы в его головной части. Длина пути потока будет определяться количеством теплоты, отводимой от его головной части, т.е. в основном теплотой кристаллизации выделившейся твердой фазы, которая от ширины интервала кристаллизации сплава не зависит. Этот вывод подтверждается результатами исследования жидкотекучести $Al-Si$ -сплавов на пластинчатой пробе. Аналогичные результаты на спиральной пробе получены В.П. Ивановым для сплавов систем $Al-Cu$, $Al-Mg$, $Al-Ca$ и $Al-Si$.

Формирование и разрушение консистентной структуры сплава делает конечную стадию процесса заполнения полости формы неустойчивой. Из-за неоднородности температурного поля и поля скоростей в отдельных частях потока консистентная структура перестает разрушаться, и течение прекращается, в то время как на других участках оно продолжается. Возникают и развиваются вторичные неупорядоченные потоки.

При обычных способах литья формы тонкостенных крупногабаритных отливок заполнить до снятия перегрева сплава не удается. Течение сплава заканчивается в двухфазном состоянии с разрушением его консистентной структуры. И в этом смысле такие отливки следует отнести к реоотливкам. Развитие вторичных потоков приводит к существенной неоднородности температурного поля, что обусловливает склонность тонкостенных отливок к горячим трещинам.

Возможности разрушения консистентной структуры и течения сплавов в двухфазном состоянии особенно благоприятны при "жидкой штамповке" и литье под давлением. Эти реопроцессы представляются перспективными во многих отношениях.

6. ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

I. Исследование процессов формирования свойств отливок методами реологии является одним из эффективных направлений в дальнейшей разработке теории формирования отливок. Оно фактически находится в начальной стадии развития, но уже привело к важным научно-техническим результатам.

2. Литейные сплавы в интервале кристаллизации как дисперсные реологические тела могут находиться в двух различных состояниях: с неразрушенной и разрушенной консистентной структурой. Сплавы с разрушенной структурой обладают эффективной вязкостью и могут быть уподоблены ньютоновской жидкости; сплавы с неразрушенной структурой являются линейно-деформируемыми упруго-вязко-пластическими реологическими телами с одним периодом релаксации и одним периодом упругого последействия.

3. В ТИХ проявляются преимущественно упругие свойства сплавов. Их деформационную способность в этом случае приближенно можно определить как предельную упругую деформацию. Она примерно на порядок больше линейной усадки сплавов в том же интервале. Поэтому причинами возникновения горячих трещин в отливках являются торможение усадки и локализация деформаций в них.

4. Горячеломкость сплавов предлагается оценивать минимальным запасом прочности в напряжениях или критической степенью локализации деформаций. Эти показатели можно вычислить по реологическим свойствам сплавов или оценить по технологическим пробам.

5. Трещиноустойчивость отливок определяется степенью локализации деформаций, зависящей от их конфигурации, свойств форм и сплавов. Горячие трещины возникают только тогда, когда степень локализации превышает запас прочности сплава.

6. Остановка потока сплавов, затвердевающих объемно в полости литейной формы, происходит в результате упругого деформирования его двухфазной зоны. Жидкотекучесть этих сплавов в условиях обычных технологических проб от ширины интервала кристаллизации не зависит. Разрушение консистентной структуры сплава при заполнении полости литейной формы приводит к развитию вторичных потоков ("проток") в обычных способах литья и специфическим условиям формирования реоотливок.

Соображения по конкретной реализации и использованию научных выводов. Два различных состояния сплавов в интервале кристаллизации определяют области применения реологических методов исследования и пути организации технологических процессов: а) реолитье специальными методами и питание отливок с разрушением консистентной структуры; б) питание отливок из прибылей под избыточным давлением без разрушения структуры, а также подпрессовка при литье под давлением.

Для практического использования рекомендуются: пробы с одноосным растяжением при полном торможении усадки с заведомой локализацией деформаций (типа пробы Г.К.Холла) для оценки горячеломкости сплавов; пробы для оценки трещиноустойчивости отливок, моделирующие условия локализации деформаций в их элементах (например, проба Ю.А.Степанова для тонкостенных панельных отливок); рассосредоточение усадки за счет выбора размеров и взаимного расположения конструктивных и технологических элементов отливок на основе указанных проб как наиболее эффективный путь предотвращения горячих трещин, особенно при использовании неподатливых форм; пробы на жидкотекучесть с одномерным потоком в горизонтальном канале для выбора режимов заполнения форм при реолитье.

Основные положения диссертации опубликованы в работах:

1. Е.А.Соколов, Л.П.Каширцев, М.С.Федюшин, Г.И.Муромцев, В.М.Синельников. Экспериментальное исследование процессов заполнения полости форм тонкостенных отливок. "Известия вузов. Машиностроение", 1966, №7.

2. Г.Ф.Баландин, Л.П.Каширцев, Ю.А.Степанов, В.И.Семенов. Определение реологических параметров в алюминиевых сплавах в интервале затвердевания. "Литейные свойства металлов и сплавов. Труды II-го Совещания по теории литейных процессов", М., "Наука", 1967.

3. Г.Ф.Баландин, Л.П.Каширцев. Структурно-механические свойства сплавов $Al-Si$ в интервале кристаллизации и анализ их жидкотекучести. "Теплообмен между отливкой и формой", Минск, "Вышэйшая школа", 1967.

4. Г.Ф.Баландин, Л.П.Каширцев. Исследование структурно-механических свойств алюминиево-кремниевых сплавов в интервале кристаллизации. "Литейные свойства сплавов. Труды первого совещания по литейным свойствам сплавов", Киев, "Наукова думка", 1968.

5. Л.П.Каширцев. Реологическая модель и уравнения алюминиево-кремниевых сплавов в интервале кристаллизации. "Известия вузов. Машиностроение", 1976, №9.

6. Л.П.Каширцев. Анализ горячеломкости алюминиево-кремниевых сплавов на основе их реологической модели. "Физика и химия обработки материалов", 1977, №1.